

Градиентные магнитные пленки $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_n)_{1-x}$

Ю. Е. Калинин, А. В. Ситников, М. Б. Агранат,
О. Д. Вольпян, А. Б. Грановский

Исследованы действительная (μ') и мнимая (μ'') части комплексной магнитной проницаемости на частотах 50 МГц и 4,2 ГГц композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$, полученных в среде аргона и в среде с добавлением реактивных газов: кислорода и азота. Показано, что на частоте 4,2 ГГц действительная и мнимая части комплексной магнитной проницаемости композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ вдоль трудной оси намагничивания имеют более высокие значения при напылении в среде аргона и уменьшаются при введении в камеру кислорода и азота. Разработан способ получения градиентных магнитных покрытий на неподвижную подложку путем изменения концентрации реактивных газов при напылении различных слоев.

Ключевые слова: градиентные магнитные пленки, комплексная магнитная проницаемость, нанокompозиты, СВЧ-диапазон.

The real and imaginary parts of complex magnetic permeability at frequencies of 50 MHz and 4.2 GHz of $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ composites have been investigated. All these samples were obtained in an atmosphere of argon and in a medium with the addition of reactive gases: oxygen and nitrogen. Have been shown that at the frequency of 4.2 GHz the real and the imaginary part of complex magnetic permeability of the $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ composites along the difficult axis of magnetization have higher values by spraying in argon, and reduced by the insertion an oxygen and nitrogen into the cell. A method for obtaining gradient magnetic cover on a fixed substrate by changing the concentration of reactive gases in the deposition of different layers also has been developed.

Keywords: gradient magnetic films, complex magnetic permeability, nanocomposites, microwave range.

Введение

Гранулированные композиционные материалы, состоящие из металлических гранул (2 – 10 нм), случайным образом распределённых в диэлектрической матрице, представляя собой почти идеальные системы для исследования физических свойств наноструктурированных материалов благодаря относительной простоте изменения концентрации. Впервые такие материалы (cermets в англоязычной литературе) были получены в начале 70-х годов XX в. и в этом же десятилетии были сформулированы основные модельные представления об электрических и магнитных свойствах композитов [1 – 5]. Повторный интерес к этим материалам возник в 90-х годах, когда появилась потребность в новых магнитных головках для записи и воспроизведения

информации. Исследования магнитных свойств нанокompозитов ферромагнитных гранул в диэлектрической матрице показали [6], что если объемная доля металлической фазы ниже порога протекания, гранулы являются однодоменными, а композит в целом при комнатной температуре имеет суперпарамагнитные свойства. В том случае, когда объемная доля металла превышает порог протекания, гранулы образуют связанную фрактальную сетку, и композит проявляет магнитно-мягкие свойства. Изменяя технологические параметры получения композитов, можно управлять порогом протекания и изменять их физические свойства в широких пределах [7]. Было также установлено, что композиты с ферромагнитными гранулами характеризуются наличием гигантского магнитосопротивления [8, 9] (достигающим величины 8 % при комнатной темпе-

ратуре [10]), а также аномальным эффектом Холла [11, 12], высокими значениями магниторефрактивного эффекта [13] и эффекта Керра [14, 15].

Одним из перспективных направлений применения магнитных нанокompозитов является СВЧ-электроника — радиолокация, связь и многое другое. СВЧ-излучение широко применяется в научных исследованиях. В последние годы на базе созданных мощных и сверхмощных СВЧ-генераторов микросекундной и наносекундной длительности импульсов возникло новое перспективное направление — импульсная СВЧ-электроника, которая позволяет получить материалы с уникальными электромагнитными параметрами благодаря переходным процессам, возникающим при формировании границы раздела двух сред. В связи с этим актуальной задачей является разработка способов получения и исследование тонких градиентных магнитных пленок, состав и свойства которых меняются в направлении нормали к их поверхности. Перспективы применения ферроэлектрических нанопленок для управления потоками СВЧ-излучения в волноводах обсуждаются в [16]. Аналогичные структуры рассматривают в [17] как материалы для специальных градиентных покрытий, уменьшающих рассеяние коротких радиоволн на металлических объектах; другое возможное приложение таких структур связано с направляющими системами для поверхностных магнитостатических волн ГГц-диапазона, наблюдавшихся ранее в однородных YIG-пленках [18, 19]. В отличие от однородных пленок, комплекс радиофизических процессов ГГц-диапазона в градиентных магнитных средах и, в частности, спектры поверхностных волн определяются нелокальной дисперсией таких сред [20], контролируемой способом их получения.

В настоящей работе представлены результаты исследования комплексной магнитной проницаемости гранулированных нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_n)_{100-x}$ и способ получения градиентных магнитных пленок на основе таких магнитных слоев.

Получение градиентных магнитных покрытий

Для получения композитных слоев $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_n)_{100-x}$ с различными физическими свойствами в работе применен метод ионно-лучевого распыления [21–23]. С целью получения дискретного изменения магнитной проницаемости по толщине покрытия была использована установленная закономерность зависимости порога протекания от концентрации реактивного газа, вводимого в распылительную камеру в процессе осаждения

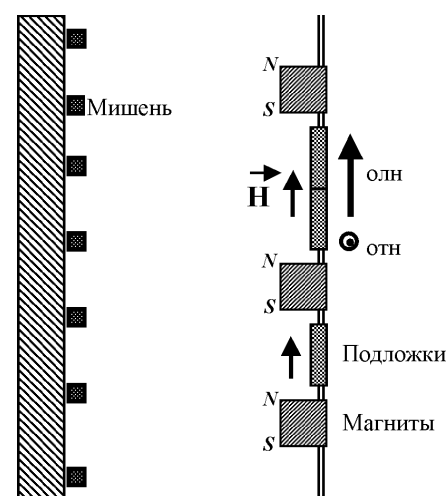


Рис. 1. Расположение мишени и подложек при прямом напылении композита. ОЛН — ось легкого намагничивания, ОТН — ось трудного намагничивания.

композита [7]. Наличие реактивных газов разной концентрации в распылительной камере приводит к изменению магнитных свойств СВЧ-диапазона нанокompозитов одного и того же состава [23]. Учитывая вышесказанное, получение градиентных магнитных покрытий осуществляли на неподвижную подложку из стекла при различной концентрации реактивного газа, напускаемого в распылительную камеру через дозирующий вентиль.

Для формирования направления и величины магнитной анизотропии использовали несколько геометрий расположения подложек относительно плоскости поверхности мишени (рис. 1). При осаждении пленки в нулевом магнитном поле направление оси легкого намагничивания располагается параллельно длинной оси подложки, но величина магнитной анизотропии в этом случае составляет несколько эрстед, и дисперсия локальных магнитных осей значительна. Для формирования легкой оси намагничивания в плоскости пленки напыление пленки осуществляли в магнитном поле, создаваемом постоянными магнитами, закрепленными на основании подложкодержателя.

Три стеклянные подложки закрепляли на подложкодержателе параллельно плоскости мишени вдоль ее длинной стороны между постоянными магнитами. Перед напылением градиентных покрытий на рабочие подложки проводили контрольные напыления композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ в аргоновой среде в течение 130 мин. После этого измеряли толщину нанесенного покрытия за время t , мин. Из известного времени напыления и толщины контрольной пленки рассчитывали толщину нано-

Таблица

Технологические параметры при получении композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ и многослойных структур на их основе

Номера серий	Состав рабочей смеси	Давление реактивного газа при напылении крайних слоев, 10^{-5} Торр	Количество слоев	Изменение давления реактивного газа при напылении соседних слоев, 10^{-5} Торр	Давление реактивного газа при напылении среднего слоя, 10^{-5} Торр
840*	Ar+O ₂	0	13	0,2	1,8
841*	Ar+O ₂	1,8	13	0,2	0
842*	Ar	0	1	0	0
843*	Ar+O ₂	1,7	1	0	1,7
844*	Ar+N ₂	2,3	1	0	2,3
845*	Ar+N ₂	0	13	0,4	2,8
846*	Ar+N ₂	2,8	13	0,4	0
847**	Ar+N ₂	2,5	1	0	2,5
848**	Ar+N ₂	0	13	0,4	2,8
849**	Ar+N ₂	2,8	13	0,4	0
850**	Ar	0	1	0	0

* — внешнее магнитное поле $H = 200$ Э направлено перпендикулярно оси образца и оси мишени, ** — внешнее магнитное поле $H = 200$ Э направлено перпендикулярно оси образца и параллельно оси мишени.

симого слоя за 10 мин напыления для оценки толщин мультислойных покрытий.

Получение отдельных нанокомпозитов и многослойных градиентных магнитных структур осуществляли распылением составной мишени с 8 навесками из оксида кремния, равномерно расположенными на поверхности мишени. Такая конфигурация навесок позволила получать отдельные слои композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$, состав которого располагался за порогом протекания с различным содержанием реактивного газа (кислорода или азота).

Определение состава образца осуществляли с помощью электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа. Разброс значений не превышал 0,5–0,7 ат. %.

Непосредственно перед напылением многослойной пленки проводили ионную очистку поверхностей подложек в течение 30 мин для улучшения адгезионных свойств напыляемой структуры и подложки. Затем в течение 10 мин напыляли первый слой композита в атмосфере аргона или в атмосфере аргона с максимальным содержанием реактивного газа. После окончания осаждения первого слоя изменяли концентрацию реактивного газа и осаждали второй слой в течение 10 мин. Таким образом, общее количество слоев в каждой серии составило 13.

В процессе напыления экспериментально были определены оптимальные режимы работы: давление аргона в камере $2,0 \cdot 10^{-4}$ Торр; ток плазмы ~90 мА при напряжении на источнике ~2,8 кВ.

Таким образом, при выбранных параметрах напыления были получены градиентные многослойные наноструктуры на основе композитов

$(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ с параметрами, представленными в таблице.

Измерение магнитной проницаемости осуществляли резонансным методом. В частотном диапазоне 15 – 240 МГц измерения проводили в катушке индуктивности с использованием Q-метра. Ориентация переменного измерительного поля была направлена в плоскости пленки параллельно продольной оси образца по методике, описанной в [24]. На частоте 4,2 ГГц измерения проводили с использованием коаксиального резонатора. Ориентация измерительного поля относительно направления осей анизотропии пленки осуществлялась путем изготовления испытуемых образцов специальной формы и направлена вдоль ОТН пленки. Относительная погрешность в определении μ' и μ'' составила 8 %.

Результаты эксперимента и их обсуждение

В полученных однородных образцах композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ была исследована комплексная магнитная проницаемость на частоте 50 МГц в постоянном магнитном поле, направленном перпендикулярно напряженности переменного поля в измерительных катушках и оси образца в зависимости от положения образца относительно внешнего магнитного поля в напылительной камере. Данные измерения позволили определить направление и величину поля анизотропии в приготовленных пленках в зависимости от технологии получения и состава рабочего газа.

На рис. 2 представлены зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной

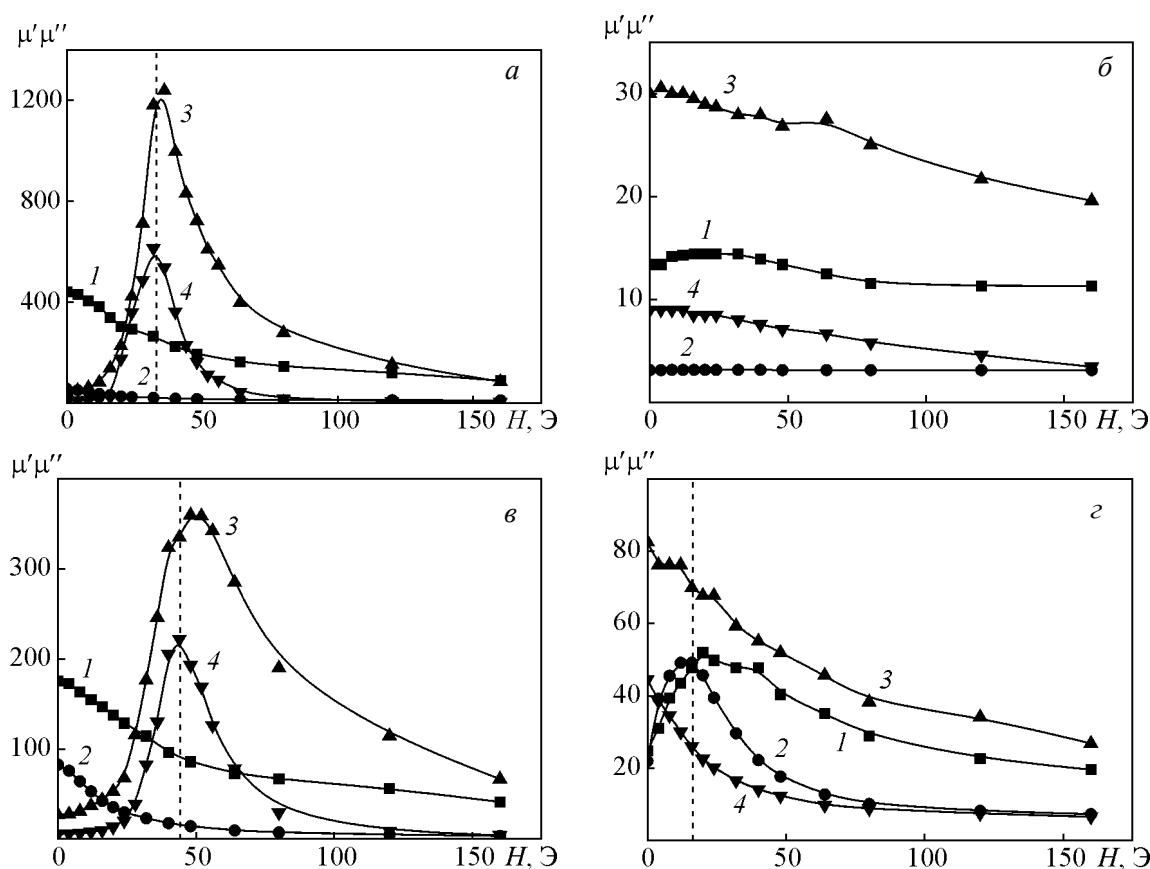


Рис. 2. Полевые зависимости действительной (кривые 1, 3) и мнимой (кривые 2, 4) частей комплексной магнитной проницаемости на частоте 50 МГц композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ (а – серия 842, б – серия 843, в – серия 844, г – серия 847) при направлении внешнего магнитного поля: а, в – перпендикулярно, б, г – параллельно напряженности переменного поля в измерительных катушках и оси образца. Кривые 1, 2 соответствуют образцу, вырезанному: а – в – вдоль, г – перпендикулярно направлению напряженности внешнего магнитного поля, в напылительной камере. Кривые 3, 4 соответствуют образцу, вырезанному: а – в – перпендикулярно, г – вдоль направления напряженности внешнего магнитного поля, в напылительной камере.

проницаемости от напряженности внешнего магнитного поля на частоте 50 МГц композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ различных серий при различной ориентации напряженности переменного поля в измерительных катушках и оси образца. На рис. 2а и б представлены результаты исследований, когда направление ОЛН не совпадает с направлением напряженности магнитного поля ~ 200 Э, приложенного к образцу в процессе осаждения пленки. Такое поведение магнитной структуры пленки свидетельствует о том, что магнитная анизотропия формы, обусловленная одноосной геометрией напылительной системы, больше, чем наведенная магнитная анизотропия, формирующаяся при приложении внешнего магнитного поля. Условия роста композита в этом случае могут способствовать повышению дисперсии осей анизотропии образцов, что приводит к уменьшению величины поля анизо-

тропии, и как следствие, понижению частоты естественного ферромагнитного резонанса. Изменение направления внешнего магнитного поля вдоль оси симметрии распылительной системы (рис. 2б, г) способствует устранению конкуренции механизмов формирования полей анизотропии напыляемой пленки. Кроме того, анализ представленных зависимостей свидетельствует о существенном изменении комплексной магнитной проницаемости композита при введении в процессе роста пленок активных газов. Видно, что добавление ~ 8 % кислорода более чем на порядок понижает величину комплексной магнитной проницаемости композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ на частоте измерения 50 МГц. Меньшее влияние на изменение магнитной проницаемости оказывает азот. Так введение в распылительную камеру ~ 14 % азота понижает величину μ всего в 2–3 раза.

Приведенные зависимости позволили предположить, что многослойные системы $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$, полученные при введении в распылительную камеру разных парциальных давлений азота и кислорода при напылении различных слоев, будут иметь широкое распределение магнитной проницаемости по слоям на частоте несколько ГГц.

Исследования комплексной магнитной проницаемости на частоте 4,2 ГГц показали, что ее действительная часть композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ имеет более высокие значения при напылении в среде аргона для образцов, вырезанных вдоль трудной оси намагничивания ($\mu' \sim 17$). Введение в камеру реактивных газов приводит к уменьшению действительной части комплексной магнитной проницаемости: $\mu' \sim 4$ при введении кислорода и $\mu' \sim 5$ — азота. Мнимая часть комплексной магнитной проницаемости на частоте 4,2 ГГц также имеет максимальное значение при напылении в среде аргона для образцов, вырезанных вдоль трудной оси намагничивания ($\mu'' \sim 18$). Введение в камеру реактивных газов приводит и к уменьшению мнимой части комплексной магнитной проницаемости: $\mu'' \sim 5$ при введении кислорода и $\mu'' \sim 11$ — азота.

Для образцов композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$, вырезанных вдоль оси легкого намагничивания, действительная часть комплексной магнитной проницаемости на частоте 4,2 ГГц также имеет более высокие значения при напылении в среде аргона ($\mu' \sim 10$). Введение в камеру азота понижает действительную часть комплексной магнитной проницаемости ($\mu' \sim 3,9$). Мнимая часть комплексной магнитной проницаемости на частоте 4,2 ГГц имеет максимальное значение при напылении в среде аргона для образцов, вырезанных вдоль оси легкого намагничивания ($\mu'' \sim 5,5$), а введение в камеру азота понижает μ'' до значений $\sim 2,9$.

Таким образом, в опытных образцах градиентных магнитных пленок было сформировано по 13 дискретных слоев (толщиной слоя $\sim 0,1$ мкм), полученных при различных парциальных давлениях кислорода или азота. Учитывая зависимость комплексной магнитной проницаемости отдельных слоев от условий их получения, можно полагать, что полученные градиентные пленки имели различные величины магнитной проницаемости в слое. При этом, значения магнитных параметров либо возрастали от крайних слоев пленки к средним, либо уменьшались.

Заключение

1. Исследованы зависимости действительной (μ') и мнимой (μ'') частей комплексной магнитной про-

ницаемости от напряженности внешнего магнитного поля на частоте 50 МГц при различной ориентации напряженности переменного поля в измерительных катушках относительно осей легкого и трудного намагничивания композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$, полученных в среде аргона и в среде с добавлением реактивных газов: кислорода и азота. Установлено, что магнитная анизотропия формы, обусловленная одноосной геометрией напылительной системы, больше, чем наведенная магнитная анизотропия, формирующаяся при наложении внешнего магнитного поля.

2. Исследованы действительная (μ') и мнимая (μ'') части комплексной магнитной проницаемости на частоте 4,2 ГГц композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$, полученных в среде аргона и в среде с добавлением реактивных газов: кислорода и азота. Показано, что действительная часть комплексной магнитной проницаемости композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{55}(\text{SiO}_2)_{45}$ имеет более высокие значения вдоль трудной оси намагничивания для образцов при напылении в среде аргона ($\mu' \sim 17$) и уменьшается при введении в камеру кислорода ($\mu' \sim 4$) или азота ($\mu' \sim 5$). Мнимая часть комплексной магнитной проницаемости на частоте 4,2 ГГц вдоль трудной оси намагничивания также имеет максимальное значение при напылении в среде аргона ($\mu'' \sim 18$) и уменьшается при введении в камеру кислорода ($\mu'' \sim 5$) или азота ($\mu'' \sim 11$).

3. Разработан способ получения градиентных магнитных покрытий на неподвижную подложку путем изменения концентрации реактивных газов при напылении различных слоев.

Работа выполнена при финансовой поддержке федерального агентства по науке и инновациям (ГК 02.513.11.3395 от 29.08.2008), федерального агентства по образованию (проект РНП 2.1.1/4406) и РФФИ (гранты № 08-02-00840, 09-02-97506).

Литература

1. Neugebauer C.A. Resistivity of Cermet Films Containing Oxides of Silicon. *Thin Solid Films*, 1970, v. 6, p. 443 – 447.
2. Gittleman J.L., Goldstain Y., Bozowski S. Magnetic properties of Granular Nickel Films. *Physical Review B*, 1972, v. B5, p. 3609 – 3621.
3. Abeles B., Sheng P., Coutts M.D., Arie Y. Structural and electrical properties of granular metal films. *Advances in Physics*, 1975, v. 24, p. 407 – 461.
4. Эфрос А.Л., Шкловский Б.И. Теория протекания и проводимость сильно неоднородных сред. *УФН*, 1974, т. 117, № 3, с. 2 – 14.

5. Efros A.L., Shklovski B.I. Conduction of nanostructured metall – insulator. Phys. Stat. Solid. B., 1976, no. 76, p. 475 – 490.
6. Fiorani D., Tholence J., Dormann J.L. Magnetic properties of small ferromagnetic particles ($\text{Fe-Al}_2\text{O}_3$ granular thin films): comparison with spin glass properties. J. Phys. C, 1986, v. 19, p. 5495 – 5507.
7. Chien C.L. Giant magneto-transport phenomena in granular magnetic systems. Mater.Sci. & Eng., 1995, v. B31, p. 127 – 131.
8. Калинин Ю.Е., Ситников А.В., Стогней О.В. Транспортные свойства нанокompозитов металл-диэлектрик. Вестник ВГТУ, 2007, № 11, с. 4 – 17.
9. Honda S., Okada T., Nawate M. Tunneling giant magnetoresistance in Fe-SiO_2 multilayered and alloyed films. J. Magn. Magn. Mater., 1997, v. 165, p. 153 – 156.
10. Fujimori H., Mitani S., Ohnuma S. Tunnel-type GMR in metal-nonmetal granular alloy thin films. Mater. Sci. Eng., 1995, v. B31, p. 219 – 223.
11. Аронзон Б.А., Варфоломеев А.Е., Ликальтер А.А., Рыльков В.В., Седова М.В. Проводимость, магнитосопротивление и эффект Холла в гранулированных пленках Fe-SiO_2 . ФТТ, 1999, т. 41, вып. 6, с. 944 – 951.
12. Denardin J.C., Pakhomov A.B., Knobel M., Liu H., Zhang X.X. Giant Hall in Co-SiO_2 nanocomposites. J. Phys.: Condens. Mat., 2000, v. 12, p. 3397 – 3399.
13. Грановский А.Б., Быков И., Ганьшина Е.А., Гушин В.С., Козлов А., Юрасов А.Н., Калинин Ю.Е. Магнито-рефрактивный эффект в магнитных нанокompозитах. ЖЭТФ, 2003, т. 123, вып. 6, с. 1256 – 1267.
14. Кимель А.В., Писарев Р.В., Ржевский А.А., Калинин Ю.Е., Ситников А.В., Стогней О.В., Bentivegna F., Rasing Th. Магнитооптическое исследование гранулированных пленок оксида кремния с ферромагнитными частицами CoNbTa . ФТТ, 2003, т. 45, № 2, с. 269 – 272.
15. Золотухин И.В., Калинин Ю.Е., Неретин П.В., Ситников А.В., Стогней О.В. Альтернативная энергетика и экология, 2002, № 2, с. 7 – 14.
16. Lee S-J., Moon S.E., Ryu H-C., Kwak M-H., Kim Y-T., Han S-K. Microwave properties of compositionally graded $(\text{Ba, Sr})\text{TiO}_3$ thin films according to the direction of the composition gradient for tunable microwave applications. Appl. Phys. Lett., 2003, v. 82, p. 2133 – 2135.
17. Schurig D., Mock J., Jastice B., Cummer S., Pendry J., Starr A.F., Smith R.D. Metamaterial Electromagnetic Cloak at Microwave Frequencies. Science Express, 2006, p. 1126 – 1135.
18. Kalinikos B.A., Kovshikov N.G., Kolodin P.A., Slavin A.N. Magnetostatic surface wave pulses. Solid State Commun., 1990, v. 74, p. 989 – 996.
19. Tsankov M.S., Chen M., Patton C.E. Forward volume wave microwave envelope solitons in yttrium iron garnet films: Propagation, decay, and collision. J. Appl. Phys., 1994, v. 76, p. 4274 – 4249.
20. Shvartsburg A.B., Kuzmiak V., Petite G. Optics of Subwavelength Gradient Nanofilms. Physics Reports, 2007, v. 452, p. 33 – 39.
21. Ситников А.В. Получение нанокompозитов металл-диэлектрик ионно-лучевым распылением. Выездная секция Международного семинара по проблемам магнетизма в магнитных пленках, малых частицах и наноструктурных объектах, Астрахань, 2003, с. 75 – 79.
22. Белоногов Е.К., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Ионно-лучевой метод получения гранулированных и многослойных структур ферромагнетик-диэлектрик для защиты от электромагнитного излучения. Proceedings XII International Conference on Spin-Electronics and Gyrovectro Electrodynamics, Section of International Conference “Electromagnetic Fields and Materials”, Moscow (Firsanovka). М.: МЭИ(ТУ), 2003, с. 447 – 458.
23. Lutsev L.V., Kazantseva N.E., Tchmutin I.A., Ryvkina N.G., Kalinin Yu. E., Sitnikoff A.V. Dielectric and magnetic losses of microwave electromagnetic radiation in granular structures with ferromagnetic nanoparticles. J. Phys.: Condens. Matter, 2002, v. 14, p. 1 – 15.
24. Калаев В.А., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Высоко-частотные магнитные свойства гранулированных нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. Альтернативная энергетика и экология, 2004, № 6, с. 13 – 15.

Калинин Юрий Егорович — Воронежский государственный технический университет, доктор физико-математических наук, заведующий кафедрой. Специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: Kalinin48@mail.ru.

Ситников Александр Викторович — Воронежский государственный технический университет; кандидат физико-математических наук, доцент. Специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: kalinin@ftt.vorstu.ru.

Агранат Михаил Борисович — Объединенный институт высоких температур РАН, доктор физико-математических наук, заведующий отделом. Специалист в области физики взаимодействия лазерного излучения с веществом. E-mail: agranat2004@mail.ru.

Вольян Олег Дмитриевич — ООО “Научно-производственный комплекс Фотрон-Авто”, директор. Специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: o.d.volpian@rambler.ru.

Грановский Александр Борисович — Физический ф-т МГУ им. М.В.Ломоносова, доктор физико-математических наук, профессор. Специалист в области физики магнитных явлений. E-mail: granov@magm.ru.