

Высокочастотные свойства многослойных систем на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

А. А. Алешников, Ю. Е. Калинин, А. В. Ситников, О. С. Тарасова

Методом ионно-лучевого распыления получены новые магнитные многослойные системы $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$ и $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$. Исследованы их структура, магнитостатические и магнитодинамические свойства. Показано, что введение прослойки окисленного композита привело к подавлению перпендикулярной, к плоскости пленки, составляющей магнитной анизотропии, а так же к изменению магнитной структуры композитов, которая определяет изменение частотных зависимостей действительной (μ') и мнимой (μ'') частей комплексной магнитной проницаемости.

Ключевые слова: композиционные материалы, нанокompозиты, высокочастотные магнитные свойства, гетерогенная структура, комплексная магнитная проницаемость, магнитная анизотропия, намагниченность, ферромагнитный сплав.

Введение

Нанокompозиты металл-диэлектрик имеют высокие значения удельного электрического сопротивления, которое зависит от соотношения проводящей и изолирующей фаз [1 – 3]. Если в качестве металлических частиц использовать переходные металлы (Co, Fe, Ni) или сплавы на их основе, то магнитные моменты атомов каждой наночастицы ферромагнитно упорядочены. При этом в зависимости от концентрации металлической фазы композиты проявляют ферромагнитные или суперпарамагнитные свойства. Нанокompозиты с ферромагнитными наночастицами после порога перколяции являются объемными ферромагнетиками с хорошими магнитомягкими свойствами. Такой комплекс электрических и магнитных свойств делает нанокompозиты ферромагнетик-диэлектрик весьма перспективными материалами для применения в области высокочастотного электромагнитного излучения [4 – 8].

Формирование гетерогенной структуры путем процессов самоорганизации при осаждении пленки из газовой фазы обуславливает наличие анизотропии

структуры композита в плоскости подложки и перпендикулярном направлении [9], которая определяет анизотропию магнитных свойств образцов. В [10 – 13] сообщается о наличии значительной перпендикулярной магнитной анизотропии образцов пленок некоторых композитов, расположенных выше порога перколяции. Исходную анизотропию объемных гетерогенных структур можно изменять, используя разные технологические приемы [9]. Для эффективного управления структурной анизотропией наносистем в процессе их получения необходимо устранить анизотропию самих ферромагнитных гранул композита. Одним из способов реализации данного условия является формирование многослойной структуры композит-диэлектрик с толщиной слоев несколько нанометров и толщиной прослоек ~ 1 нм. Однако такая технология требует наличия нескольких мишеней и перемещение подложек в процессе синтеза многослойной гетерогенной структуры. При этом скорость формирования многослойной гетерогенной структуры весьма ограничена. Если композит ферромагнетик-диэлектрик получен в реактивной среде, в которой присутствует кислород, то существенным образом изменяется состав, струк-

тура и свойства композита. В результате реактивного напыления происходит доокисление диэлектрической фазы и частичное или полное окисление металлических гранул в зависимости от парциального давления кислорода [14]. Следовательно, если в качестве прослойки использовать композит, полученный в среде активного газа, возможно формирование новых многослойных структур, перспективных для использования в ВЧ- и СВЧ-диапазонах.

Цель данной работы — оценка возможности изменения ростовой анизотропии композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ за счет формирования многослойной структуры и влияние изменения структуры на магнитостатические и магнитодинамические свойства пленок.

Образцы и методика эксперимента

Пленки гетерогенных систем на основе композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ получены ионно-лучевым распылением составной мишени и последующего осаждения распыляемых атомов на ситалловые подложки. Более подробно установка распыления и методика получения пленок описаны в [1]. Были синтезированы образцы объемных композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и многослойных структур $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$, $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$. Цифры после фигурных скобок означают число бислоев. Осаждение композитов осуществляли как в среде чистого аргона, так и в смешанной среде аргона с добавлением кислорода. Получение многослойных гетерогенных структур композит-композит было осуществлено по следующей технологии. В течение 47 с проводили напыление композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ или $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в атмосфере аргона, затем 15 с — в смешанной атмосфере аргона с добавлением кислорода при тех же технологических условиях, что и для объемных композитов. Установление номинального давления реактивных газов после включения клапана натекателя составляло 4 с, их откачка при выключении клапана натекателя — 8 с. По скорости и времени напыления композитов были сделаны оценки толщины слоев многослойной структуры, которые составили для прослойки композитов, осажденных в атмосфере аргона + кислорода 3–5 нм в зависимости от взаимного расположения подложка мишень.

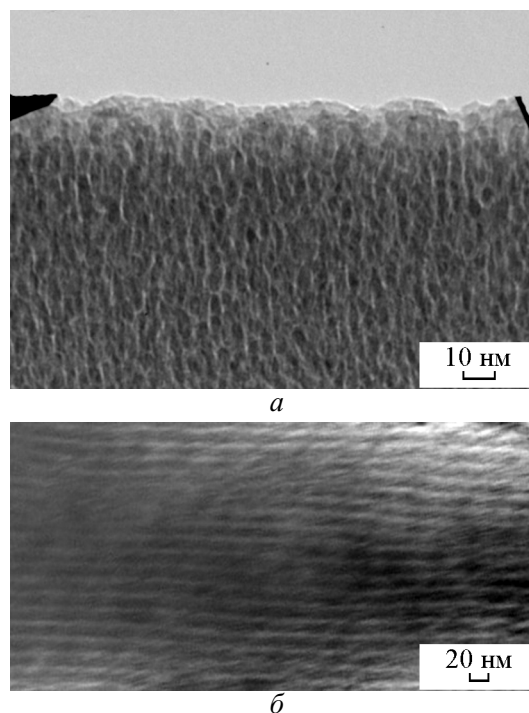


Рис. 1. Микроструктуры: *a* — пленка наногранулированного композита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}$ (поперечный разрез), *б* — многослойная структура $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 2,8 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$, полученной при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 с и смешанной атмосфере Ar и O_2 в течение 15 с.

Элементный состав пленок определяли методом рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии на приставке Oxford INCA Energy 250 сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM-6380 LV. Кривые намагничивания были получены на вибрационном магнитометре, с помощью метода регистрации поля создаваемого намагниченным образцом [15]. Измерение магнитной проницаемости осуществляли резонансным методом с помощью коаксиального резонатора с изменяющимися параметрами длины в частотном диапазоне 0,3–10 ГГц [16].

Структурные особенности гранулированных композиционных структур исследованы методом просвечивающей электронной микроскопии в центре коллективного пользования Белгородского государственного университета. Высокоразрешающие структурные исследования композитов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ показали, что в композиционных тонких пленках распределение металлических гранул не изотропно в объеме образца (рис. 1*a*).

Микрофотография поперечного разреза пленки многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

($P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4}$ Торр; $P_{O_2} = 2,8 \cdot 10^{-5}$ Торр)] $\}_{300}$, показывает наличие наноразмерных слоев, параллельных плоскости пленки, наличие которых существенно затрудняет образование цепочек гранул, выстроенных перпендикулярно поверхности подложки (рис. 1б). Многослойные пленки композит-композит на основе наногетерогенной системы $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_{60}(SiO_2)_{40}$ были получены по подобной технологии, следовательно, можно ожидать формирования аналогичной слоистой структуры.

Магнитостатические свойства

Для установления влияния прослоек из окисленного композита на магнитостатические свойства гетерогенных структур были исследованы процессы намагничивания ($M(H)$) пленок $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_X(SiO_2)_{100-X}$, $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_X(Al_2O_3)_{100-X}$ и много-

слойных структур $\{[(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_X(SiO_2)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_X(SiO_2)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{O_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$, $\{[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_X(Al_2O_3)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_X(Al_2O_3)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{O_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$.

На рис. 2 приведены кривые намагничивания объемных композитов $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_{65}(SiO_2)_{35}$ и $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{67}(Al_2O_3)_{33}$. Измерения степени магнитной анизотропии в плоскости пленки проводили по двум ортогональным направлениям. Анализ кривых намагничивания для композита $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_{65}(SiO_2)_{35}$ показывает, что в процессе напыления более трудная ось намагничивания (с большим значением поля выхода кривой намагничивания в насыщение) сформировалась вдоль оси образца (рис. 2а). Вид магнитных характеристик не соответствует пленке с одноосной магнитной анизотропной

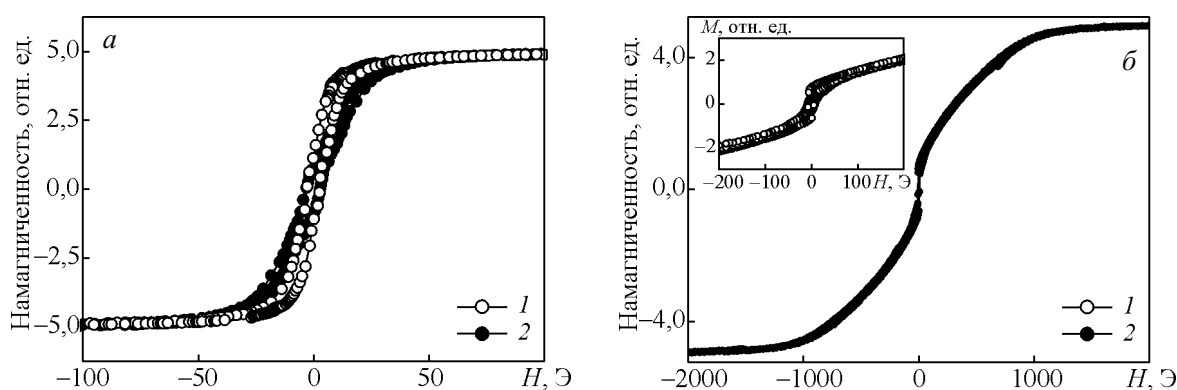


Рис. 2. Кривые намагничивания композитов: а – $(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_{65}(SiO_2)_{35}$, б – $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_{67}(Al_2O_3)_{33}$, измеренные в плоскости пленки. 1 – вдоль оси образца, 2 – перпендикулярно оси образца.

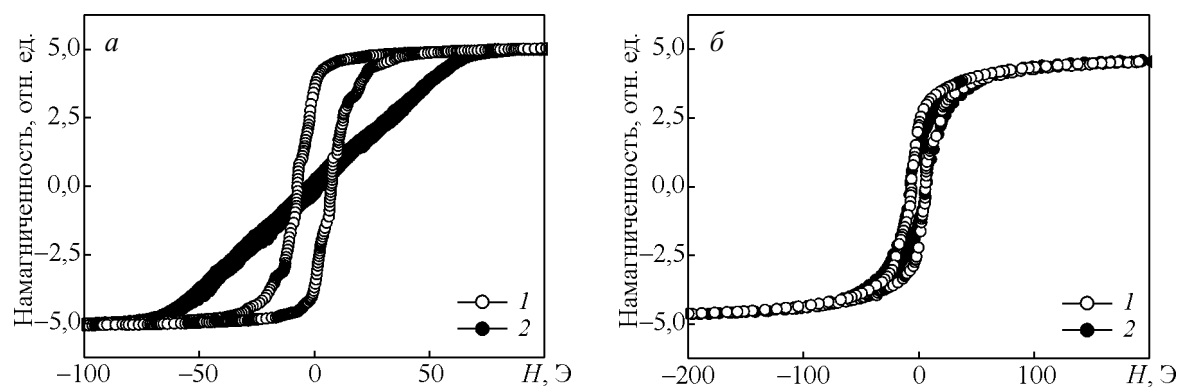


Рис. 3. Кривые намагничивания в исходном состоянии многослойных структур: а – $\{[(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_X(SiO_2)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(Co_{41}Fe_{39}B_{20})_X(SiO_2)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{O_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$, б – $\{[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_X(Al_2O_3)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_X(Al_2O_3)_{100-X}(P_{Ar} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{O_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 с и смешанной атмосфере Ar и O_2 в течение 15 с, измеренные в плоскости пленки: 1 – вдоль оси образца, 2 – перпендикулярно оси образца.

структурой. Это может свидетельствовать о значительной дисперсии локальных полей анизотропии в плоскости образца композита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{65}(\text{SiO}_2)_{35}$. Кроме того, на кривой $M(H)$, измеренной вдоль оси образца в плоскости пленки (рис. 2а, кривая 1), замечен излом намагничивания в малых магнитных полях. Такая характеристика возможна при некотором отклонении вектора намагничивания от плоскости пленки и свидетельствует о том, что в композиционной структуре есть неоднородности, формирующие магнитную анизотропию в перпендикулярном к плоскости образца направлении. Этот вывод согласуется со структурой поперечного разреза пленки наногранулированного композита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{60}(\text{SiO}_2)_{40}$ (рис. 1а).

Более существенное влияние перпендикулярной магнитной анизотропии выявлено в композитах $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}$ после порога перколяции. Так в композите $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{67}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{33}$ выход кривой намагниченности на насыщение происходит в полях более 1 кЭ (рис. 2б) и наблюдается значительный излом характеристики $M(H)$ при значениях напряженности внешнего магнитного поля несколько Э (рис. 2б, вставка). Высокая перпендикулярная анизотропия свидетельствует о том, что в этих композитах доминирует магнитная анизотропия, которая может возникнуть в результате формирования столбчатой структуры металлических частиц в процессе роста пленки.

Вид зависимости $M(H)$ для многослойной гетерогенной структуры $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_X(\text{SiO}_2)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_X(\text{SiO}_2)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$, представленный на рис. 3а, отличается от зависимости для объемных композитов на рис. 2а. Так, не проявляется перегиб на кривой, измеренной в плоскости пленки вдоль оси образца (рис. 3а, кривая 1), который позволил нам выявить перпендикулярную составляющую намагниченности в объемном композите (рис. 2а, кривая 1). Также существенно возросла магнитная анизотропия в плоскости пленки и дисперсия локальных магнитных моментов в пленке значительно уменьшилась. Этот результат может быть следствием уменьшения структурной перпендикулярной анизотропии в образце за счет наличия прослоек окисленного композита.

Несколько другая магнитная структура определяет кривые намагниченности для многослойной пленки на основе композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$ (рис. 3б). Не проявляется в явном виде перпендикулярная составляющая намагниченности, которая определяла кривые $M(H)$ для объемного композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{67}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{33}$ (рис. 2б).

Отметим, что в процессе напыления пленки $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$, не удалось сформировать значительную одноосную анизотропию, как в случае пленки $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_X(\text{SiO}_2)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_X(\text{SiO}_2)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$. Возможно, это является следствием склонности композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}$ к формированию столбчатой структуры [9].

Таким образом, введение прослоек окисленного композита в структуру гетерогенных систем $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}$ подавляет их перпендикулярную магнитную анизотропию.

Магнитодинамические свойства

Преобразование магнитной структуры композитов при формировании многослойной структуры определяет изменения частотных зависимостей действительной (μ') и мнимой (μ'') частей комплексной магнитной проницаемости. Так, для композита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{66,2}(\text{SiO}_2)_{33,8}$ на зависимости $\mu''(f)$ (рис. 4а, кривая 2) присутствует широкий пик с максимальными значениями при частоте 500 – 600 МГц, что соответствует частоте естественного ферромагнитного резонанса ($\mu_{\text{рез}}$). Действительная часть комплексной магнитной проницаемости уменьшается в диапазоне частот 500 – 1300 МГц (рис. 4а, кривая 1). Подобная зависимость наблюдается и для пленок композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$ (рис. 4б).

В случае композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$ $f_{\text{рез}} \approx 600$ МГц. Основным отличием этих зависимостей для композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$ являются более низкие значения μ' и μ'' в частотном диапазоне до $f_{\text{рез}}$. Это может быть связано с наличием в композите $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$ значительной составляющей магнитной анизотропии, перпендикулярной плоскости пленки. Значительная ширина максимума $\mu''(f)$ обусловлена дисперсией локальных полей магнитной анизотропии, свойственной для объемных композитов.

Существенные изменения кривых $\mu'(f)$ и $\mu''(f)$ наблюдаются для гетерогенных многослойных структур. Для пленки $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_X(\text{SiO}_2)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_X(\text{SiO}_2)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$ существенно возросло значение $f_{\text{рез}}$ (до 2,5 ГГц), при этом величина μ' в частотно независимой области изменилась незначительно (рис. 5а).

Для многослойной гетерогенной структуры $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} =$

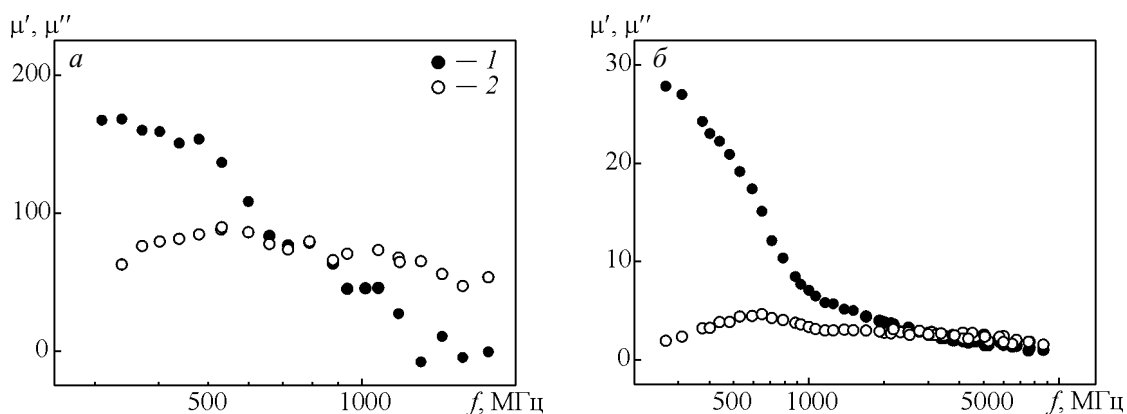


Рис. 4. Частотные зависимости действительной (μ') (1) и мнимой (μ'') (2) частей комплексной магнитной проницаемости композитов: а — $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{66,2}(\text{SiO}_2)_{33,8}$, б — $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$.

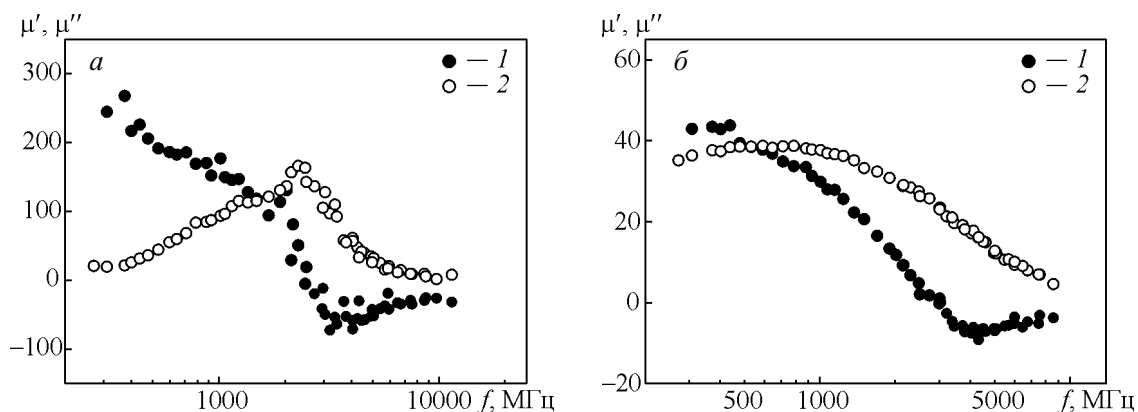


Рис. 5. Частотные зависимости действительной (μ') (1) и мнимой (μ'') (2) частей комплексной магнитной проницаемости многослойных гетерогенных структур: а — $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}) / [(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$, б — $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar в течение 47 с и смешанной атмосфере Ar и O_2 в течение 15 с.

$= 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})\}_{300}$ частота естественного ферромагнитного резонанса возросла не столь значительно ($\sim 800 \text{ МГц}$), однако значения μ' и μ'' существенно увеличились относительно объемного композита (рис. 5б). При этом μ' и μ'' для многослойной структуры на основе композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{61}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{39}$ остались ниже, чем для многослойной структуры на основе композита $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_{66,2}(\text{SiO}_2)_{33,8}$.

По кривым намагничивания многослойной структуры $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$ (рис. 3а), оценена величина поля магнитной анизотропии, которая составила $H_a \approx 66 \text{ Э}$. Определим частоту естественного ферромагнитного резонанса, используя уравнение для тонких пленок [17]

$$f_{\text{рез}} = 2\pi\nu\sqrt{H_a 4\pi M_S},$$

где ν — гиромагнитное отношение ($2\pi\nu = 2,8 \text{ МГц/Э}$); H_a — поле анизотропии; M_S — намагниченность насыщения ($\approx 0,9 \text{ Тл}$). Получим, что $f_{\text{рез}} \approx 2,2 \text{ ГГц}$, что достаточно хорошо совпадает с измеренным значением.

Заключение

Методом ионно-лучевого распыления получены новые магнитные многослойные системы $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$ и $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{300}$.

Показано, что введение прослойки окисленного композита, привело к подавлению перпендикулярной к плоскости пленки составляющей магнитной

анизотропии. В многослойных структурах на основе $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ получены пленки с частотой естественного ферромагнитного резонанса порядка 2,5 ГГц и высокими значениями действительной части комплексной магнитной проницаемости в частотно независимой области спектра (~ 200). Резонансная кривая мнимой части комплексной магнитной проницаемости таких пленок характеризуется высокими значениями ($\mu''_{\text{max}} \approx 150$) и полушириной $\approx 2,8$ ГГц.

Синтезированные многослойные структуры $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр})] / [(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Торр}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Торр})]\}_{178}$ можно отнести к перспективным магнитным материалам для различных практических применений в ВЧ- и СВЧ-диапазонах.

Литература

- Гриднев С.А., Калинин Ю.Е., Ситников А.В., Стогней О.В. Нелинейные явления в нано- и микрогетерогенных системах. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2012, 352 с.
- Калинин Ю.Е., Морозова Н.А., Ситников А.В., Каширин М.А. Электрические свойства наногранулированных пленок $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ и $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$. Наноматериалы и наноструктуры, 2011, № 3, с. 22 – 27.
- Ohnuma S., Kobayashi N., Masumoto T., Mitani S., and Fujimori H., Magnetostriction and soft magnetic properties of $(\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{-Al-O}$ granular films with high electrical resistivity. J. Appl. Phys., 1999, v. 85, p. 4574 – 4576.
- Абрычкин А.А., Алешников А.А., Тарасова О.С., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Высокочастотные магнитные свойства композитов $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{C})_{100-x}$. Вестник ВГТУ, 2012, т. 8, № 11, с. 71 – 76.
- Пономаренко А.Т., Шевченко В.Г., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Свойства и перспективы применения искусственных ферромагнетиков в области СВЧ. Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии, 2011, т. 9, № 1, с. 129 – 141.
- Shihui Ge, Yang Xiaolin, Kim Kwang Youn, Xi Li, Kou Xiaoming, Yao Dongsheng, Li Binsheng, and Wang Xinwei Study on mechanism of soft magnetic properties for high-frequency application in $\text{Ni}_{75}\text{Fe}_{25}\text{-SiO}_2$ granular films. Phys. Stat. Sol. A., 2005, v. 202, no. 10, pp. 2021 – 2027.
- Sohn J.C., Byun D.J., Lim S.H. Theoretical and experimental permeability spectra of nano-granular Co-Fe-Al-O films for GHz magnetoelastic device applications. Phys. Stat. Sol. A., 2004, v. 201, no. 8, p. 1946 – 1950.
- Buznikov N.A., Iakubov I.T., Rakhmanov A.L., Sboychakov A.O. High-frequency magnetic permeability of nanocomposite film. J. Magn. and Magn. Mater., 2005, v. 293, p. 938 – 946.
- Ситников А.В. Магнитные свойства и особенности формирования структуры наногранулированных композитов металл-диэлектрик. Материаловедение, 2010, № 3, с. 134 – 137.
- Ohnuma S., Fujimori H., and Masumoto T., Xiong X. Y., Ping D. H., and Hono K. FeCo-Zr-O nanogranular soft-magnetic thin films with a high magnetic flux density. Appl. Phys. Lett., 2003, v. 82, no. 6, pp. 946 – 948.
- Стогней О.В. Ситников А.В. Анизотропия аморфных наногранулированных композитов CoTaNb-SiO_n и CoFeB-SiO_n . Физика твердого тела, 2010, № 52, с. 2356 – 2364.
- Ситников А.В. Механизмы наведенной магнитной анизотропии в гранулированных нанокмпозитах $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. Альтернативная энергетика и экология, 2008, № 8, с. 31 – 37.
- Калинин Ю.Е., Пономаренко А.Т., Ситников А.В., Стогней О.В. Гранулированные нанокмпозиты металл-диэлектрик с аморфной структурой. Физика и химия обработки материалов, 2001, № 5, с. 14 – 20.
- Касюк Ю.В., Федотов Ю.А., Калинин Ю.Е., Ситников А.В. Влияние давления кислорода на фазовый состав и магнитную структуру нанокмпозитов $\text{FeCoZr-Pb(ZrTi)O}_3$. Физика твердого тела, 2012, № 54, с. 166 – 172.
- Foner S. Versatile and sensitive vibrating sample magnetometer. Rev. Sci. Instr. 1959, v. 30, no. 7, p. 548 – 557.
- Osipov A.V., Rozanov K.N., Simonov N.A., Starostenko S.N. Microstructure characteristics and filler permeability determined from the frequency dependence of the constitutive parameters of composites. Journal of Communications Technology and Electronics, 2002, v. 47, no. 5, p. 546 – 556.
- Lax B., Button K. J. Microwave ferrites and ferrimagnetics. New York: McGraw-Hill, 1962, p.159.

References

- Gridnev S.A., Kalinin U.E., Sitnikov A.V., Stognei O.V. *Nelineinie yavleniya v nano- i mikrogeterogennih sistemah* [Nonlinear phenomena in nano- and microheterogeneous systems]. Moscow, Binom. Laboratoriya znaniy Publ., 2012, 352 p.
- Kalinin U.E., Morozova N.A., Sitnikov A.V., Kashirin M.A. Elektricheskie svoystva nanogranulirovannykh plonok $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ i $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ [The electrical properties of nano-granulated $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ and $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ films]. *Nanomaterialy i nanostrukturny — Nanomaterials and nanostructures (in Rus)*, 2011, no. 3, pp. 22 – 27.
- Ohnuma S., Kobayashi N., Masumoto T., Mitani S., and Fujimori H., Magnetostriction and soft magnetic properties of $(\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x)\text{-Al-O}$ granular films with high electrical resistivity. J. Appl. Phys., 1999, vol. 85, pp. 4574 – 4576.
- Abrychkin A.A., Aleshnikov A.A., Tarasova O.S., Kalinin U.E., Sitnikov A.V. Vysokochastotnye magnitnye svoystva kompozitov $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{C})_{100-x}$ [High-frequency magnetic properties of $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{C})_{100-x}$ composites]. *Vestnik VGTU — Herald VSTU (in Rus)*, 2012, vol. 8, no 11, pp. 71 – 76.
- Ponomarenko A.T., Shevchenko V.G., Kalinin U.E., Sitnikov A.V. Svoystva i perspektivy primeneniya

- iskusstvennykh ferromagnetikov v oblasti SVCH [Properties and prospects of application of artificial ferromagnets in microwave range]. *Nanosistemy, Nanomaterialy, Nanotekhnologii — Nanosystems, Nanomaterials, Nanotechnology (in Rus)*, 2011, vol. 9, no 1, pp. 129–141.
6. Shihui Ge, Yang Xiaolin, Kim Kwang Youn, Xi Li, Kou Xiaoming, Yao Dongsheng, Li Binsheng, Wang Xinwei Study on mechanism of soft magnetic properties for high-frequency application in $\text{Ni}_{75}\text{Fe}_{25}\text{-SiO}_2$ granular films. *Phys. Stat. Sol. A.*, 2005, vol. 202, no 10, pp. 2021–2027.
 7. Sohn J. C., Byun D. J., Lim S. H. Theoretical and experimental permeability spectra of nano-granular Co–Fe–Al–O films for GHz magnetoelastic device applications. *Phys. Stat. Sol. A.*, 2004, vol. 201, no. 8, pp. 1946–1950.
 8. Buznikov N.A., Iakubov I.T., Rakhmanov A.L., Sboyshakov A.O. High-frequency magnetic permeability of nanocomposite film. *J. Magn. and Magn. Mater.*, 2005, vol. 293, pp. 938–946.
 9. Sitnikov A.V. Magnitnie svoystva i osobennosti formirovaniya strukturi nanogranulirovannykh kompozitov metal-dielektrik [Magnetic properties and features of structure formation nanogranulirovannykh composite metal-insulator]. *Materialovedenie — Materials Science (in Rus)*, 2010, no 3, pp. 134–137.
 10. Ohnuma S., Fujimori H., and Masumoto T., Xiong X. Y., Ping D. H., and Hono K. FeCo–Zr–O nanogranular soft-magnetic thin films with a high magnetic flux density. *Appl. Phys. Lett.*, 2003, vol. 82, no. 6, pp. 946–948.
 11. Sitnikov A.V., Stognei O.V. Anizotropiya amorfnykh nanogranulirovannykh kompozitov CoTaNb-SiO_n i CoFeB-SiO_n [Anisotropy of amorphous nanogranulirovannykh composites CoTaNb-SiO_n and CoFeB-SiO_n]. *Fizika tvordogo tela — Physics of the solid state*, 2010, no 52, pp. 2356–2364.
 12. Sitnikov A.V. Mehanizmy navedennoi magnitnoi anizotropii v granulirovannykh nanokompazitah $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ [Mechanisms of induced magnetic anisotropy in granular nanocomposites $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$]. *Alternativnaya energetika i ekologiya — Alternative energy and ecology (in Rus)*, 2008, no 8, pp. 31–37.
 13. Kalinin U.E., Ponomarenko A.T., Sitnikov A.V., Stognei O.V. Granulirovannye nanokompoziti metal-dielektrik s amorfnoi strukturoi [Granular metal-dielectric nanocomposites with amorphous structure]. *Phizika i himiya obrabotki materialov — Physics and chemistry of materials treatment (in Rus)*, 2001, no 5, pp. 14–20.
 14. Kasukov U.V., Fedotov U.A., Kalinin U.E., Sitnikov A.V. Vliyanie davleniya kisloroda na fazovii sostav i magnitnuu strukturu nanokompozitov $\text{FeCoZr-Pb(ZrTi)O}_3$ [Effect of oxygen pressure on the phase composition and magnetic structure of nanocomposites $\text{FeCoZr-Pb(ZrTi)O}_3$]. *Fizika tvordogo tela — Physics of the solid state*, 2012, no. 54, pp. 166–172.
 15. Foner S. Versatile and sensitive vibrating sample magnetometer. *Rev. Sci. Instr.* 1959, v. 30, no. 7, p. 548–557.
 16. Osipov A.V., Rozanov K.N., Simonov N.A., Starostenko S.N. Microstructure characteristics and filler permeability determined from the frequency dependence of the constitutive parameters of composites. *Journal of Communications Technology and Electronics*, 2002, v. 47, no. 5, p. 546–556.
 17. Lax B., Button K. J. Microwave ferrites and ferrimagnetics. McGraw-Hill, New York, 1962, 159 p.

Статья поступила в редакцию 27.11.2014 г.

Алешников Александр Александрович — Воронежский государственный технический университет (394026 Воронеж, Московский пр., д. 14), аспирант, специализируется в области магнитных свойств материалов. E-mail: a.a.aleshnikov@mail.ru.

Калинин Юрий Егорович — Воронежский государственный технический университет (394026 Воронеж, Московский пр., д. 14), доктор физико-математических наук, заведующий кафедрой, специалист в области физики конденсированного состояния, профессор. E-mail: Kalinin48@mail.ru.

Ситников Александр Викторович — Воронежский государственный технический университет (394026 Воронеж, Московский пр., д. 14), доктор физико-математических наук, специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: sitnikov04@mail.ru.

Тарасова Оксана Сергеевна — Воронежский государственный технический университет (394026 Воронеж, Московский пр., д. 14), инженер, специалист в области магнитных свойств материалов. E-mail: oksanchik2603@mail.ru.

High-frequency properties of multilayer systems based on $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ and $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ nanocomposites

A. A. Aleshnikov, Yu. E. Kalinin, A. V. Sitnikov, O. S. Tarasova

New $\{[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Torr})]/[(\text{Co}_{41}\text{Fe}_{39}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Torr}; P_{\text{O}_2} = 3,2 \cdot 10^{-5} \text{ Torr})]\}_{178}$ and $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Torr})]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} (P_{\text{Ar}} = 6 \cdot 10^{-4} \text{ Torr}; P_{\text{O}_2} = 2 \cdot 10^{-5} \text{ Torr})]\}_{300}$ multilayer heterogeneous structure has been obtained by ion-beam sputtering method. Structure, magnetostatic and magnetodynamic properties of the nanocomposites has been investigated. It is shown that, implementation of the composite layer of oxidized lead to suppression of perpendicular to the film plane, the magnetic anisotropy component, and a change in the magnetic structure of the composites, which determines the change in the frequency dependence of the real (μ') and imaginary (μ'') parts of the complex permeability.

Keywords: composite materials, nanocomposites, high-frequency magnetic properties, a heterogeneous structure, the complex magnetic permeability, magnetic anisotropy, magnetization, ferromagnetic alloy.

Aleshnikov Aleksandr — Voronezh State Technical University (394066 Voronezh, Russia, Moskovskiy pr., 14), postgraduate, E-mail: a.a.aleshnikov@mail.ru.

Kalinin Yuri — Voronezh State Technical University (394066 Voronezh, Russia, Moskovskiy pr., 14), Dr.Sci (Phys-Math), head of department, specialist in condensed matter physics, professor. E-mail: Kalinin48@mail.ru.

Sitnikov Aleksandr — Voronezh State Technical University (394066 Voronezh, Russia, Moskovskiy pr., 14), Dr.Sci (Phys-Math), specialist in condensed matter physics. E-mail: sitnikov04@mail.ru.

Tarasova Oksana — Voronezh State Technical University (394066 Voronezh, Russia, Moskovskiy pr., 14), engineer of Solid state physics Department. E-mail: oksanchik2603@mail.ru.