

Магнитные свойства многослойных структур на основе нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

А. А. Алешников, Ю. Е. Калинин, А. В. Ситников, А. Г. Федосов

Методом ионно-лучевого распыления получены новые многослойные гетерогенные структуры $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{N}_2]\}_{300}$ и $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2]\}_{300}$. Исследованы их структура, магнитостатические и магнитодинамические свойства в исходном состоянии и после термомагнитной обработки. Показана возможность ограничения роста столбчатой структуры металлических гранул в гетерогенной пленке за счет формирования прослоек из композита, полученного в среде реактивного газа. Отсутствие перпендикулярной составляющей магнитной анизотропии в новых гетерогенных системах позволило получить материал с высокими значениями комплексной магнитной проницаемости, что перспективно для использования в высокочастотных (ВЧ) и сверхвысокочастотных (СВЧ) устройствах.

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

New $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{N}_2]\}_{300}$ and $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2]\}_{300}$ multilayer heterogeneous structure has been obtained by ion-beam sputtering method. Structure, magnetostatic and magnetodynamic properties of the nanocomposites has been investigated. The possibility of limitation of the growth of columnar structure from metal grains in a heterogeneous film by forming of the composite layers formed at presence of a reactive gas. The absence of the perpendicular component of the magnetic anisotropy in the new heterogeneous systems allowed to obtain a material with high values of complex permeability, which is promising for use in RF and microwave devices.

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

Введение

В последнее время большой интерес привлекают исследования высокочастотных магнитных свойств нанокompозитов ферромагнитный металл – диэлектрик [1 – 5]. Гетерогенная структура из магнитных металлических гранул диаметром несколько нанометров в диэлектрической матрице имеет высокое удельное электрическое сопротивление, зависящее от соотношения проводящей и изолирующей фаз [6 – 8]. Обычно, в качестве ферромагнитной фазы композитов используют либо переходные металлы Co, Fe, Ni или сплавы на их основе [9 – 14], а диэлектрическая матрица состоит из оксидов Si, Al, Zr, Cr, Hf и т.д., либо фторидов, например MgF_2 , CaF_2 [15 – 20].

К настоящему времени получено большое разнообразие различных композиционных материалов. Наногранулированные композиты, полученные различными методами формирования гетерогенных структур, имеют достаточно хорошо согласующиеся физические свойства, что свидетельствует о едином механизме самоорганизации структуры. Однако, далеко не все композиты и не во всем диапазоне концентраций фаз (особенно после порога перколяции) проявляют магнитные свойства, благоприятные для использования их в ВЧ-устройствах. В ряде работ [9, 16, 21 – 23] сообщается о наличии значительной перпендикулярной магнитной анизотропии образцов некоторых составов, расположенных выше порога перколяции. Структурные исследования для таких композитов показывают наличие

столбчатой структуры кластеров металлических гранул в перпендикулярном направлении к плоскости пленок, которая формируется в процессе синтеза композиционного материала. В частности, композиты $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ являются гетерогенными системами, в которых обнаружена перпендикулярная магнитная анизотропия, связанная со структурными неоднородностями в перпендикулярном к плоскости пленки направлении. Ранее были опубликованы электрические и магнитные свойства композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, а также многослойных структур на их основе [24].

Цель работы — исследование влияния термической обработки на статические и высокочастотные магнитные свойства многослойных систем на основе композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$.

Методика получения гетерогенных систем на основе $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

Многослойные гетерогенные системы $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{N}_2(\text{O}_2)]\}_{300}$, $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2]\}_{300}$ и объемные композиты $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ были получены ионно-лучевым распылением составной мишени на основе ферромагнитного сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$ и оксида алюминия на ситалловых подложках [25]. Осаждение композитов осуществляли как в среде чистого аргона, так и в смешанной среде аргона с добавлением 35 парциальных процентов азота, или кислорода с парциальным давлением 12 %. Получение многослойных гетерогенных структур было осуществлено по следующей технологии. В течение 47 с проводили напыление композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в атмосфере аргона, затем 15 с в атмосфере аргона с добавлением азота или кислорода при тех же условиях, что и для объемных композитов. Установление номинального давления реактивных газов после включения клапана натекавателя составляло 4 с, их отсечка при выключении клапана натекавателя — 8 с. По скорости и времени напыления композитов были сделаны оценки толщины слоев многослойной структуры, которые составили для прослойки композитов, осажденных в атмосфере аргона ~ 11 нм и в атмосфере $\text{Ar} + \text{N}_2(\text{O}_2)$ ~ 3 нм.

Определение элементного состава пленок проводили энергодисперсионной рентгеновской приставкой Oxford INCA Energy 250 на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6380 LV. Удельное электрическое сопротивление было измерено методом амперметра-вольтметра на постоянном токе.

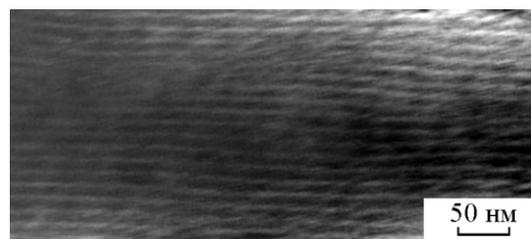


Рис. 1. Электронная микрофотография поперечного сечения многослойной гетерогенной структуры $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{55}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{45}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{55}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{45} + \text{O}_2]\}_{300}$.

Кривые намагничивания были получены на вибрационном магнитометре. Измерение магнитной проницаемости осуществляли резонансным методом на частоте 50 МГц в катушке индуктивности с использованием Q-метра. Ориентация переменного измерительного поля была направлена в плоскости пленки параллельно продольной оси образца по методике, описанной в [26]. Относительная погрешность в определении действительной (μ') и мнимой (μ'') частей комплексной магнитной проницаемости составила 8 %.

Структурные особенности гранулированных композитов исследованы методом просвечивающей электронной микроскопии в центре коллективного пользования Белгородского государственного университета.

Электронномикроскопические исследования структуры полученных пленок показали, что композиты $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в плоскости подложки представляют собой гетерогенные системы металлических гранул диаметром 3–6 нм, хаотически распределенных в диэлектрической матрице. Надо отметить, что металлические частицы формируют лабиринтоподобную кластерную структуру, не имеющую преимущественно выделенных направлений в плоскости пленки. Электронная микрофотография поперечного сечения многослойной гетерогенной структуры $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{55}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{45}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{55}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{45} + \text{O}_2]\}_{300}$ показала (рис. 1) хорошо сформированную слоистую структуру пленки с периодом порядка 14 нм, что хорошо согласуется с рассчитанными толщинами слоев.

Магнитнотатические свойства гетерогенных систем

Для установления влияния прослоек окисленного и азотированного композита на магнитные свойства гетерогенных структур были исследованы процессы намагничивания пленок. На рис. 2 показаны кривые

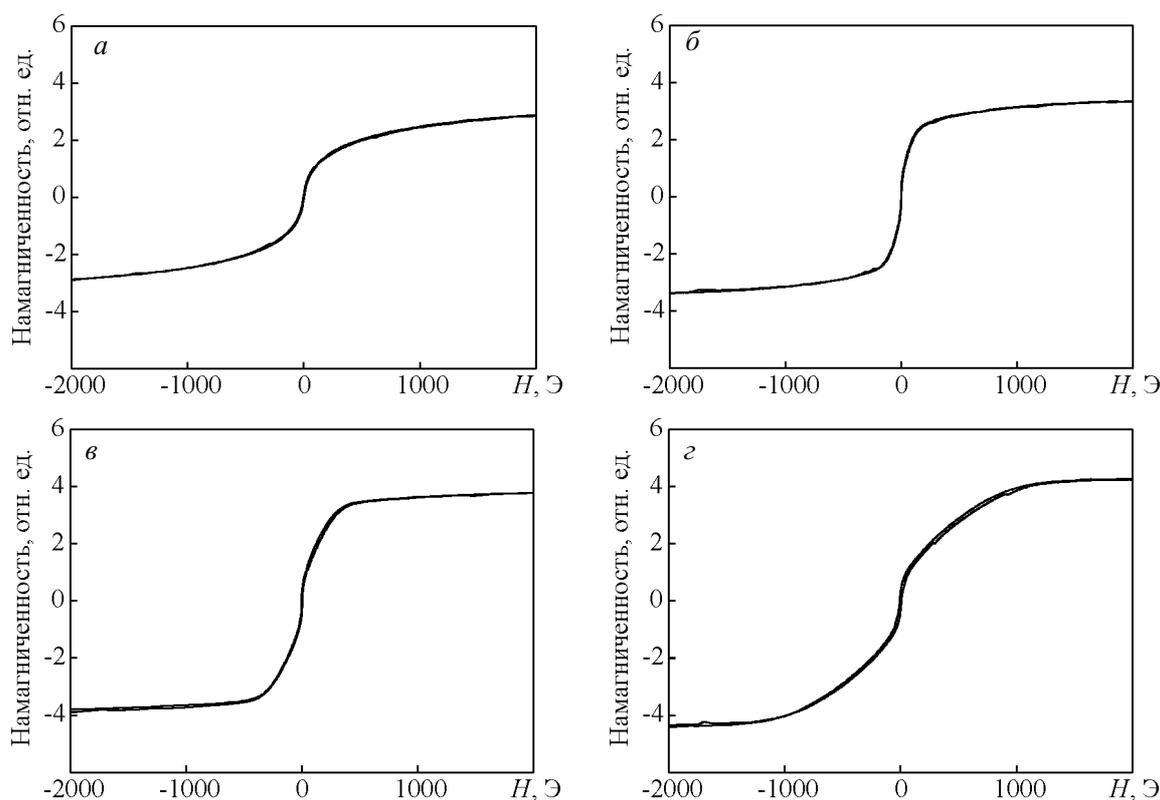


Рис. 2. Кривые намагничивания в плоскости пленки композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27}$, полученного в атмосфере Ar (а), в атмосфере Ar с давлением $2,4 \cdot 10^{-4}$ Торр и N_2 с давлением $7,6 \cdot 10^{-5}$ Торр (б), многослойных гетерогенных структур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27}/(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27} + \text{N}_2]_{300}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar с давлением $2,4 \cdot 10^{-4}$ Торр в течение 47 с и смешанной атмосфере Ar с давлением $2,4 \cdot 10^{-4}$ Торр N_2 с давлением $7,6 \cdot 10^{-5}$ Торр в течение 15 с (в) и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27}/(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27} + \text{O}_2]_{300}$, полученных при циклическом напылении в атмосфере Ar с давлением $2,4 \cdot 10^{-4}$ Торр в течение 47 с и смешанной атмосфере Ar с давлением $2,4 \cdot 10^{-4}$ Торр O_2 с давлением $2,0 \cdot 10^{-5}$ Торр в течение 15 с (з).

намагничивания композита $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27}$, полученного в атмосфере Ar (рис. 2а), в атмосфере Ar с добавлением N_2 (рис. 2б), а также многослойных гетерогенных структур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27}/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27} + \text{N}_2]_{300}$ (рис. 2в) и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27}/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{63}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{27} + \text{O}_2]_{300}$ (рис. 2з). Из рис. 2а видно, что в композите, полученном в инертной атмосфере, на кривой намагниченности проявляется участок с более низким значением магнитной проницаемости и большими полями выхода кривой намагниченности на насыщение. Такие петли гистерезиса характерны для пленок, у которых вектор намагниченности образцов не лежит в плоскости пленки. Высокая перпендикулярная анизотропия может возникнуть в результате формирования столбчатой структуры металлических частиц в процессе роста пленки.

Магнитные свойства композитов, полученных при реактивном распылении (рис. 2б), характеризуются более высокими полями выхода кривой в

насыщение, чем у композитов, напыленных в атмосфере чистого Ar.

Кривые намагничивания многослойных гетерогенных структур $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{N}_2]\}_{300}$ характеризуются значительным уменьшением участка с более низким значением магнитной проницаемости и меньшими полями выхода кривой намагниченности на насыщение по сравнению с объемным композитом (рис. 2в), что свидетельствует об уменьшении перпендикулярной составляющей вектора намагниченности. В многослойных пленках $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2]\}_{300}$ кривые намагничивания характеризуются еще лучшими магнитно-мягкими свойствами с выходом кривых на насыщение в полях несколько десятков эрстед (рис. 2з).

Таким образом, диэлектрические прослойки, полученные в атмосфере с азотом и кислородом, препятствуют формированию перпендикулярной

магнитной анизотропии гетерогенных пленок на основе композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$.

Влияние термомагнитной обработки на магнитные свойства композитов и многослойных пленок

Термическая и термомагнитная обработка нанокompозитов может значительно влиять на магнитные свойства и анизотропию этих материалов. Поскольку магнитная проницаемость композитов зависит от анизотропии, то очевидно, что и эта характеристика может в значительной степени меняться после термической обработки. Ранее проведенные исследования структуры композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ показали, что металлические гранулы и диэлектрическая матрица находятся в аморфном состоянии [27]. Для аморфных ферромагнитных сплавов одним из механизмов формирования наведенной магнитной анизотропии является отжиг в магнитном поле при температурах ниже температуры Кюри сплава, и не приводящий к кристаллизации. При этом изменение анизотропии вызвано процессами парного упорядочения атомов магнитного сплава. В связи с этим было исследовано влияние термомагнитной обработки на магнитную структуру и высокочастотные магнитные свойства композитов и многослойных пленок. Термомагнитную обработку проводили в вакууме при давлении остаточных газов не хуже 10^{-3} Торр при температуре отжига 400°C в течение 30 минут. Магнитное поле 2500 Э ориентировано в плоскости пленки перпендикулярно длинной стороне образца. Температура отжига была существенно ниже температуры Кюри и температуры кристаллизации аморфного сплава $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$.

Критерием анизотропности магнитных свойств пленки выбрано значение напряженности магнитного поля, в котором образец достигнет насыщения при намагничивании с максимальной магнитной проницаемостью материала и определенное в малых внешних полях. В случае хорошо сформированной одноосной магнитной анизотропии и проведения измерения вдоль оси трудного намагничивания найденное таким образом поле совпадает с полем магнитной анизотропии (H_a). Измерения намагниченности проводили в двух направлениях: внешнее магнитное поле прикладывали в плоскости пленки вдоль или перпендикулярно оси образца.

В исходном состоянии в композитах в плоскости пленки не наблюдали существенной анизотропии магнитных свойств до концентрации металлической фазы, меньшей 57 ат. % (рис. 3а). В пленках с большей величиной X в процессе получения композитов

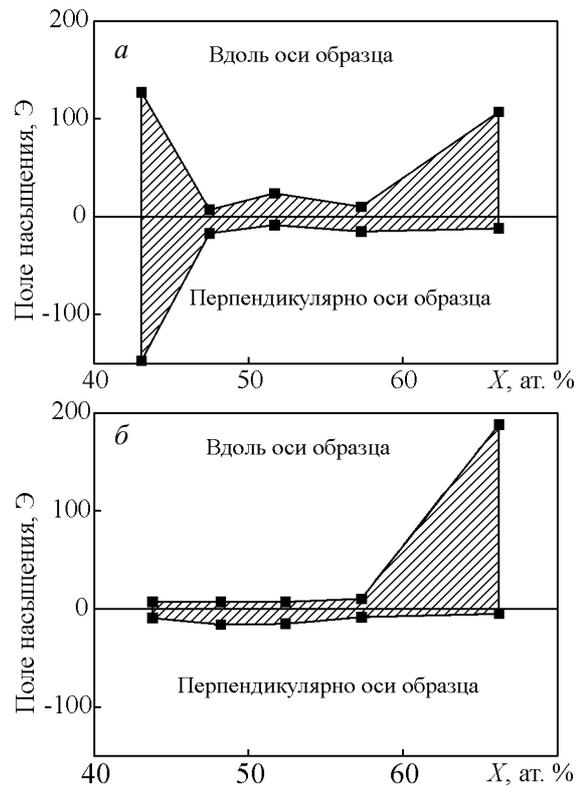


Рис. 3. Концентрационные зависимости поля выхода кривой намагниченности на насыщение композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в исходном состоянии (а) и после отжига при 400°C в течение 30 мин в магнитном поле 2500 Э , приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (б).

формируется достаточно высокая одноосная магнитная анизотропия в плоскости пленки на фоне значительной перпендикулярной к плоскости составляющей вектора намагниченности. Такая ситуация возможна в случае, если ростовая столбчатая структура ферромагнитных гранул имеет некоторый наклон к плоскости пленки, отличный от 90° . Высокое значение полей насыщения исходных композитов с концентрацией $X \sim 43\text{ ат. \%}$ связано с большой долей ферромагнитных частиц в суперпарамагнитном состоянии при составе гетерогенной системы до порога перколяции. Термомагнитная обработка композитов практически не повлияла на величину магнитной анизотропии при концентрации металлической фазы меньше 57 ат. %, тогда как в образцах с большим X наблюдается некоторое повышение величины H_a (рис. 3б).

Несколько по иному, происходит изменение магнитной структуры многослойных композиционных пленок после термомагнитной обработки. В качестве примера на рис. 4 показаны зависимости

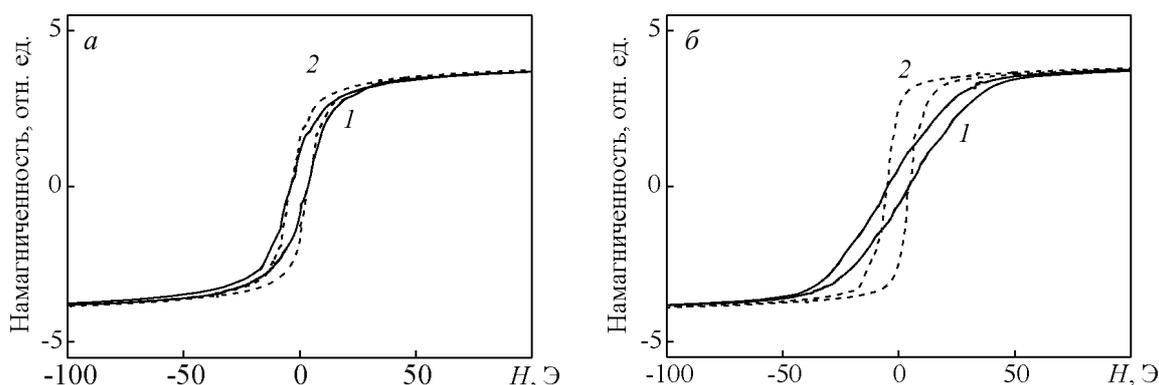


Рис. 4. Кривые намагничивания многослойной гетерогенной структуры $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{51}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{49}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{51}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{49}+\text{N}_2]\}_{300}$ в исходном состоянии (а) и после отжига при 400°С в течение 30 мин в магнитном поле 2500 Э, приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (б). Измерения проводили в плоскости пленки вдоль (кривые 1) и перпендикулярно оси образца (кривые 2).

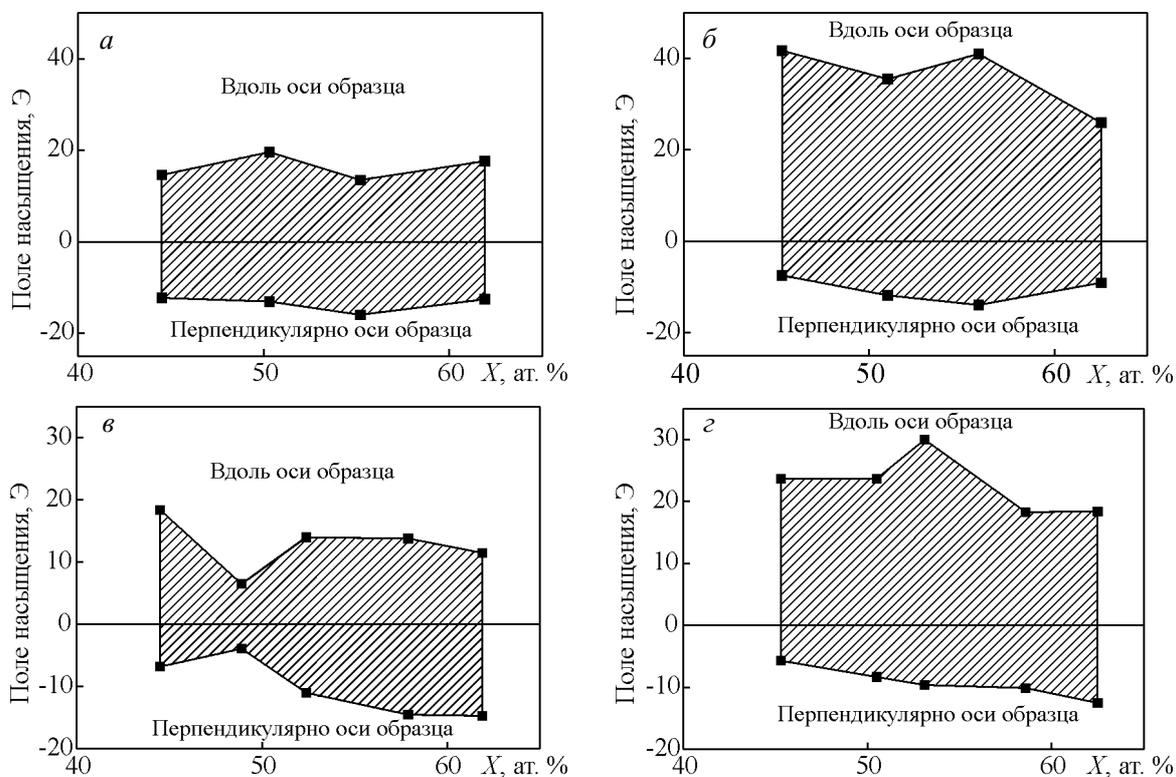


Рис. 5. Концентрационные зависимости поля выхода кривой намагниченности на насыщение многослойных гетерогенных структур: а, б – $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}+\text{N}_2]\}_{300}$, в, г – $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_X(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-X}+\text{O}_2]\}_{300}$ в исходном состоянии (а, в) и после отжига при 400°С в течение 30 мин в магнитном поле 2500 Э, приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (б, г).

относительного намагничивания многослойной гетерогенной структуры $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{51}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{49}/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{51}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{49}+\text{N}_2]\}_{300}$ в исходном состоянии (рис. 4а) и после отжига при 400°С в течение 30 мин в магнитном поле 2500 Э, приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (рис. 4б). Измерения проводили в плоскости пленки

вдоль (кривые 1) и перпендикулярно оси образца (кривые 2). Видно, что после отжига в плоскости пленки сформировалась хорошо выраженная одноосная магнитная анизотропия. Аналогичное изменение магнитной структуры мы наблюдаем во всем исследованном концентрационном диапазоне металлической фазы, где имеется магнитное упорядо-

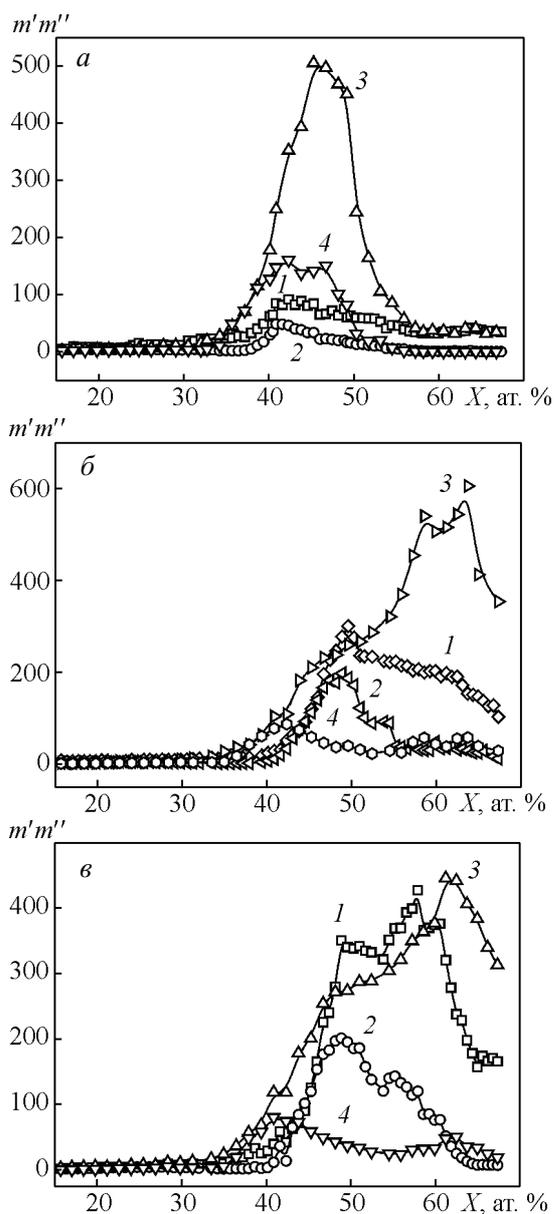


Рис. 6. Концентрационные зависимости на частоте 50 МГц действительной (кривые 1, 3) и мнимой (кривые 2, 4) частей комплексной магнитной проницаемости композитов и многослойных структур: а – $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, б – $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{N}_2]\}_{300}$, в – $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x} + \text{O}_2]\}_{300}$ в исходном состоянии (1, 2) и после отжига при 400°C в течение 30 мин в магнитном поле 2500 Э, приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (3, 4).

чение многослойной гетерогенной системы при комнатной температуре (рис. 5) по сравнению с исходным состоянием (рис. 5а).

Аналогичные закономерности наблюдаются и для многослойной гетерогенной структуры $[(\text{Co}_{45}$

$\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{51}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{49}/[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{51}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{49} + \text{O}_2]_{300}$, что отражено на концентрационных зависимостях полей выхода кривых намагниченности на насыщение в исходном состоянии (рис. 5б) и после отжига при 400°C в течение 30 минут в магнитном поле 2500 Э, приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (рис. 5з).

Влияние термомагнитной обработки на высокочастотные свойства композитов и гетерогенных многослойных структур представлено на рис. 6. На рис. 6а представлены концентрационные зависимости действительной (μ' (кривые 1, 3) и мнимой μ'' (кривые 2, 4) частей комплексной магнитной проницаемости композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в исходном состоянии (кривые 1, 2) и после отжига при 400°C в течение 30 мин в магнитном поле 2500 Э, приложенном в плоскости пленки перпендикулярно оси образца (кривые 3, 4) при частоте 50 МГц. В исходном состоянии наиболее высокие значения μ' и μ'' имеют вблизи порога перколяции, где наблюдается сильная дисперсия локальных осей анизотропии. При малых концентрациях металлической фазы низкие значения комплексной магнитной проницаемости связаны с суперпарамагнитным состоянием гранул, а при больших — высокими значениями магнитной анизотропии (рис. 3а). Исследования процессов намагничивания композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ выявило отсутствие у них хорошо сформированной одноосной анизотропии после термической обработки при $X < 56$ ат.%. Однако, за счет увеличения доли металлических гранул, участвующих в магнитном упорядочении, значительно выросла магнитная проницаемость композитов. Такие изменения магнитной структуры привели к увеличению μ' и μ'' после отжига в относительно узком диапазоне концентраций магнитной фазы (рис. 6а). При $X > 56$ ат.% после термомагнитной обработки одноосная магнитная анизотропия пленок возросла, поэтому значения μ' , которые пропорциональны магнитной проницаемости вдоль оси трудного намагничивания, уменьшились. При этом величина μ'' изменилась незначительно вследствие малой частоты измерений относительно частоты естественного ферромагнитного резонанса образцов.

Несколько другие изменения зависимостей μ' и μ'' после отжига в магнитном поле мы наблюдаем для многослойных гетерогенных структур (рис. 6б, в). Исследования кривых намагниченностей этих структур поле отжига выявило формирование у них хорошей одноосной магнитной анизотропии в плоскости пленки. Поэтому, на кривых $\mu'(X)$ и $\mu''(X)$ наблюдается значительное снижение магнитных потерь, в то время как действительная часть комплекс-

ной магнитной проницаемости остается высокой и определяется величиной H_a , сформировавшейся при отжиге.

Термомагнитная обработка многослойных гетерогенных структур $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} / [(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + N_2]_{300}]$ и $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} / [(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2]_{300}]$ приводит к существенному улучшению их высокочастотных магнитных свойств, что перспективно при разработке новых приборов ВЧ- и СВЧ-диапазонов.

Выводы

Методом ионно-лучевого распыления получены новые многослойные гетерогенные структуры $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} / [(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + N_2]_{300}]$ и $[(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} / [(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x} + O_2]_{300}]$.

Исследования магнитных свойств полученных многослойных систем показало отсутствие у них перпендикулярной магнитной анизотропии, свойственной для композитов $(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}$ в области высокой концентрации металлической фазы.

Выявлена возможность формирования одноосной магнитной анизотропии в плоскости пленки в многослойных гетерогенных структурах при их термомагнитной обработке.

Новые многослойные гетерогенные структуры после отжига в магнитном поле имеют высокие значения действительной части магнитной проницаемости на частоте 50 МГц при концентрациях металлической фазы выше порога перколяции и незначительные магнитные потери, что имеет большие перспективы использование данных пленок в ВЧ- и СВЧ-устройствах.

Литература

- Ohnuma S.H., Fujimori H., Mitani S., Masumoto T. High frequency magnetic properties in metal-nonmetal granular films. *J. Appl. Phys.*, 1996, v. 79, p. 5130 – 5135.
- Bloemen P.J.H., Rulkens B. On the frequency dependence of the magnetic permeability of FeHfO thin films. *J. Appl. Phys.*, 1998, v. 84, p. 6778 – 6781.
- 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 $Ni_{75}Fe_{25}-SiO_2$ granular films. *Phys. Stat. Sol. A*, 2005, v. 202, no. 10, p. 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.
- Ohnuma S., Kobayashi N., Masumoto T., Mitani S., Fujimori H. Magnetostriction and soft magnetic properties of $(Co_{1-x}Fe_x)-Al-O$ granular films with high electrical resistivity. *J. Appl. Phys.*, 1999, v. 85, p. 4574 – 4576.
- Xu Y., Yan X. Microstructure and magnetic properties of percolating $(Ni-Fe)_x(SiO_2)_{1-x}$ granular films. *J. Mat. Rsch.*, 1996, v. 11, p. 2506 – 2509.
- Hayakawa Y., Hasegawa N., Makino A., Mitani S., Fujimori H. Microstructure and magnetoresistance of Fe-Hf-O films with high electrical resistivity. *J. Magn. Mater.*, 1996, v. 154, p. 175 – 182.
- Ohnuma H., Hono K., Onoder H., Ohnuma S., Fujimori H., Pedersen J.S. Microstructures and magnetic properties of Co-Al-O granular thin films. *J. Appl. Phys.*, 2000, v. 87, no. 2, p. 817 – 823.
- Wu L.Z., Ding J., Jiang H.B., Chen L.F., Ong C.K. Particle size influence to the microwave properties of iron based magnetic particulate composites. *J. Magn. and Magn. Mat.*, 2005, v. 285, p. 233 – 239.
- Ramprasad R., Zurcher P., Petras M., Miller M., Renaud P. Magnetic properties of metallic ferromagnetic nanoparticle composites. *Appl. Phys.*, 2004, v. 96, no. 11, p. 519 – 529.
- Chen C., Kitakami O., Shimada Y. Particle size effects and surface anisotropy in Fe-based granular films. *J. Appl. Phys.*, 1998, v. 84, p. 2184 – 2189.
- Lianwen Deng, Zekun Feng, Jianjun Jiang, Huahui He Percolation and microwave characteristics of $CoFeB-SiO_2$ nano-granular films. *J. Magn. and Magn. Mater.*, 2007, v. 309, p. 285 – 289.
- Yildiz F., Kazan S., Aktas B., Tarapov S.I., Tagirov L., Granovsky B. Ferromagnetic resonance studies on $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{1-x}$ granular magnetic films. *J. Magn. and Magn. Mater.*, 2006, v. 305, p. 24 – 27.
- Morikawa T., Suzuki M., and Taga Y. Soft-magnetic properties of Co-Cr-O granular films. *J. Appl. Phys.*, 1998, v. 83, p. 6664 – 6666.
- Ohnuma S., Fujimori H., Masumoto T., Xiong X.Y., Ping D.H., Hono K. FeCo – Zr – O nanogranular soft-magnetic thin films with a high magnetic flux density. *Appl. Phys. Lett.*, 2003, v. 82, no. 6, p. 946 – 948.
- Furubayashi T., Nakatani I. Giant magnetoresistance in granular Fe – MgF_2 films. *J. Appl. Phys.*, 1996, v. 79, no. 8, p. 6258 – 6260.
- Li Liangliang, Crawford Ankur M., Wang Shan X., Marshall Ann F., Mao Ming, Schneider Thomas, Bubber Randhir. Soft magnetic granular material Co-Fe-Hf-O for micromagnetic device applications. *J. Appl. Phys.*, 2005, v. 97, no. 10, p. 907 – 910.
- Grimes A., Grimes M. The effective permeability of granular films. *IEEE Trans. Magn.*, 1993, v. 29, no. 6, p. 4092 – 4094.
- Sasaki Y., Morita S., Hatanai T., Makino A., Sato T., Yamasawa K. High-frequency soft magnetic properties of nanocrystalline Fe-(Co)-Hf-O films with high electrical resistivity and their applications to micro DC-DC converter. *NanoStructured Mat.*, 1997, v. 8, p. 1025 – 1029.

21. Ситников А.В. Механизмы наведенной магнитной анизотропии в гранулированных нанокompозитах $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. Альтернативная энергетика и экология, 2008, № 8, с. 31 – 37.
22. Стогней О.В. Ситников А.В. Анизотропия аморфных наногранулированных композитов CoTaNb-SiO_n и CoFeB-SiO_n . Физика твердого тела, 2010, т. 52, вып. 12, с. 2356 – 2364.
23. Ситников А.В. Магнитные свойства и особенности формирования структуры наногранулированных композитов металл-диэлектрик. Материаловедение, 2010, № 3, с. 134 – 137.
24. Алешников А.А., Калинин Ю.Е., Ситников А.В., Пономаренко А.Т., Федосов А.Г. Гетерогенные нано- системы металл – диэлектрик. Известия академии инженерных наук им. А.М. Прохорова, 2011, Юбилейный том, с. 5 – 14.
25. Калинин Ю.Е., Пономаренко А.Т., Ситников А.В., Стогней О.В. Гранулированные нанокompозиты металл-диэлектрик с аморфной структурой. Физика и химия обработки материалов, 2001, № 5, с. 14 – 20.
26. Калаев В.А., Калинин Ю.Е., Нечаев В.Н., Ситников А.В. Вестник Воронежского государственного технического университета, сер. Материаловедение. 2003, вып. 1.13, с. 38 – 42.
27. Калинин Ю.Е., Ситников А.В., Ремизов А.Н. Электрические свойства аморфных нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$. ФТТ, 2004, т. 46, вып. 11, с. 2076 – 2082.

Статья поступила в редакцию 12.04.2011 г.

Алешников Александр Александрович — Воронежский государственный технический университет, магистр. Специализируется в области физики магнитных явлений. E-mail: a.a.aleshnikov@mail.ru.

Калинин Юрий Егорьевич — 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, доктор физико-математических наук. Специалист в области физики конденсированного состояния. E-mail: sitnikov04@mail.ru.

Федосов Алексей Григорьевич — Воронежский государственный технический университет, аспирант. Специализируется в области физики магнитных явлений. E-mail: comr2service@gmail.com.