

Электрические и магнитные свойства мультислойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$

© А.В. Иванов, Ю.Е. Калинин, В.Н. Нечаев, А.В. Ситников

Воронежский государственный технический университет,
Воронеж, Россия

E-mail: kalinin48@mail.ru

(Поступила в Редакцию 10 февраля 2009 г.
В окончательной редакции 28 апреля 2009 г.)

Исследованы концентрационные зависимости удельного электрического сопротивления и комплексной магнитной проницаемости мультислойных структур $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/\{\alpha\text{-Si:H}\}\}_n$ и композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. Установлено, что введение полупроводниковой прослойки в композиты $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ приводит к существенному понижению удельного электрического сопротивления мультислойных структур $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/\{\alpha\text{-Si:H}\}\}_n$. Концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости наномультислойных структур $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/\{\alpha\text{-Si:H}\}\}_n$ существенно отличаются от таковых для нанокompозитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$. Действительная часть комплексной магнитной проницаемости наномультислойных структур $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}]/\{\alpha\text{-Si:H}\}\}_n$ изменяется по кривой с минимумом вблизи порога протекания композита, а мнимая — плавно снижается с увеличением концентрации ферромагнитной фазы. Полученные результаты объясняются увеличением температуры бифуркации за счет электропроводности полупроводниковой прослойки, способствующих магнитному упорядочению ферромагнитных гранул.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 08-02-00840, 09-02-97506).

PACS: 75.75.+a, 75.70.-i

1. Введение

В последние годы большой интерес проявляется к исследованиям мультислойных систем ферромагнитный металл—полупроводник, у которых наблюдается периодическое изменение магнитного взаимодействия между металлическими слоями от ферромагнитного к антиферромагнитному при изменении толщины полупроводниковой прослойки [1–4]. Физические свойства наномультислойных нанометров во многом определяются структурой и интерфейсными явлениями между различными фазами. Основными трудностями при интерпретации полученных результатов в подобных структурах являются их критичность к качеству поверхности подложки и микродефектам при получении, что может быть причиной непосредственного контакта между металлическими слоями, а также процессы диффузии на границе раздела разнородных фаз, приводящие к образованию соединенный металл—полупроводник.

Одним из путей преодоления этих трудностей является использование в качестве ферромагнитного слоя композита металл—диэлектрик с составом до порога перколяции, когда наноразмерные гранулы, хаотически распределенные в изолирующей матрице, не имеют непосредственного контакта друг с другом. Подобная структура позволяет, с одной стороны, свести к минимуму влияние контактов гранул соседних слоев на макроскопические свойства системы, а с другой стороны, наличие барьерного диэлектрического слоя уменьшает вероятность образования соеди-

нений на интерфейсе композит—полупроводник. При исследовании магнитных свойств мультислойных систем $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{35}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{65}/\alpha\text{-Si:H}]_{30}$ с аморфной структурой при толщине полупроводниковой прослойки приблизительно 1.1 nm был обнаружен переход от суперпарамагнитного состояния отдельных слоев к ферромагнитному упорядочению всей многослойной структуры [5].

В настоящей работе представлены экспериментальные данные по исследованию электропроводности и комплексной магнитной проницаемости в аморфных наномультислойных системах $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$, где меняются толщины композита и полупроводниковой прослойки, а также состав композита.

2. Методика эксперимента

Многослойные наноструктуры $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$ были получены методом ионно-лучевого распыления двух мишеней на вращающуюся подложку [6]. Выбор кремния в качестве материала для полупроводниковой прослойки был обусловлен его традиционно широким применением в полупроводниковой электронике и возможностью сравнения результатов с работами других авторов. В качестве металлической компоненты в композите был использован сплав $\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10}$, который относится к легко аморфизируемым безметаллоидным системам с максимальным содержанием ферромагнит-

ной фазы (90%). Кроме того, в аморфных сплавах переходных металлов с цирконием уровень Ферми может приходиться на максимум плотности состояний валентной зоны (главным образом d -состояний), а величина плотности состояний может достигать нескольких единиц $\text{state/eV} \cdot \text{at}$. [7].

Методика получения экспериментальных образцов описана в [5].

Исследования электрического сопротивления проводились двухзондовым методом с помощью автоматизированного универсального измерительного комплекса с выводом экспериментальных результатов на ЭВМ. Высокочастотные магнитные свойства (действительная и мнимая части комплексной магнитной проницаемости μ' и μ'') измерялись резонансным методом на частоте 50 МГц по методике [8].

Проведенные ранее исследования размеров частиц металлической фазы в композите $(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ показали, что размер гранул увеличивается от 2.5 нм в составе $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{0.35}(\text{SiO}_2)_{0.65}$ до 6–7 нм в пленках состава $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{0.65}(\text{SiO}_2)_{0.35}$. Исходя из этого была выбрана толщина слоя композита в наномультислойной структуре $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$, соизмеримая с размером гранулы (рис. 1). Толщина пленки $\alpha\text{-Si}$ выбиралась такой, чтобы обеспечить создание непрерывной сплошной бесконечной двумерной структуры на поверхности композита. Результаты измерений сравнивались со свойствами композиционной пленки аналогичного состава. Как видно из рис. 1, для пленок первой партии (кривая 2) толщина магнитного слоя меньше размера гранулы во всем диапазоне концентраций композита (кривая 1). Следовательно, в такой структуре каждая металлическая частица будет контактировать с полупроводниковой прослойкой. При этом отметим, что размер частиц в слое $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ дол-

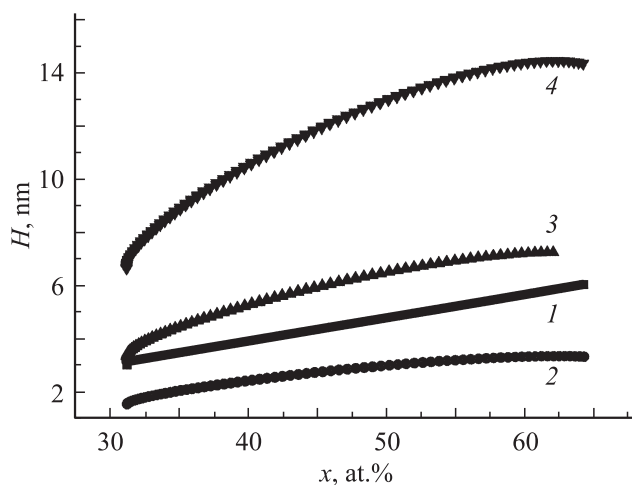


Рис. 1. Концентрационные зависимости толщины H композиционного слоя многослойной структуры $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/\{\alpha\text{-Si:H}\}]_{60}$: 2 — партия 1, 3 — партия 2, 4 — партия 3. Кривая 1 характеризует размер гранул в композитах $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$.

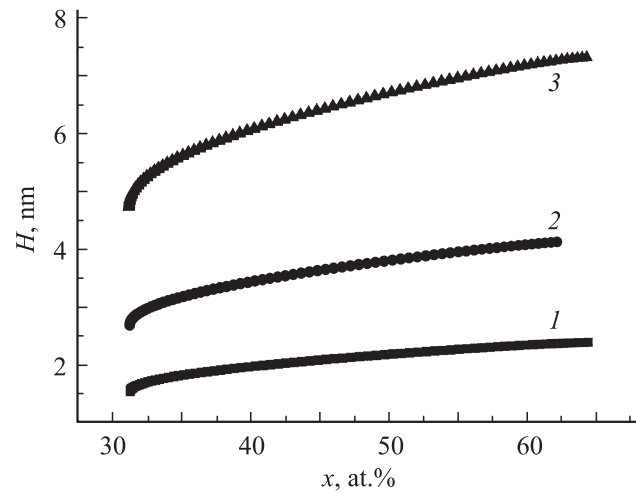


Рис. 2. Концентрационные зависимости толщины H полупроводникового слоя многослойной структуры $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/\{\alpha\text{-SiH}\}]_{60}$. 1 — партия 1, 2 — партия 2, 3 — партия 3.

жен быть несколько меньшим, чем в объемном композите. В партии 2 размер магнитного слоя незначительно превышает диаметр частицы композита (кривая 3), следовательно, большинство гранул будут контактировать с полупроводниковой прослойкой, а размер частиц соответствует размеру частиц в композите. В то же время в партии 3 толщина композиционного слоя в несколько раз превышает равновесный размер частиц композита (кривая 4); следовательно, доля частиц, не имеющих контакта с полупроводниковой прослойкой, достаточно значительна. Толщина полупроводниковой прослойки в зависимости от концентрации представлена на рис. 2.

3. Электрические свойства многослойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$

На рис. 3 и 4 представлены концентрационные зависимости удельного электрического сопротивления композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ и многослойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$ из партий 1–3 соответственно. Удельное электрическое сопротивление ρ композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ при увеличении концентрации металлической фазы от 32 до 65 at.% уменьшается более чем на четыре порядка (рис. 3), что характерно для гетерофазной системы металл–диэлектрик. Введение в объем композитов полупроводниковых прослоек приводит к существенному изменению зависимостей $\rho(x)$ по сравнению со случаем чистых композитов. Во-первых, изменение удельного электрического сопротивления при увеличении концентрации металлической фазы от 32 до 65 at.% значительно меньше и составляет лишь один порядок величин. Например, при $x = 32$ at.% удельное электрическое

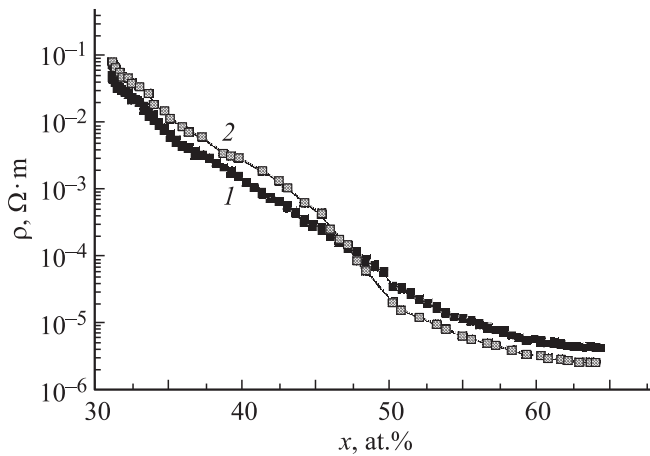


Рис. 3. Концентрационные зависимости удельного электрического сопротивления ρ композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$. 1 — в исходном состоянии, 2 — после отжига при температуре 400°C в течение 30 min.

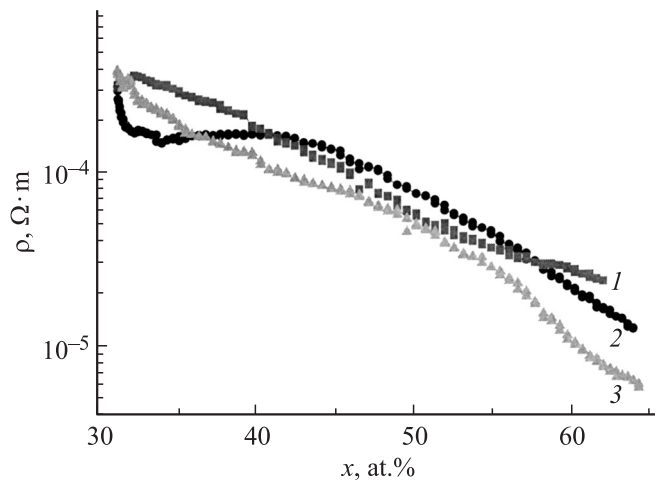


Рис. 4. Зависимости удельного электрического сопротивления ρ мультислойных структур от концентрации металлической фазы композиционных слоев. 1 — $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{3.3\text{--}7.2\text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(2.6\text{--}4.1\text{ nm})\}_{40}$, 2 — $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{1.5\text{--}3.2\text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(1.5\text{--}2.3\text{ nm})\}_{60}$, 3 — $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{6.6\text{--}14.3\text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(4.7\text{--}7.2\text{ nm})\}_{23}$.

сопротивление многослойных структур $\rho \approx 10^{-4} \Omega \cdot \text{m}$, тогда как в композите $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_{32}(\text{Al}_2\text{O}_3)_{68}$ значение удельного электрического сопротивления превышает $0.5 \Omega \cdot \text{m}$. Во-вторых, в этой области концентраций ($30 < x < 40$ at.%) увеличение толщины композиционного слоя приводит к росту удельного электрического сопротивления, что можно объяснить уменьшением относительного числа металлических частиц, непосредственно соприкасающихся с полупроводниковой прослойкой.

В третьих, при больших концентрациях металлической фазы (например, при $x = 65$ at.%) удельное электрическое сопротивление композитов

несколько ниже ($\rho \approx 4 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot \text{m}$), чем эта же величина для структуры композит—полупроводник ($\rho \approx 2 \cdot 10^{-5} \Omega \cdot \text{m}$). Исключением является мультислойная структура $\{[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{6.6\text{--}14.3\text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(4.7\text{--}7.2\text{ nm})\}_{23}$, где толщина композиционного слоя более 10 nm. Такое поведение многослойных структур можно объяснить, если предположить, что перенос заряда в композиционных слоях с составом до порога перколяции осуществляется не через диэлектрическую фазу, а через более низкоомную полупроводниковую прослойку. С другой стороны, в композитах после порога протекания, где образуется бесконечная сеть соприкасающихся металлических гранул, сопротивление каналов повышается за счет взаимодействия кремния с металлической фазой и образования силицидов железа и кобальта, которые имеют более высокое удельное сопротивление, чем у чистых металлов. Когда толщина композита становится существенной, влияние силицидов на процесс электропереноса в $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ после порога перколяции уменьшается.

4. Магнитные свойства многослойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$

Концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ на частоте 50 MHz представлены на рис. 5. Из представленных зависимостей видно, что увеличение значений μ' и μ'' наблюдается при более низкой концентрации металлической фазы, чем порог протекания, определенный из зависимостей $\rho(x)$. Такое поведение связано с уменьшением расстояния между ферромагнитными гранулами при

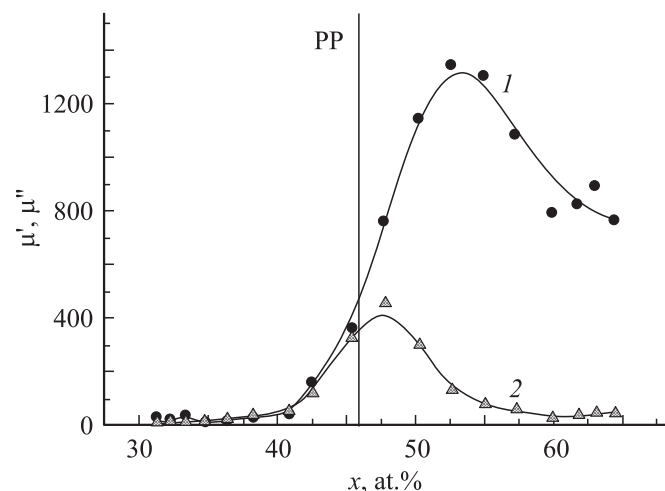


Рис. 5. Концентрационные зависимости действительной μ' (1) и мнимой μ'' (2) частей комплексной магнитной проницаемости композитов $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ на частоте 50 MHz. Линией PP показано положение порога перколяции.

приближении состава композита к порогу перколяции и образованием магнитных кластеров.

В области концентраций металлической фазы от 32 до 42 at.% μ' и μ'' имеют достаточно низкие значения. В этом диапазоне концентраций ферромагнитные гранулы хаотически распределены в диэлектрической матрице, и величина магнитного взаимодействия между ними существенно ниже энергии kT при комнатной температуре. При этом векторы намагниченности отдельных гранул некоррелированы, что характерно для суперпарамагнитного состояния. При увеличении содержания металлической фазы размеры гранул увеличиваются, при этом величина магнитного взаимодействия между гранулами возрастает и становится больше, чем разориентирующая энергия kT . Такой процесс приводит к возрастанию величины комплексной магнитной проницаемости в области концентраций металлической фазы от 42 до 48 at.% и появлению максимума в мнимой части комплексной проницаемости, которому соответствует максимальное изменение действительной части.

Дальнейшее увеличение концентрации металлической фазы сопровождается процессом физического объединения отдельных гранул в сетку соприкасающихся металлических частиц. Связь между магнитными моментами атомов отдельных гранул в этом случае осуществляется путем обменного взаимодействия, что приводит к образованию объемной ферромагнитной структуры гетеросистемы. При этом значения комплексной магнитной проницаемости композита значительно возрастают. Дальнейшее увеличение концентрации металлической фазы приводит к уменьшению значений действительной части комплексной магнитной проницаемости, что связано с образованием объемной структуры ферромагнитной фазы с наноразмерными диэлектрическими включениями и изменением характера магнитной анизотропии. Исследования магнитной структуры с помощью метода магнитно-силовой микроскопии показали изменение типа доменной структуры от лабиринтной для композитов вблизи порога перколяции к полосовой для композитов с концентрацией магнитной фазы более 60 at.% [9].

На рис. 6 представлены зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости от концентрации металлической фазы композиционных слоев мультислойных структур $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{1.5-3.2 \text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(1.5-2.3 \text{ nm})_{60}$, $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{3.3-7.2 \text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(2.6-4.1 \text{ nm})_{40}$ и $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{6.6-14.3 \text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(4.7-7.2 \text{ nm})_{23}$ на частоте 50 МГц. В области концентраций металлической фазы от 32 до 42 at.% μ' и μ'' имеют достаточно высокие значения. По мере приближения к порогу протекания композиционных слоев происходит спад исследуемых величин.

Обсудим отмеченные закономерности. В нанокompозитах $(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}$ в области концентраций металлической фазы от 32 до 42 at.% μ' и μ'' при комнатной температуре имеют достаточно низкие значения,

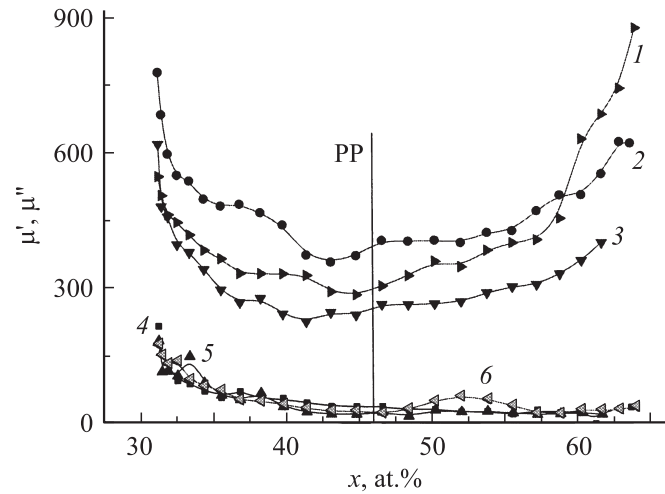


Рис. 6. Зависимости действительной μ' (1–3) и мнимой μ'' (4–6) частей комплексной магнитной проницаемости наномультислойных структур от концентрации металлической фазы композиционных слоев на частоте 50 МГц. 1–6 — $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{6.6-14.3 \text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(4.7-7.2 \text{ nm})_{23}$, 2–4 — $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{1.5-3.2 \text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(1.5-2.3 \text{ nm})_{60}$, 3–5 — $[(\text{Co}_{45}\text{Fe}_{45}\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}]\{3.3-7.2 \text{ nm}\}/\{\alpha\text{-Si:H}\}(2.6-4.1 \text{ nm})_{40}$. Линией PP показано положение порога перколяции для композитных слоев.

что связано с суперпарамагнитным состоянием, когда ферромагнитные гранулы хаотически распределены в диэлектрической матрице и величина магнитного взаимодействия между ними существенно ниже энергии kT . Однако при понижении температуры энергия тепловых колебаний уменьшается, что приводит к возникновению магнитного взаимодействия и росту магнитной проницаемости. Экспериментально установлено, что для нанокompозитов ферромагнетик–диэлектрик с аморфной структурой переход от магнитно-упорядоченного состояния к суперпарамагнитному наблюдается в области температур 30–50 К (при температуре бифуркации) [10].

Исследования комплексной магнитной проницаемости мультислойных структур $[(\text{CoFeZr})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1-x}/(\alpha\text{-SiH})]_n$ показали, что в рассматриваемом выше интервале концентраций металлической фазы магнитного слоя композита при наличии сплошной прослойки полупроводника даже при комнатной температуре μ' и μ'' имеют высокие значения, что свидетельствует о магнитном упорядочении гранул. Экспериментальные результаты, свидетельствующие о смещении температуры бифуркации в многослойных структурах к температурам выше комнатной, можно качественно объяснить влиянием электронов проводимости полупроводниковой прослойки на процессы разориентации магнитных гранул. При наличии полупроводниковой прослойки разориентирующая энергия kT снижается вследствие индуцирования вихревых токов электронами проводимости.

Качественно это можно показать с помощью термодинамического подхода, в рамках которого не важен механизм самого фазового перехода. Будем считать ферромагнитные гранулы точечными магнитными диполями, имеющими намагниченность \mathbf{M} и взаимодействующими между собой по законам магнитостатики. Далее, переходя от дискретного распределения диполей к непрерывному и раскладывая свободную энергию W в соответствии с теорией Ландау в ряд по M и ее производным, получим

$$W = \int_0^L \frac{\chi}{2} \left\{ \left(\frac{dM}{dx} \right)^2 - \frac{1}{2} (\alpha + 4\pi) M^2 + \frac{1}{4} \beta M^4 \right\} dx. \quad (1)$$

При записи этого выражения предполагалось, что композит представляет собой пленку толщиной L . Первое слагаемое здесь описывает корреляционную энергию, играющую в данном случае роль обменной энергии (энергии неоднородности); χ — корреляционная постоянная, по порядку величины равная R^2 , где R — характерное расстояние между гранулами в пленке; α и β — термодинамические коэффициенты, зависящие от свойств композита, причем коэффициент $\alpha = \alpha_0(T - T_c)$ зависит еще и от температуры, T_c — температура фазового перехода в объемном безграничном образце; слагаемое с 4π учитывает размагничивающие поля, возникающие вследствие неоднородного распределения \mathbf{M} по толщине образца.

Фазовый переход в такой системе происходит при температуре, при которой появляется ненулевое решение уравнения

$$-\chi \frac{d^2 M}{dx^2} - (\alpha + 4\pi) M + \beta M^3 = 0, \quad (2)$$

получающегося из условия минимума свободной энергии W (1). Эта температура существенно зависит от граничных условий, которым должно удовлетворять решение уравнения (2), а они в свою очередь определяются характером взаимодействия композита с окружающей средой. Так, если магнитные моменты жестко закреплены на границе, т. е. заданы условия $M(0) = M(L) = 0$, то температура магнитного фазового перехода в системе ферромагнитных гранул будет равна

$$T_1 = T_c - \frac{\pi^2 \chi}{\alpha_0 L^2} - \frac{4\pi}{\alpha_0}. \quad (3)$$

В другом предельном случае, когда намагниченность может принимать любые значения на границе, граничное условие имеет вид

$$\frac{dM}{dx} \Big|_{x=0} = \frac{dM}{dx} \Big|_{x=L} = 0. \quad (4)$$

Температура фазового перехода T_2 в этом случае равна

$$T_2 = T_c - \frac{4\pi}{\alpha_0}. \quad (5)$$

Таким образом, температура фазового перехода для мультислойных структур T_2 выше, чем температура фазового перехода нанокompозитов T_1 . Количественные оценки смещения T_c выполнить сложно ввиду отсутствия данных о термодинамических коэффициентах α , β .

Обе описанные выше ситуации являются частными случаями граничных условий общего типа

$$\frac{dM}{dx} \pm sM \Big|_{x=0,L} = 0, \quad (6)$$

где параметр s характеризует связь с поверхностью. В обсуждаемом случае возникновение магнитного упорядоченного состояния при меньших концентрациях металлической фазы x свидетельствует о росте s при появлении полупроводниковой прослойки.

Заметим, что аналогичный подход использован в [11] при обсуждении размерных эффектов в сегнетоэлектриках.

5. Выводы

1) Исследованы концентрационные зависимости удельного электрического сопротивления композитов $(\text{Co}_45\text{Fe}_45\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ и наномультислойных структур $[(\text{Co}_45\text{Fe}_45\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/\{\alpha\text{-Si} : \text{H}\}]_n$. Установлено, что удельное электрическое сопротивление композитов $(\text{Co}_45\text{Fe}_45\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ уменьшается более чем на четыре порядка при увеличении концентрации металлической фазы от 32 до 65 at.%. Для наномультислойных структур $[(\text{Co}_45\text{Fe}_45\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/\{\alpha\text{-Si} : \text{H}\}]_n$ степень изменения удельного электрического сопротивления при увеличении концентрации металлической фазы от 32 до 65 at.% значительно ниже и составляет лишь один порядок величин. Обнаруженные различия связываются с влиянием на электроперенос полупроводниковой прослойки, имеющей низкое электрическое сопротивление.

2) Изучены концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости композитов $(\text{Co}_45\text{Fe}_45\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ на частоте 50 МГц. При малых концентрациях ферромагнитной фазы композиты имеют низкие значения μ' и μ'' , характерные для суперпарамагнитного состояния. Для композитов, расположенных за порогом перколяции, наблюдаются сложные концентрационные зависимости μ' и μ'' в виде кривых с максимумом, отражающим неоднородность магнитной структуры, которая формируется в результате конкуренции анизотропии, индуцируемой механическими напряжениями на границе пленка–подложка, и анизотропии формы образцов.

3) Показано, что концентрационные зависимости действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости наномультислойных структур $[(\text{Co}_45\text{Fe}_45\text{Zr}_{10})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}/\{\alpha\text{-Si} : \text{H}\}]_n$ существенно отличаются от таковых для нанокompозитов. В области концентраций металлической фазы композиционной прослойки от 32 до 42 at.% μ' и μ'' имеют

высокие значения и уменьшаются с ростом x . Такое поведение согласуется с предположением об образовании магнитоупорядоченной структуры ферромагнитных гранул. В области концентраций $42 < x < 55$ at.% изменения действительной и мнимой частей комплексной магнитной проницаемости незначительны. При дальнейшем увеличении концентрации металлической фазы действительная часть комплексной магнитной проницаемости наномультислойных структур $[\{(Co_{45}Fe_{45}Zr_{10})_x(Al_2O_3)_{100-x}\}/\{\alpha-Si:H\}]_n$ вновь возрастает.

Список литературы

- [1] G.J. Strijkers, J.T. Kohlhepp, H.J.M. Swagten, W.J.M. de Jonge. *Phys. Rev. Lett.* **84**, 1812 (2000).
- [2] R.R. Gareev, D.E. Burgler, M. Buchmeier, D. Olligs, R. Schreiber, P. Grünberg. *Phys. Rev. Lett.* **87**, 157 (2001).
- [3] D.E. Burgler, M. Buchmeier, S. Cramm, S. Eisebitt, R.R. Gareev, P. Grünberg, C.L. Jia, L.L. Pohlmann, R. Schreiber, M. Siegel, Y.L. Qin, A. Zimina. *J. Phys.: Cond. Matter* **15**, 443 (2003).
- [4] В.О. Васильковский, Г.С. Патрин, Д.А. Великанов, А.В. Свалов, П.А. Савин, А.А. Ювченко, Н.Н. Щеголева. *ФТТ* **49**, 291 (2007).
- [5] В.А. Белоусов, Ю.Е. Калинин, К.Г. Королев, А.В. Ситников, К.А. Ситников. *Вестн. ВГТУ* **2**, 11, 24 (2006).
- [6] И.В. Золотухин, Ю.Е. Калинин, П.В. Неретин. *Альтернативная энергетика и экология* **2**, 7 (2002).
- [7] П. Ольфафен. *Металлические стекла*. Мир, М. (1986). Ч. II. С. 328.
- [8] В.А. Каласев, Ю.Е. Калинин, В.Н. Нечаев, А.В. Ситников. *Вестн. ВГТУ. Сер. Материаловедение* **1.13**, 38 (2003).
- [9] A.M. Saad, V.A. Kalashev, J.A. Fedotova, K.A. Sitnikov, A.V. Sitnikov, Yu.E. Kalinin, A.K. Fedotov, I.A. Svito. *Rev. Adv. Mater. Sci.* **14**, 14 (2007).
- [10] О.В. Стогней. *Электроперенос и магнитные свойства аморфных наногранульных композитов металл–диэлектрик*. Докт. дис. Воронеж (2004). 289 с.
- [11] Л.М. Блинов, В.М. Фридкин, С.П. Палто, А.В. Буне, П.А. Даубен, С. Дюшарм. *УФН* **170**, 3, 247 (2000).