



Конденсированные среды и межфазные границы

Оригинальные статьи

DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/3114>

ISSN 1606-867X

Поступила в редакцию 20.11.2020

eISSN 2687-0711

Принята к публикации 15.12.2020

Опубликована онлайн 25.12.2020

УДК 539.23

Исследование магнитных свойств аморфных многослойных наноструктур $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с помощью экваториального эффекта Керра

© 2020 Е. А. Ганьшина^а, В. В. Гаршин^а, Н. С. Буйлов^б, Н. Н. Зубарь^а, А. В. Ситников^с,
Э. П. Домашевская^{б✉}

^аМосковский государственный университет им. М. В. Ломоносова,
Ленинские горы, 1, ГСП-1, Москва 119234, Российская Федерация

^бВоронежский государственный университет,
Университетская пл., 1, Воронеж 394018, Российская Федерация

^сВоронежский государственный технический университет,
Московский пр., 14, Воронеж 394026, Российская Федерация

Аннотация

Магнитные свойства в аморфных многослойных наноструктурах $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с разным содержанием магнитного сплава CoFeB в металлокомпозитных слоях и инверсным расположением неметаллических фаз C и SiO₂ в композитных слоях или в прослойках были исследованы магнитооптическими методами.

С помощью спектральных и полевых зависимостей экваториального эффекта Керра (ЭЭК) установлено, что в образцах обеих магнитных многослойных наноструктур (МНС) магнитооптический отклик и магнитный порядок определяются фазовым составом композитных слоев.

В образцах МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ с послеперколяционным содержанием металлических кластеров в металлокомпозитных слоях максимальные абсолютные значения ЭЭК уменьшаются примерно в 2.5 раза по сравнению с исходным аморфным сплавом Co₄₀Fe₄₀B₂₀, в то время как полевые зависимости ЭЭК в образцах этой МНС обладает чертами, характерными для мягких ферромагнетиков.

В образцах другой МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с доперколяционным содержанием металлических кластеров в оксидной матрице SiO₂ металлокомпозитных слоев спектральные зависимости ЭЭК принципиально отличаются от ЭЭК исходного аморфного сплава Co₄₀Fe₄₀B₂₀ как по форме, так и по знаку. Полевые зависимости ЭЭК образцов этой МНС носят линейный характер, характерный для суперпарамагнетиков.

Ключевые слова: аморфные магнитные многослойные наноструктуры, металлокомпозитные слои, немагнитные прослойки, магнитные кластеры CoFeB, экваториальный эффект Керра, спектральные зависимости экваториального эффекта Керра, полевые зависимости экваториального эффекта Керра, мягкие ферромагнетики, суперпарамагнетики.

Источник финансирования: Работа выполнена частично при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания ВУЗам в сфере научной деятельности на 2020–2022 годы, проект № FZGU-2020-0036.

Для цитирования: Ганьшина Е. А., Гаршин В. В., Буйлов Н. С., Зубарь Н. Н., Ситников А. В., Домашевская Э. П. Исследование магнитных свойств аморфных многослойных наноструктур $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с помощью экваториального эффекта Керра. *Конденсированные среды и межфазные границы*. 2020; 22(4): 438–445. DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/3114>

✉ Домашевская Эвелина Павловна, e-mail: ftt@phys.vsu.ru



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.

For citation: Gan'shina E. A., Garshin V. V., Builov N. S., Zubar N. N., Sitnikov A. V., Domashevskaya E. P. Investigation of magnetic properties of amorphous multilayer nanostructures $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ and $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ by the transversal Kerr effect. *Kondensirovannye sredy i mezhfaznye granitsy = Condensed Matter and Interphases*. 2020;22(4): 438–445. DOI: <https://doi.org/10.17308/kcmf.2020.22/3114>

1. Введение

В настоящее время одним из наиболее динамично развивающихся направлений современной физики твердого тела является изучение фундаментальных свойств и практическое применение искусственно создаваемых наносред с масштабам гетерогенности 1–10 нм.

С фундаментальной точки зрения наногранулированные среды оказались интересными объектами с туннельным электронным транспортом, ярко выраженными размерными эффектами и сложными магнитными свойствами, обусловленными однодоменностью ферромагнитных наногранул, изолированных друг от друга диэлектриком [1–5]. Если в качестве одной из фаз использовать переходные металлы (Fe, Co, Ni) или их сплавы, то можно получить магнитные структуры с прекрасными перспективами использования в области ВЧ и СВЧ частот электромагнитного излучения.

Объектом интенсивных экспериментальных и теоретических исследований является вопрос о влиянии состава и микроструктуры наноматериалов, образовавшихся в процессе самоорганизации атомов при их получении, на магнитные, магнитооптические и магнитотранспортные свойства наногетероструктур. Несмотря на большое количество работ в этой области, до сих пор отсутствует ясность в понимании процессов, сопровождающих структурную перестройку вещества, т. к. трудно предсказать свойства пленок, в которых значительную роль играют взаимодействия наночастиц между собой, с матрицей и с подложкой, при огромном влиянии размерных и поверхностных эффектов, присущих наночастицам/кластерам, их границам и поверхностям.

В наших предыдущих работах для исследования атомного строения аморфных многослойных наноструктур (МНС) $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с разным числом слоев, разным содержанием металлической, диэлектрической SiO_2 и углеродной компонент и инверсным расположением двух последних в металлокомпозитных слоях или в прослойках мы использовали неразрушающие методы анализа интерфейсов, ближнего порядка и электронной структуры [6–9]. Среди них рентгеновская дифрактометрия XRD, рентгеновская рефлектоме-

трия XRR, ультрамягкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия USXES, рентгеновское поглощение вблизи главного края XANES, и тонкая структура за краем поглощения EXAFS [6–9].

По результатам этих исследований в МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ с прослойками из SiO_2 было обнаружено лучшее сохранение планарности интерфейсных границ между металлокомпозитными слоями и прослойками SiO_2 , чем в МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с прослойками из углерода, и лучшее сохранение целостности магнитных гранул исходного сплава CoFeB со связями Me-C и B-C на межфазных границах внутри металлокомпозитных слоев. В результате в этих МНС не происходит заметного перемешивания металлокомпозитных слоев и прослоек SiO_2 , и интерфейсы сохраняют планарность [6–8].

В другой МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с диоксидом кремния в металлокомпозитных слоях и углеродными прослойками наблюдается иная ситуация. Обнаруженное в ней существенное размытие интерфейсных границ металлокомпозитный слой/углеродная прослойка обусловлено существенным взаимодействием всех компонент сложной наноструктуры с образованием связей Me-O (в первую очередь, Fe-O) и B-O с кислородом матрицы SiO_2 на межфазных границах внутри металлокомпозитных слоев. В результате размеры гранул исходного сплава существенно уменьшаются до кластеров с меньшими координационными числами, и вся МНС является более гомогенной [6–9].

Хорошо известно, что магнитооптические (МО) методы предоставляют уникальную информацию о магнитной и электронной структуре новых сложных наноматериалов, и именно поэтому являются эффективными и информативными [10]. МО свойства нанокompозитов аморфный металл-диэлектрик зависят от фазового состава и структуры металлической и диэлектрической фаз, от объемного содержания магнитной компоненты, а также от формы и размера магнитных гранул [11–14].

В нанокompозитах аморфный металл-диэлектрик с оксидными матрицами наблюдалось усиление МО отклика для концентраций в области перколяции [13, 14].

Для доперколяционных систем ($x < x_{\text{пер}}$) характерно суперпарамагнитное состояние, об-

условленное наличием наноразмерных магнитных включений, размещенных в немагнитной среде [15–19]. При этом обязательным условием существования суперпарамагнетизма является отсутствие взаимодействия между ферромагнитными наногранулами. С увеличением относительного объема ферромагнитной фазы уменьшаются расстояния между гранулами вплоть до их соприкосновения, и в результате обменного взаимодействия между магнитными моментами атомов различных гранул возникает корреляция магнитных моментов структуры в целом. Это определяет ферромагнитную природу гетерогенного объекта.

Вид спектральных зависимостей ЭЭК существенно изменяется при переходе к послойно напыленным нанокомпозитам [20]. Изменение полевых зависимостей ЭЭК образцов, напыленных послойно, имеет такую же тенденцию, как в объемном гранулированном нанокомпозите – с ростом концентрации x осуществляется эволюция кривых намагничивания от суперпарамагнитного вида к ферромагнитному. Порог перколяции в послойно напыленных композитах сдвигается в область меньших концентраций ферромагнитной фазы.

На МО-свойствах наноструктур существенно сказывается не только концентрация металлической фазы, но и толщина слоев композита. Толщина пленок задается скоростью вращения подложки вокруг распыляемых мишеней [20, 21]. Исследования влияния технологии изготовления нанокомпозитов на их МО-свойства показывают, что система с самыми тонкими слоями должна иметь порог перколяции при наименьшем x из всех исследованных систем, что и наблюдалось экспериментально [20].

Сравнение МО-свойств нанокомпозитов в оксидных матрицах и углеродной матрице показало, что вид спектральных и полевых зависимостей ЭЭК зависит от типа матрицы и сильно различается для матриц SiO_2 и С. Это связано с особенностями формирования нанокомпозитов с углеродной матрицей [22].

Целью данной работы является получение информации о магнитных свойствах в аморфных образцах МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с разным содержанием металлической, диэлектрической SiO_2 и/или С компонент и инверсным расположением двух последних в металлокомпозитных слоях или в прослойках путем изучения экваториального эффекта Керра (ЭЭК), а также о влиянии структурных особенностей МНС на эти свойства.

2. Методика эксперимента

МНС с разным составом металлокомпозитных слоев и разными прослойками $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ были получены методом ионно-лучевого распыления (с градиентом по толщине слой/прослойка) на ситалловую подложку из двух разных мишеней, одна из которых состояла из пластины металлического аморфного сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ со вставками из углерода или кварца, расположенными на разных расстояниях друг от друга. Для создания градиента толщины металл-композитных слоев и неметаллических прослоек между мишенью и подложками устанавливался V-образный экран. Напыление проводилось в атмосфере Ar при давлении $5 \cdot 10^{-4}$ торр [17–20].

Для исследования магнитооптических свойств МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ был использован экваториальный эффект Керра, который заключается в изменении интенсивности линейно поляризованного света, отраженного образцом, намагниченным перпендикулярно плоскости падения света [22–24]. Отношение (δ) разности интенсивностей света, отраженного образцом в присутствии магнитного поля (I) и в отсутствии магнитного поля (I_0), к интенсивности света I_0 определяет величину и знак ЭЭК:

$$\delta = (I - I_0) / I_0 = \Delta I / I_0. \quad (1)$$

Спектральные и полевые зависимости экваториального эффекта Керра были измерены при помощи автоматизированного МО-спектрометра в диапазоне энергий квантов падающего света E от 0.5 до 4 эВ. Амплитуда приложенного переменного магнитного поля достигала 3 кЭ. Для регистрации сигнала был применен динамический метод, позволяющий измерять относительное изменение интенсивности света вплоть до 10^{-5} . Ошибка измерений при этом не превышала 5 %. Измерения проводились при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

В табл. 1 приведены толщины (в нанометрах) бислоев, равные сумме толщин металлокомпозитных слоев и прослоек, номинальные (рассчитанные из геометрии и скорости напыления) и экспериментальные (по данным рефлектотометрии [7, 8]) для образцов МНС, полученных ионно-лучевым распылением, в которых исследовались магнитооптические свойства. Исследуемые образцы имели номера в соответствии с увеличением толщин бислоев и общих толщин:

Таблица 1. Номинальные и экспериментальные толщины бислоев (металлокомпозитный слой + прослойка) образцов МНС двух типов (нм)

Номера образцов	[(CoFeB) ₆₀ C ₄₀ /SiO ₂] ₂₀₀			[(CoFeB) ₃₄ (SiO ₂) ₆₆ /C] ₄₆		
	1	2	3	23	33	43
Металлокомпозитный слой	3.3	4.0	4.6	5.9	6.4	6.5
Прослойка	1.7	2.0	2.4	1.2	1.4	1.6
Номинальная толщина бислоя	5.0	6.0	7.0	7.1	7.8	8.1
Толщина бислоя по данным рефлектометрии [7, 8]	5.44	6.44	6.57	7.35	8.15	8.43

1, 2, 3 для МНС [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀ и 23, 33, 43 для МНС [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆.

На рис. 1 приведены полученные зависимости экваториального эффекта Керра ЭЭК от энергии световых квантов для образцов двух МНС [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀ и [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ с близкими средними значениями толщин бислоев около 6–8 нм, но разными числами бислоев 200 и 46 и, следовательно, разными общими толщинами МНС.

Представленные на рис. 1 спектральные зависимости двух МНС [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀ и [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ показывают, что ЭЭК в них принципиально отличается по знаку. При этом максимальные абсолютные значения ЭЭК в образцах обеих МНС примерно в 2.5 раза меньше, чем в пленке исходного аморфного сплава Co₄₀Fe₄₀B₂₀, которому соответствует верхняя кривая рис. 1. Следует отметить, что общий вид и знаки спектральных зависимостей ЭЭК в обеих МНС соответствуют спектральным кривым ЭЭК от пленочных композитов тех же составов (CoFeB)_x(SiO₂)_{1-x} и (CoFeB)_xC_{1-x} [23], полученных на той же установке, что и исследуемые МНС.

Как было изложено выше, с использованием неразрушающих рентгеновских методов анализа XRR, USXES, XANES и EXAFS было обнаружено [6–9], что в МНС [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀ с большим содержанием магнитного сплава (после порога перколяции) и углеродом в металлокомпозитных слоях, но с оксидными прослойками, сохраняются не только интерфейсы, но и кластеры исходного аморфного сплава CoFeB (с пограничными связями Me-C и B-C), что коррелирует с данными спектральных зависимостей ЭЭК и объясняет подобие форм и положительных значений спектров МНС и исходного сплава. Однако влияние диэлектрических прослоек SiO₂ и углеродной матрицы, окружающей металлические кластеры, приводит к уменьшению относительного содержания металлической фазы в общем объеме структуры МНС, и, соответственно, к уменьшению модуля ЭЭК почти в 2.5 раза (рис. 1).

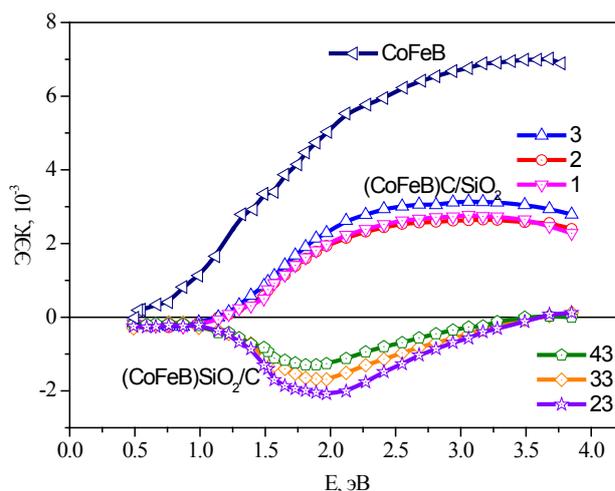


Рис. 1. Спектральные зависимости ЭЭК в аморфных образцах с разными толщинами для МНС [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀ – 1, 2 и 3; для МНС [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ – 23, 33 и 43 и в пленке аморфного сплава Co₄₀Fe₄₀B₂₀ (верхняя кривая)

С помощью тех же методов в МНС [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ со значительно меньшим содержанием магнитного сплава $x = 34$ ат. % (до порога перколяции) и оксидной матрицей в композитных слоях было обнаружено [7–9] существенное размытие планарности интерфейсов с образованием оксидов 3d-металлов, в большей степени оксидов железа. Все это приводит к большему перемешиванию атомов металл-композитных слоев и прослоек, уменьшению размеров металлических кластеров и большей гомогенности всей МНС по сравнению с предыдущей. Этими обстоятельствами можно объяснить отрицательный знак спектральных зависимостей ЭЭК в МНС [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ на рис. 1.

Кроме того, следует учитывать, что такой же отрицательный знак спектральных зависимостей ЭЭК мы наблюдали и во всех тонкопленочных образцах композитов переменного состава (CoFeB)_x(SiO₂)_{1-x}, включающих и исследуемый нами состав (CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆ [23].

Тот факт, что МНС и композиты, составляющие композитные слои МНС, имеют подобные по общему виду спектральные зависимости, позволяет сделать вывод, что в обеих МНС МО-отклик и магнитный порядок определяются фазовым составом и электронным строением композитных слоев.

Поскольку величина ЭК пропорциональна намагниченности образца, то на основе анализа зависимости ЭК от величины приложенного магнитного поля можно судить о том, какой магнитный порядок реализуется в образце.

На рис. 2 представлены полевые зависимости ЭК от величины напряженности приложенного магнитного поля для образцов МНС двух типов с различными толщинами бислоев, металлокомпозитных слоев и прослоек, приведенными в табл. 1.

Сравнение результатов для образцов МНС двух типов на рис. 2 показывает, что вид полевых зависимостей ЭК в образцах МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ обладает чертами, характерными для ферромагнетиков. Резкое возрастание намагниченности всех исследуемых образцов (1, 2, 3) до намагниченности насыщения свидетельствует о том, что образцы данной МНС являются магнитомягкими материалами с коэрцитивной силой, не превышающей нескольких эрстэд. Для образцов (1, 2, 3) наблюдается небольшое различие в величине эффекта. Эти различия соотносятся с толщиной образцов закономерным образом, эффект растет с увеличением толщины композитного слоя, т. е. с ростом объема ферромагнитной фазы.

В образцах МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с SiO_2 в металлокомпозитных слоях и нарушенными интерфейсами [7–9] на рис. 2 отчетливо видно, что зависимость ЭК от величины поля носит линейный характер, свойственный материалам с суперпарамагнитным характером намагниченности. Такой магнитный порядок является характерным для наноструктур в доперколяционном состоянии с низким содержанием ферромагнитной фазы и малыми размерами магнитных частиц [11–13], каковыми и являются образцы данной МНС, содержащие в композитных слоях наряду с металлическими кластерами малых размеров металлооксидные и окси-боридные кластеры переходных металлов. Уменьшение угла наклона линейных зависимостей ЭК(H) (рис. 2а) с увеличением толщины образцов 23, 33, 43 МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ связано, вероятнее всего, с изменением морфологии (формы и размеров) и плотности магнитных гранул в общей структуре МНС.

Для этих МНС мы наблюдаем, что с увеличением толщины композитного слоя модуль величины ЭК уменьшается, и наибольший отрицательный эффект ЭК наблюдается для МНС с наименьшей толщиной композитного слоя (кривая 23 на рис. 1). Толщина металлокомпозитных слоев влияет на размер и форму ферромагнитных гранул, что, в свою очередь, влияет на МО-свойства.

Как показано в работе [20] размер гранул в послойно напыленных образцах меньше, чем характерный размер в объемном композите, и вероятность контактов гранул между собой больше

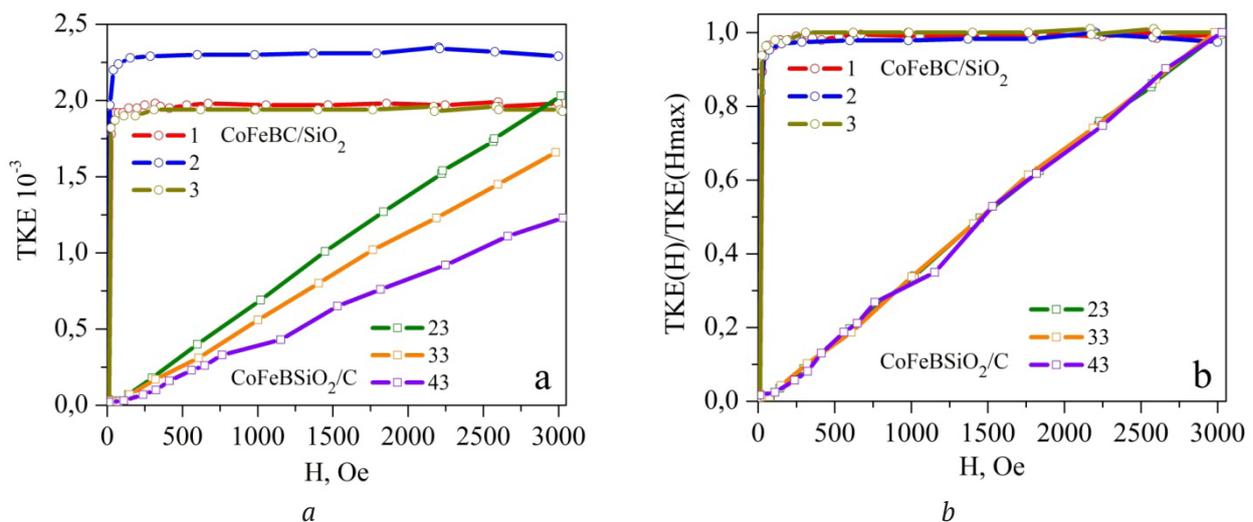


Рис. 2. Полевые зависимости ЭК(H) от напряженности магнитного поля для аморфных МНС с разными толщинами образцов: $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ – 1, 2, 3 и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ – 23, 33, 43: экспериментальные (а) и нормированные на величину эффекта при максимальном поле ЭК(H)/ЭК(H_{макс}) (б)

при меньших размерах самих гранул. Т. е., для системы с более тонкими слоями порог перколяции сдвигается в область меньших концентраций x , что должно приводить к росту ЭЭК в области отрицательного максимума, что и наблюдается в нашем эксперименте для МНС с матрицей SiO_2 в композитных слоях.

Нормированные на величину эффекта в максимальном поле зависимости ЭЭК(H)/ЭЭК($H_{\text{макс}}$) на рис. 2b показывают полное совпадение кривых для образцов с разными толщинами в каждой из двух МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$. Этот факт свидетельствует о том, что небольшое изменение толщин металлокомпозитных слоев, прослоек и общих толщин МНС не влияет на магнитный порядок, реализуемый в структурах, ферромагнитный в образцах МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и суперпарамагнитный в образцах МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$.

4. Заключение

Проведены сравнительные исследования магнитооптических эффектов в двух МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ и $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с разным содержанием металлических гранул/кластеров в металл-композитных слоях и инверсным расположением неметаллических фаз С и SiO_2 в металлокомпозитных слоях или прослойках.

Установлено, что в обеих МНС магнитооптический отклик и магнитный порядок определяются фазовым составом композитных слоев. Общий вид спектральных кривых ЭЭК, полученных от МНС, соответствует зависимостям, полученным для пленочных композитов, напыленных на аналогичную ситалловую подложку и имеющих идентичный состав с композитными металлосодержащими слоями многослойной структуры.

Различие в поведении магнитооптических свойств двух МНС с разным соотношением фаз: магнитной металлической CoFeB , диэлектрической SiO_{2-x} и углеродной, и инверсным расположением неметаллических фаз в металлокомпозитных слоях или прослойках хорошо коррелирует с данными исследований ближнего порядка в аморфных МНС.

Спектральные зависимости ЭЭК трех исследуемых образцов МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ с разными толщинами бислоев и послеперколяционным содержанием металлических кластеров при $x = 60$ ат. % подобны спектральной зависимости ЭЭК исходного аморфного сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ как по форме так и по знаку, при энергии световых квантов выше 1.3 эВ. Этот факт коррелирует с ре-

зультатами структурных исследований данной МНС, в которых было подтверждено сохранение интерфейсов и магнитных кластеров CoFeB [6–9]. Относительная доля металлической фазы в общем объеме данной МНС меньше, чем в исходном сплаве, в связи с чем максимальные абсолютные значения ЭЭК уменьшаются примерно в 2.5 раза по сравнению с аморфным сплавом CoFeB . При этом вид полевых зависимостей ЭЭК МНС $[(\text{CoFeB})_{60}\text{C}_{40}/\text{SiO}_2]_{200}$ обладает чертами, характерными для мягких ферромагнетиков.

В другой МНС $[(\text{CoFeB})_{34}(\text{SiO}_2)_{66}/\text{C}]_{46}$ с доперколяционным содержанием металлических кластеров при $x = 34$ ат. % в оксидной матрице SiO_{2-x} спектральные зависимости ЭЭК имеют принципиально другой вид, отличаясь от спектральной зависимости ЭЭК исходного аморфного сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ как по форме, так и по знаку.

Это происходит потому, что преобладающие взаимодействия металлических кластеров с диэлектрической матрицей SiO_{2-x} существенно уменьшает их размер и координационные числа, и, в конечном счете, определяют характер и знак спектральных зависимостей ЭЭК. Полевые зависимости ЭЭК образцов этой МНС носят линейный характер, свойственный для суперпарамагнетиков, что связано прежде всего, со значительно меньшим относительным содержанием кластеров CoFeB с металл-боро-оксидными оболочками, погруженных в диэлектрический слой SiO_{2-x} металлокомпозитных слоев. В результате обменное взаимодействие между атомами металлических кластеров оказывается невозможным, и сложная гетерофазная система оказывается в суперпарамагнитном состоянии.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет известных финансовых конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в этой статье.

Список литературы

1. Neugebauer C. A. Resistivity of cermet films containing oxides of silicon. *Thin Solid Films*. 1970;6(6): 443–447. DOI: [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(70\)90005-2](https://doi.org/10.1016/0040-6090(70)90005-2)
2. Gittleman J. L., Goldstain Y., Bozowski S. Magnetic properties of granular nickel films. *Physical Review B*. 1972;5(9): 3609–3621. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.5.3609>
3. Abeles B., Sheng P., Coutts M. D., Arie Y. Structural and electrical properties of granular metal films. *Advances in Physics*. 1975;24(3): 407–461. DOI: <https://doi.org/10.1080/00018737500101431>

4. Helman J. S., Abeles B. Tunneling of spin-polarized electrons and magnetoresistance in granular Ni films. *Physical Review Letters*. 1976;37(21): 1429–1433. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevlett.37.1429>
5. Sheng P., Abeles B., Arie Y. Hopping conductivity in granular Metals. *Physical Review Letters*, 1973;31(1): 44–47. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevlett.31.44>
6. Domashevskaya E. P., Builov N. S., Terekhov V. A., Barkov K. A., Sitnikov V. G. Electronic structure and phase composition of dielectric interlayers in multilayer amorphous nanostructure [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀. *Physics of the Solid State*. 2017;59(1): 168–173. DOI: <https://doi.org/10.1134/S1063783417010061>
7. Domashevskaya E. P., Builov N. S., Terekhov V. A., Barkov K. I., Sitnikov V. G., Kalinin Y. E. Electronic structure and phase composition of silicon oxide in the metal-containing composite layers of a [(Co₄₀Fe₄₀B₂₀)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ multilayer amorphous nanostructure with carbon interlayers. *Inorganic Materials*. 2017;53(9): 930–936. DOI: <https://doi.org/10.1134/S0020168517090060>
8. Домашевская Э. П., Буйлов Н. С., Лукин А. Н., Ситников А. В. Исследования межатомного взаимодействия в многослойных наноструктурах [(CoFeB)₆₀C₄₀/SiO₂]₂₀₀ и [(CoFeB)₃₄(SiO₂)₆₆/C]₄₆ с композитными металлсодержащими слоями методом ИК-спектроскопии. *Неорганические Материалы*. 2018;54(2): 153–159. DOI: <https://doi.org/10.7868/s0002337x18020069>
9. Domashevskaya E. P., Builov N. S., Ivkov S. A., Guda A. A., Trigub A. L., Chukavin A. I. XPS and XAS investigations of multilayer nanostructures based on the amorphous CoFeB alloy. *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*. 2020;243: 146979–146989. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.elspec.2020.146979>
10. Вонсовский С. В. *Магнетизм*. М.: Наука; 1971. 1032 с.
11. Gan'shina E., Granovsky A., Gushin V., Kuzmichev M., Podrugin P., Kravetz A., Shipil E. Optical and magneto-optical spectra of magnetic granular alloys. *Physica A: Statistical Mechanics and its Applications*. 1997;241(1-2): 45–51. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0378-4371\(97\)00057-5](https://doi.org/10.1016/s0378-4371(97)00057-5)
12. Gan'shina E. A., Kim C. G., Kim C. O., Kochneva M. Yu., Perov N. S., Sheverdyeva P. M. Magneto-static and magneto-optical properties of Co-based amorphous ribbons. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2002;239(1-3): 484–486. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0304-8853\(01\)00665-5](https://doi.org/10.1016/s0304-8853(01)00665-5)
13. Ганьшина Е. А., Вашук М. В., Виноградов А. Н. и др. Эволюция оптических и магнитооптических свойств в нанокompозитах аморфный металл-диэлектрик. *Журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2004;125(5): 1172–1183.
14. Shalygina E. E., Kharlamova A. M., Kurlyandskaya G. V., Svalov A. V. Exchange interaction in Co/Bi/Co thin-film systems with Bi interlayer. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2017;440: 136–139. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2016.12.144>
15. Gan'shina E., Garshin V., Perova N., Zykov G., Aleshnikov A., Kalinin Yu., Sitnikov A. Magneto-optical properties of nanocomposites ferromagnetic-carbon. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2019;470:135–138. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2017.11.038>
16. Buravtsova V. E., Ganshina E. A., Kirov S. A., et al. Magneto-optical properties of layer-by-layer deposited ferromagnet – dielectric nanocomposites. *Materials Sciences and Applications*. 2013;4(4): 16–23. DOI: <http://dx.doi.org/10.4236/msa.2013.44A003>
17. Stognei O. V., Kalinin Yu. E., Zolotukhin I. V., Sitnikov A. V., Wagner V., Ahlers F. J. Low temperature behaviour of the giant magnetoresistivity in CoFeB – SiO_n granular composites. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2003;15(24): 4267–4772. DOI: <https://doi.org/10.1088/0953-8984/15/24/320>
18. Стогней О. В., Ситников А. В., Анизотропия аморфных наногранулированных композитов CoNbTa–SiO_n и CoFeB–SiO_n. *ФТТ*. 2010;52(12): 2356–2364. Режим доступа: <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/2061>
19. Дунец О. В., Калинин Ю. Е., Каширин М. А., Ситников А. В. Электрические и магнитные свойства мультислойных структур на основе композита (Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_{33.9}(SiO₂)_{66.1}. *ЖТФ*. 2013;83(9): 114–120. Режим доступа: <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/11010>
20. 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.
21. Mørup S., Tronc E. Superparamagnetic relaxation of weakly interacting particles. *Physical Review Letters*. 1994;72(20): 3278–3285. DOI: doi.org/10.1103/PhysRevLett.72.3278
22. Coey J. M. D., Khalafalla D. Superparamagnetic γ-Fe₂O₃. *Physica Status Solidi (a)* 1972;11(1): 229–241. DOI: <https://doi.org/10.1002/pssa.2210110125>
23. Brown W. F. Thermal fluctuations of a single-domain particle. *Physical Review*. 1963;130(5): 1677–1685. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrev.130.1677>

Информация об авторах

Ганьшина Елена Александровна, д. ф.-м. н., профессор, в. н. с. кафедры магнетизма физического факультета МГУ, Москва, Российская Федерация; e-mail: eagan@mail.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-6709-158X>.

Гаршин Владимир Валентинович, аспирант кафедры магнетизма физического факультета МГУ,

Москва, Российская Федерация; e-mail: irving.lambert@mail.ru.

Буйлов Никита Сергеевич, соискатель кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: nik-bujlov@yandex.ru.

Зубарь Николай Николаевич, магистр, кафедра магнетизма, физический факультет, МГУ, Москва, Российская Федерация; e-mail: zubar.nn16@physics.msu.ru.

Ситников Александр Викторович, д. ф.-м. н., профессор кафедры физики твердого тела, Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: sitnikov04@mail.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-9438-9234>.

Домашевская Эвелина Павловна, д. ф.-м. н., профессор, гл. н. с. кафедры физики твердого тела и наноструктур, Воронежский государственный университет, Воронеж, Российская Федерация; e-mail: ftt@phys.vsu.ru. ORCID iD: <https://orcid.org/0000-0002-6354-4799>.

Все авторы прочитали и одобрили окончательный вариант рукописи.