

Проводимость и магнитопроводимость композитных пленок CoFeB/SiO₂ с разной структурой при температурах 2–360 К и магнитных полях до 9 Т

© Л.Н. Котов¹, А.А. Уткин¹, И.Е. Абрамовский¹, Ю.Е. Калинин², А.В. Ситников¹

¹ Сыктывкарский государственный университет,
Сыктывкар, Россия

² Воронежский государственный технический университет,
Воронеж, Россия

E-mail: kotovln@mail.ru

Поступила в Редакцию 30 апреля 2025 г.

В окончательной редакции 8 сентября 2025 г.

Принята к публикации 11 ноября 2025 г.

Исследованы температурные зависимости проводимости и магнитопроводимости композитных пленок CoFeB/SiO₂ на полимерной подложке с разной суммарной концентрацией металлов Co и Fe ($x = 41–74$ at.%) в интервале температур 2–360 К и в магнитных полях до 9 Т. Установлено, что при малых концентрациях $x = 41, 47$ at.% проводимость и магнитопроводимость композитных пленок растут с температурой в магнитных полях 1 и 5 Т. При больших $x = 64$ и 73 at.% проводимость и магнитопроводимость композитных пленок слабо зависят от температуры в интервале 2–240 К. Показано, что композитные пленки CoFeB/SiO₂ с минимальной концентрацией металлов $x = 41$ at.%, обладающих гранулированной структурой и незначительным объемом перколяционных областей, обладают максимальной отрицательной и положительной магнитопроводимостью. Показано, что температурная динамика проводимости и магнитопроводимости композитных пленок с разной концентрацией металлов x в значительной степени определяется соотношением объемов гранулированных и металлических областей.

Ключевые слова: композитные металл-диэлектрические пленки, проводимость, магнитопроводимость, температурные зависимости, магнитное поле, структура.

DOI: 10.61011/FTT.2025.12.62444.8109k-25

Композитные материалы, состоящие из металлических и диэлектрических наноразмерных гранул и микрообластей, вызывают значительный научный и практический интерес [1–9]. Композитные пленки с составами CoFeB/SiO₂, обладают уникальными магнитными, транспортными и СВЧ отражающими свойствами, что делает их перспективными материалами для применений в спинтронике, магнитных сенсорах и других областях нанoeлектроники [1–4]. Механизмы переноса электрического заряда в гранулированных композитных пленках носят в основном туннельный характер и сильно зависят от концентрации металлов, размеров металлических гранул, расстояния между металлическими гранулами, температуры и внешних электрических и магнитных полей [5,6]. Исследования магнитных свойств композитных пленок CoFeB/SiO₂ с гранулярно-перколяционной структурой [1] показывает, что структура композитных пленок оказывает значительную роль на их температурную динамику намагниченности и коэрцитивной силы, что делает изучение влияния структуры пленок на другие физические свойства, в том числе на проводимость и магнитопроводимость, актуальной задачей современной физики конденсированного состояния и материаловедения. Целью данной работы являлось экспериментальное исследование влияния концентрации металлов и струк-

туры композитных пленок CoFeB/SiO₂ на температурную динамику проводимости и магнитопроводимости.

Композитные пленки состава CoFeB/SiO₂ были синтезированы в Воронежском государственном техническом университете (ВГТУ) на вакуумной установке УВН-2М [10]. Морфология и структура композитов и композитных пленок разных составов подробно описаны в докторской диссертации А.В. Ситникова [10]. Для получения композитных пленок с составами CoFeB/SiO₂ использовался метод ионно-лучевого распыления. Процесс напыления пленок проводился в среде рабочего газа аргона при давлении 26.7 мПа. В качестве распыляемых мишеней применялись пластины из сплава Co₄₁Fe₃₉B₂₀ и диоксида кремния SiO₂. Ионные пучки от двух источников одновременно воздействовали на металлические и диэлектрические мишени. В качестве подложки для напыления композитных пленок использовался полимерный лист из полиэтилентерефталата (лавсана) с размерами 210–297 mm и толщиной 30 мкм. Пластины-мишени из металлического сплава и диэлектрика располагались таким образом, чтобы концентрация x металлов CoFe в композитном слое увеличивалась по длине лавсанового листа. В данной работе и в работе [1] композитные пленки состава CoFeB/SiO₂ были получены при прямом напылении, в то время как исследованные

Таблица 1. Толщины и составы композитных пленок CoFeB/SiO₂

Номер образца	<i>d</i> , nm	<i>x</i>	Co	Fe	B	O	Si
1	556	41	22	19	4	39	16
2	741	47	25	22	4	33	16
3	864	64	34	30	5	20	11
4	759	73	39	34	10	11	6

в работе [3] композитные пленки CoFeB/SiO₂ были получены при наклонном напылении. Пленки CoFeB/SiO₂, исследованные в статье [2], были получены при прямом напылении, но в атмосфере аргона и азота, поэтому для таких пленок гранулированная структура простирается и на большие концентрации металлов *x*. Для обеспечения большей однородности толщины и состава формируемых композитных пленок подложкодержатель вращался со скоростью 1 оборот за 5 min, а все напыление композитного слоя на полимерный лист длилось 100 min. Для определения толщины пленок снимались электронные изображения торцов композитных пленок на полимерных подложках с помощью электронного микроскопа TESCAN MIRA3 LMN при использовании детекторов вторичных (SE) и обратно отраженных (BSE) электронов, что позволяло визуализировать границу раздела пленка/подложка. Элементный состав пленок также определялся с помощью электронного микроскопа и приставки энергодисперсионного рентгеновского микроанализа. В табл. 1 приведены элементный состав и суммарная концентрация атомов металлов Fe, Co в at.%, а также толщины композитных пленок.

Исследования температурных и магнито-полевых зависимостей электрического сопротивления пленок проводились в Центре диагностики функциональных материалов Научного парка СПбГУ с использованием измерительного комплекса PPMS-9 (Physical Property Measurement System) с криостатом EverCool-II (Quantum Design). Температура исследуемых образцов с помощью криостата могла задаваться в интервале 2–400 К, а магнитное поле могло изменяться от 0 до 9 Т. Электрическое сопротивление образцов измерялось стандартным четырехзондовым методом. Магнитное поле прикладывалось перпендикулярно плоскости пленок. Полученные значения электрического поверхностного сопротивления пересчитывались в проводимость *G*. На основе полученных данных проводимости рассчитывалась относительная магнитопроводимость по формуле

$$\frac{\Delta G}{G_0} = \frac{G_B - G_0}{G_0},$$

где *G*₀ и *G_B* — проводимости образца в нулевом магнитном поле и в поле с индукцией *B*, соответственно.

Рельеф поверхности пленок изучался при помощи атомно-силового микроскопа (АСМ) NTEGRA PRIMA

(NT-MDT, Россия) с использованием кантилевера и магнитного зонда MFM10 [1,2]. Кремниевый зонд был покрыт магнитным сплавом CoCr толщиной 40 nm. Частота колебаний внешней силы, действующей на кантилевер с магнитным зондом, подбиралась в диапазоне 47–90 kHz, близкая к собственной частоте колебаний кантилевера. Для исследования пленок с помощью АСМ нарезались образцы пленок с размерами 2 × 2 mm. Полученные изображения рельефа отображали высоту и размеры однородных и неоднородных участков поверхности образцов. На рис. 1 представлены изображения рельефа поверхности композитных пленок для четырех концентраций металлов *x* = 41, 47, 64, 73 at.%. Как видно из рис. 1, для всех пленок с разными *x*, имеются участки поверхности с большими и малыми высотами, которые соответствуют гранулированным и перколяционным или металлическим областям. Изображения магнито-фазового контраста композитных пленок CoFeB/SiO₂ близких составов приведены в работе [1]. Как видно из рис. 1, средние размеры и площади металлических областей SM растут с увеличением концентрации металлов *x*. Оценка площадей металлических областей в композитных пленках при разных концентрациях *x* дает следующие результаты: *S_M* [10^{–12} m²] = 2 при *x* = 41 at.%, 3 при *x* = 47 at.%, 8 при *x* = 64 at.% и 7 *x* = 73 at.%.

На рис. 2, 3 приведены зависимости проводимости от температуры и обратной температуры для композитных пленок с четырьмя разными концентрациями металлов *x*, для которых характерны разные размеры гранулированных и металлических областей. Как видно из рис. 2, 3, для композитных пленок № 1 и № 2 с гранулированной структурой и малым объемом металлических областей проводимость *G* экспоненциально возрастает в разных магнитных полях в интервале температур от 100 до 360 К. Проводимость в нулевом магнитном поле увеличивается от 7 · 10^{–9} до 1.7 · 10^{–6} Ω^{–1} для пленки № 1 и от 2.2 · 10^{–8} до 3.7 · 10^{–6} Ω^{–1} для пленки № 2 при росте температуры от 100 до 360 К (см. табл. 2). Скорость роста проводимости пленок № 1 и № 2 с увеличением температуры значительно возрастает в интервале высоких температур 280–360 К. Рост проводимости композитных пленок с увеличением температуры указывает на преобладание механизма туннелирования или термоактивированных прыжков между металлическими гранулами с характерной энергией активации *E_a*. Энергия активации *E_a*, определяемая по экстраполяции функциональной зависимости проводимости от обратной температуры [7], уменьшается при росте концентрации металлов для интервала температур 100–250 К (рис. 3). Например, энергия активации *E_a* равна 0.22 eV при *x* = 41 at.% и 0.12 eV при *x* = 47 at.%. Проводимость композитной пленки № 3 (*x* = 64 at.%) с гранулированными областями и с длинными металлическими полосами [1] медленно увеличивается с ростом температуры в интервале температур 20–200 К при разных магнитных полях. В интервале высоких температур 200–360 К для

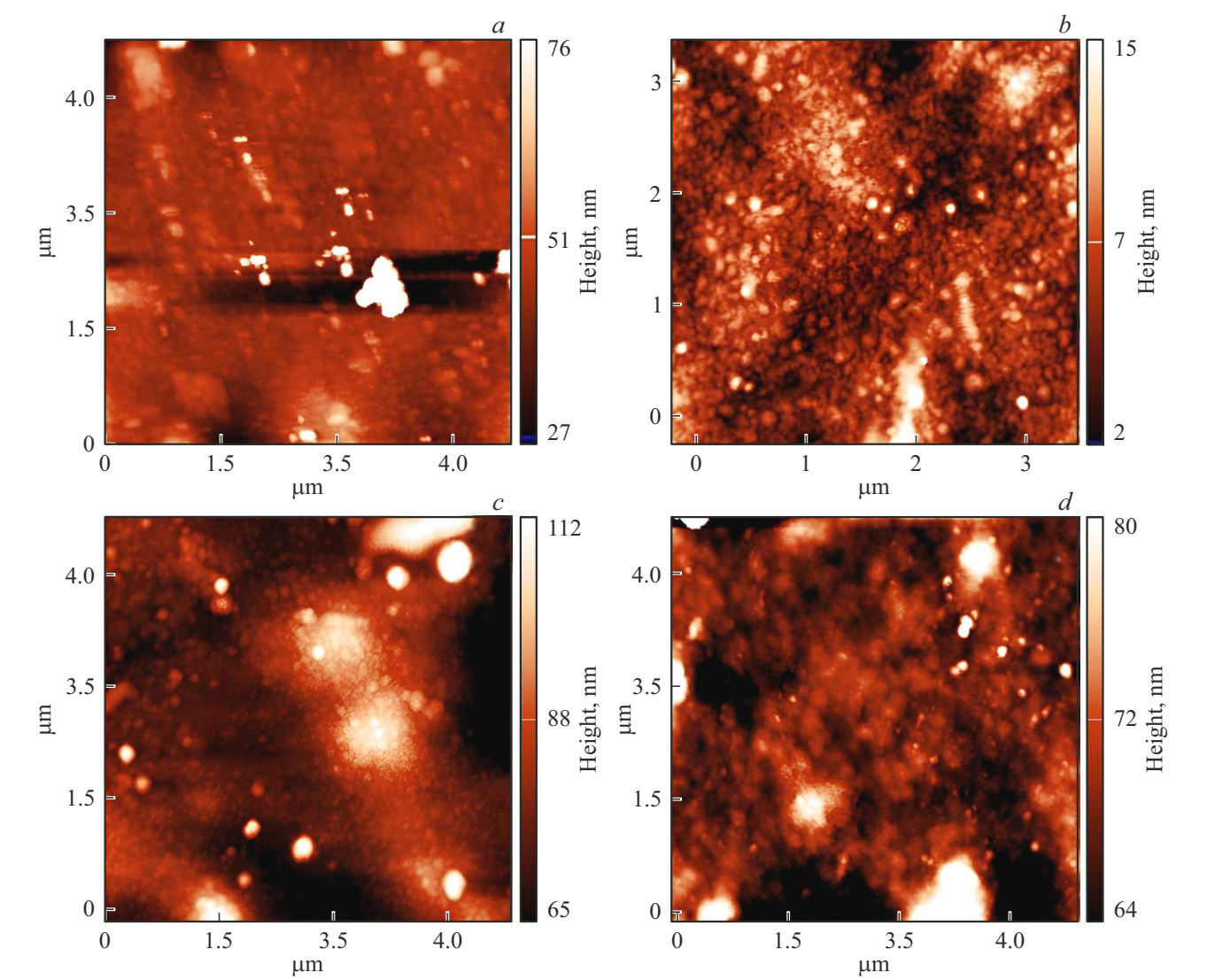


Рис. 1. Изображения рельефа поверхности композитных пленок CoFeB/SiO₂ с концентрацией металлов x , at.%=41 (a), 47 (b), 64 (c), 73 (d). Справа на цветовой шкале приведены значения высот неровностей поверхности пленок в нанометрах (nm).

Таблица 2. Проводимость композитных пленок CoFeB/SiO₂ при разных температурах и магнитных полях

T, K	Проводимость G									
	$G \cdot 10^9, \Omega^{-1}$						$G \cdot 10^3, \Omega^{-1}$			
2	0.3	0.1	0.1	4.1	4.1	3.1	3.3	3.2	72.7	72.9
10	0.4	0.1	0.1	4.7	4.7	3.6	3.4	3.2	73.2	73.1
50	0.9	0.4	0.4	8.9	9.2	7.3	3.4	3.3	73.8	73.8
100	6.9	1.4	1.3	19.6	21.2	17.8	3.4	3.3	74.1	74.1
150	7.9	5.3	4.5	43.4	49.0	43.3	3.4	3.3	74.2	74.2
200	15.1	20.0	16.1	96.2	112.9	105.5	3.5	3.3	74.2	74.2
250	117	75.4	57.2	213.0	260.2	256.9	3.5	3.4	74.1	74.1
300	275	283.6	203.9	471.7	599.6	625.5	3.7	3.5	73.9	73.9
350	786	1067	725.9	1044.5	1382.0	1523.3	3.9	3.7	73.7	73.6
B_0, T	0	1	5	0	1	5	0	9	0	9
№ пленок	1	1	1	2	2	2	3	3	4	4

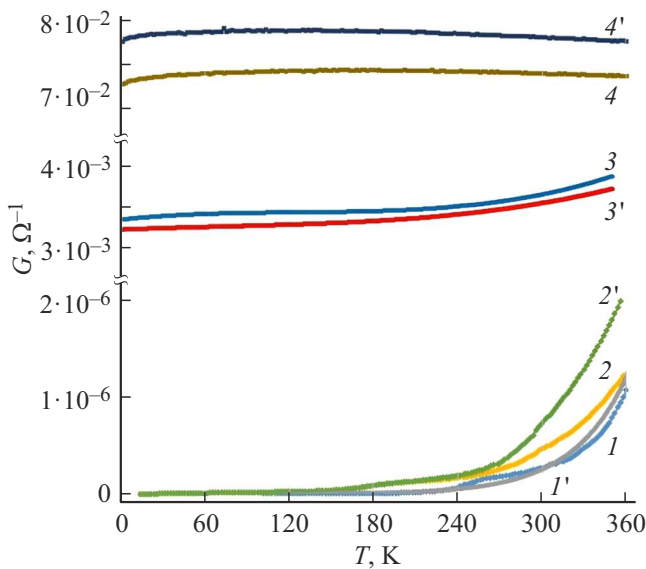


Рис. 2. Температурные зависимости проводимости композитных пленок CoFeB/SiO₂ с концентрациями металлов $x = 41$ at.% (кривые 1 и 1'), 47 at.% (2 и 2'), 64 at.% (3 и 3'), 73 at.% (4 и 4'). Исследования проведены в магнитных полях с индукциями $B = 0$ (кривые 1, 2, 3, 4), 5 Т (1', 2'), 9 Т (3', 4'). Номера кривых и номера пленок, приведенных в табл. 1, совпадают.

пленки № 3 наблюдается большой рост проводимости с повышением температуры. Проводимость композитной пленки № 4 ($x = 73$ at.%) с протяженными металлическими областями слабо зависит от температуры в широком интервале температур 20–360 К при разных магнитных полях. В области низких температур от 2 до 20 К для пленки № 4 наблюдается участок значительного роста проводимости с увеличением температуры. С учетом температурного поведения проводимости пленок № 3 и № 4 с большой долей металлических областей, можно сказать, что вклад в проводимость этих областей убывает с увеличением температуры. При этом вклад в проводимость гранулированной структуры композитных пленок увеличивается с ростом температуры. Баланс двух вкладов в проводимость от гранулированных и металлических областей композитных пленок приводит к слабой температурной зависимости проводимости пленок.

Как видно из рис. 4, магнитопроводимость композитных пленок № 1 и № 2 с гранулированной структурой и малыми размерами перколяционных областей в магнитных полях с индукциями 1 и 5 Т возрастает во всем исследованном интервале температур. Для композитной пленки № 1 магнитопроводимость возрастает от отрицательной величины -0.62 до положительной величины $+0.6$ при магнитном поле 1 Т и возрастает до 0 при большем магнитном поле 5 Т с увеличением температуры от 10 до 360 К. Магнитопроводимость композитных пленок № 3 и № 4 с гранулированной струк-

турой и большим объемом металлических областей в магнитных полях с индукциями 1 и 5 Т слабо убывает во всем исследованном интервале температур: от -0.02 до -0.07 для пленки № 3 и от $+0.07$ до $+0.02$ для пленки № 4 при увеличении температуры от 10 до 360 К. Наибольшие значения отрицательной и положительной

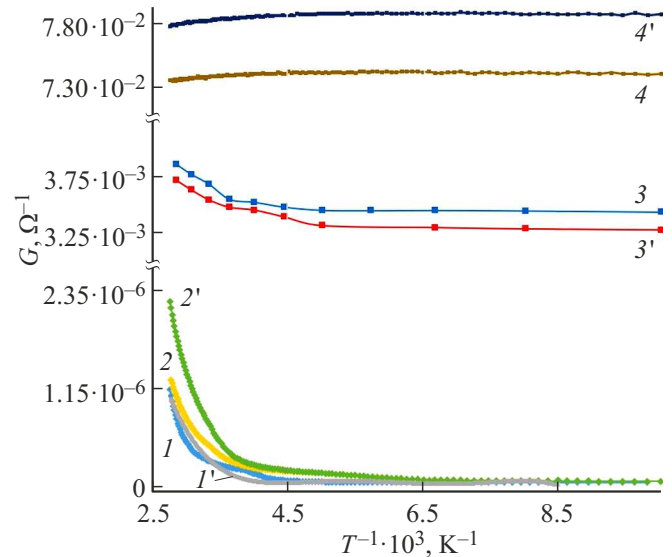


Рис. 3. Зависимости проводимости от обратной температуры для композитных пленок CoFeB/SiO₂ с концентрациями металлов $x = 41$ at.% (кривые 1 и 1'), 47 at.% (2 и 2'), 64 at.% (3 и 3'), 73 at.% (4 и 4'). Исследования проведены в магнитных полях с индукциями $B = 0$ (кривые 1, 2, 3, 4), 5 Т (1', 2'), 9 Т (3', 4'). Номера кривых и номера пленок, приведенных в табл. 1, совпадают.

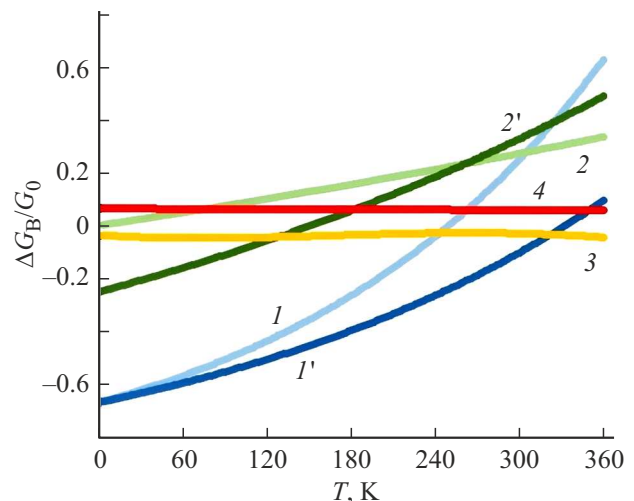


Рис. 4. Температурные зависимости относительной магнитопроводимости композитных пленок CoFeB/SiO₂ с концентрациями металлов $x = 41$ at.% (кривые 1 и 1'), 47 at.% (2 и 2'), 64 at.% (3), 73 at.% (4). Исследования проведены в магнитных полях с индукциями $B = 1$ Т (кривые 1, 2), 5 Т (1', 2'), 9 Т (3, 4). Номера кривых и номера пленок, приведенных в табл. 1, совпадают.

относительной магнитопроводимости, равные -0.62 и $+0.6$ при температурах 2 и 360 К, соответственно, наблюдаются для пленки № 1 с гранулированной структурой и с наименьшими размерами перколяционных областей в магнитном поле 1 Т. Малые значения положительной и отрицательной магнитопроводимости в большом магнитном поле 9 Т, равные $+0.07$ и -0.01 при температурах 2 и 360 К, наблюдаются для пленки № 4 с гранулированной структурой и протяженными металлическими областями. Разное поведения температурной зависимости магнитопроводимости композитных пленок CoFeB/SiO_2 с разной концентрацией металлов x можно объяснить конкуренцией нескольких механизмов проводимости: спин-зависимого туннелирования, обычно дающего вклад в положительную магнитопроводимость, и классического эффекта силы Лоренца, дающего вклад в отрицательную магнитопроводимость. Температурное поведение магнитопроводимости определяется и другими вкладами в магнитопроводимость, такими как зависимость от температуры интенсивности рассеяния носителей электрического заряда на границах гранул и низкотемпературный эффект блокировки магнитных моментов гранул [5,6]. Относительный вклад этих механизмов в магнитопроводимость будет зависеть от соотношения объемов гранулированной структуры и металлических областей металл-диэлектрических композитных пленок, определяемое концентрацией металлов x .

Результаты проведенных исследований показали, что для получения максимальных значений отрицательной и положительной магнитопроводимости при низких и высоких температурах, необходимо использовать композитные пленки CoFeB/SiO_2 с гранулированной структурой и с незначительным объемом перколяционных областей, то есть для наших исследованных пленок с минимальной концентрацией металлов 41 ат.%. Магнитопроводимость, близкая к нулю, характерна для композитных пленок, имеющих большие объемы с гранулированной структурой и протяженные металлические области. Композитные пленки с концентрацией металлов $x = 41$ ат.%, имеющие малые значения статической проводимости $0.3 \cdot 10^{-6} \Omega^{-1}$ и высокие значения относительной положительной магнитопроводимости $+0.2$ при магнитных полях до 1 Т могут быть использованы в переключающих устройствах. Для применения композитных пленок с большими концентрациями металлов $x > 64$ ат.% в радио- и электронных устройствах, необходимо провести дополнительные исследования по влиянию параметров радиоимпульсов и импульсов тока на изменение магнитопроводимости в различных магнитных полях в области комнатных температур.

Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-72-20063, <https://rscf.ru/project/25-72-20063/>.

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Л.Н. Котов, А.А. Уткин, И.В. Семьяшкин, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников. Изв. РАН. Сер. Физ. **89**, 4, 37 (2025). DOI 10.1134/S1062873825710736
- [2] И.В. Антонец, Р.И. Королев, Л.Н. Котов. ФТТ **65**, 12, 2055 (2023). DOI: 10.61011/FTT.2023.12.56721.4889k
- [3] И.В. Антонец. ФТТ **66**, 12, 2121 (2024). DOI: 10.61011/FTT.2024.12.59575.6372
- [4] I.V. Antonets, Ye.A. Golubev. Mater. Chem. Phys. **327**, 129925 (2024). DOI: 10.1016/j.matchemphys.2024.129925
- [5] К.В. Ларионов, П.Б. Сорокин. УФН **191**, 1, 30 (2021). DOI: 10.3367/UFNr.2020.03.038745
- [6] С.Т. Милейко, А.А. Колчин, С.Н. Галышев, В.М. Прокопенко, М.Ю. Никонович, Б. Мыктыбеков. Композиты и наноструктуры **12**, 3, 88 (2020). DOI: 10.36236/1999-7590-2020-12-3-88-100
- [7] Ch. Zhang, Ch. Ji, Y.-B. Park, L.J. Guo. Adv. Opt. Mater. **9**, 3, 2001298 (2020). DOI: 10.1002/adom.202001298
- [8] A.K. Lalitha, I.V.K. Viswanath, Bh.S. Diwakar, B. Govindh, V. Reddy, Y.L.N. Murthy. Mater. Today Proc. **18**, 4, 2182 (2019). DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.371
- [9] H. Zhang, Ya. Zhang, Zh. Hou, M. Qin, X. Gao, J. Liu. Mater. Futur. **2**, 3, 032201 (2023). DOI: 10.1088/2752-5724/ace1df
- [10] А.В. Ситников. Электрические и магнитные свойства наногетерогенных систем металл–диэлектрик: докт. дис. ГОУ ВПО „Воронежский государственный технический университет“ Воронеж (2010).

Редактор А.Н. Смирнов