06

# Влияние структуры на электротранспортные свойства нанокомпозитов $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ в сильных электрических полях

© А.В. Ситников[1,2], Ю.Е. Калинин[1], А.Р. Шакуров[1,2], И.В. Бабкина[1], А.Е. Никонов[1,2], А.В. Ампилогов[1], И.М. Трегубов[1], Е.А. Осипов[1], В.В. Рыльков[2]

[1] Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия
[2] Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“, Москва, Россия
E-mail: Aleks.shakurov@mail.ru

Поступило в Редакцию 8 июля 2026 г.
В окончательной редакции 25 августа 2026 г.
Принято к публикации 27 августа 2026 г.

Сравнительные исследования проводимости нанокомпозитов $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ в сильных электрических полях выявили влияние тонкой структуры гетерогенных пленок на процесс изменения электрического сопротивления пленок при их резистивном нагреве. Показано, что в исследуемых нанокомпозитах реализуется несколько механизмов изменения проводимости в зависимости от удельной электрической мощности, рассеянной на образцах.

**Ключевые слова:** мемристоры, нанокомпозит, резистивный нагрев, электротранспортные свойства, электрическое сопротивление.

DOI: 10.61011/PJTF.2027.01.64115.20836

Использование нанокомпозитов (НК) в качестве омического контакта в конденсаторных мемристивных структурах металл–НК–диэлектрик–металл позволило реализовать режим многофиламентного резистивного переключения (РП) в образцах оксидного диэлектрика [1–8]. Это позволяет повысить воспроизводимость параметров РП структур от цикла к циклу, реализовать процесс мягкой формовки, обеспечивая многоуровневый характер РП (пластичность). Однако в опубликованных работах почти нет данных о возможных изменениях электрических свойств НК в диапазоне рабочих значений токов и напряжений, используемых для формирования РП в данных мемристивных структурах. В работе [9] мы попытались восполнить данный пробел и подробно рассмотрели воздействие электрического тока на электрическую проводимость НК $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$. Было показано, что при большом токе, когда приведенная мощность $(P)$, рассеиваемая в пленке, превышает $0.1\,W/mm^2$, в структуре металл–НК–металл наблюдается резистивный нагрев. Когда $P$ превышает $2\,W/mm^2$, температура образца достигает значений, которые приводят к необратимым изменениям резистивных параметров НК. Определяющим фактором в снижении проводимости является уменьшение плотности локализованных состояний в межгранульном диэлектрическом пространстве в процессе термического воздействия. Однако в реальности топологические особенности НК могут существенно различаться в зависимости от элементного состава пленки. Физические причины такого различия определяются процессами самоорганизации гетерогенных систем [10]. В нашем случае НК $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(Co_{50}Fe_{50})_x(SiO_2)_{100-x}$ (далее будем использовать обозначения $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ соответственно) различаются наличием и отсутствием бора, который выступает как элемент, существенно ограничивающий длину поверхностной диффузии атомов диэлектрической фазы при синтезе гетерогенной пленки и, как следствие, определяющий возможность формирования в НК сферических или вытянутых в направлении роста металлических частиц. Выявление влияния особенностей топологической структуры на реализуемые механизмы изменения проводимости НК при резистивном нагреве является темой данного исследования.

Поскольку настоящая работа продолжает и дополняет результаты, полученные в публикации [9], мы не будем подробно останавливаться на процессе получения образцов, топологии исследуемой структуры и методике измерений. Дополним, что в качестве металлической части составной мишени в данном случае была использована пластина сплава $Co_{50}Fe_{50}$.

В подтверждение отмеченных выше предположений о различии структуры $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ мы провели измерения малоугловой рентгеновской дифракции НК (рис. 1). Анализ представленных дифрактограмм показывает, что для НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ имеются хорошо сформированные максимумы от упорядоченных структурных неоднородностей с характеристической неравномерностью порядка 3 nm, что с большой долей вероятности можно отнести к гранулированной структуре пленки, а в случае НК $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ таких неоднородностей на зависимостях $I(2\theta)$ не наблюдается. Вероятно наличие некоторой неоднородности при очень маленькой концентрации

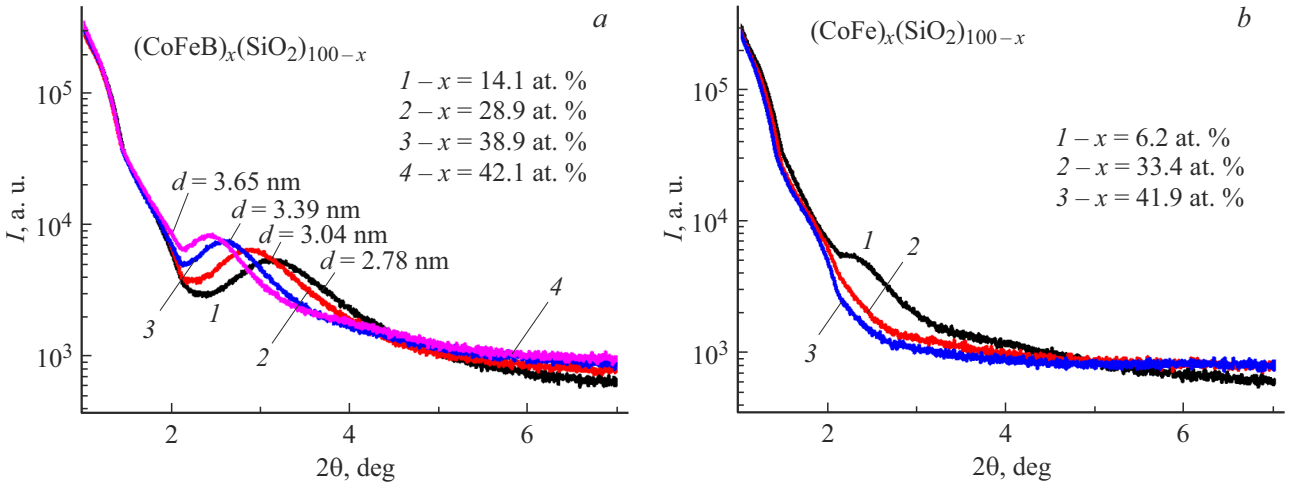



**Рис. 1.** Малоугловые дифрактограммы от пленок НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ (*a*) и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ (*b*) с различной концентрацией металлической фазы.

металлической фазы ($x = 6.2$ at.%). Данные наблюдения можно связать с формой металлических гранул НК, т.е. частицы CoFeB близки к сферическим, а частицы CoFe вытянуты в направлении роста пленки.

Относительно методики, применявшейся в работе [9], алгоритм измерения исходных характеристик был немного изменен. В данном случае мы стабилизировали не ток, а напряжение, подаваемое на структуру. Опорное и начальное напряжение составляло 0.1 V. Измерялся ток через образец при данном напряжении (с параллельным пересчетом в электрическое сопротивление образца) в течение 30 s с интервалом 1 s, затем изменялась полярность и процесс повторялся. После этого увеличивали напряжение считывания с шагом 0.1 V и проводили измерение по описанному выше алгоритму в течение 60 s. После каждого цикла проводили возвращение к опорному напряжению считывания. Процесс увеличения напряжения воздействия на образец продолжался до момента электрического пробоя структуры.

Полученные результаты удобно представить в виде зависимости относительного изменения удельного электрического сопротивления пленок НК от удельной мощности, рассеянной на исследуемой структуре при напряжении измерения 0.1 V (рис. 2, *a*). Общий вид приведенных зависимостей в значительной степени повторяется. При удельной рассеиваемой мощности до 0.05 W/mm$^2$ изменения сопротивления НК не фиксируются. В диапазоне от 0.05 до 1 W/mm$^2$ наблюдается снижение сопротивления, а когда $P$ больше 1 W/mm$^2$, сопротивление НК возрастает. Однако имеется одно существенное различие: если у НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ более интенсивное понижение сопротивления в области II наблюдается у составов с увеличением содержания металлической фазы, то в НК $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$, наоборот, с уменьшением $x$ (рис. 2, *b*).

В работе [9] предложено два механизма возможного изменения электрических свойств НК при термическом

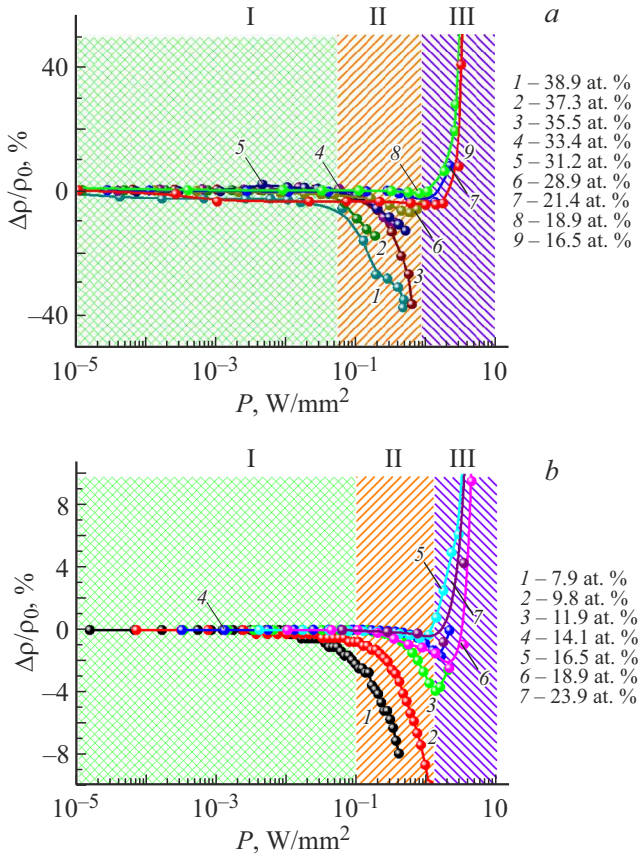



**Рис. 2.** Зависимости относительного изменения удельного электрического сопротивления пленок НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ (*a*) и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ (*b*) от удельной мощности, рассеянной на исследуемой структуре, измеренные при напряжении 0.1 V.

воздействии. Во-первых, возможно увеличение размера гранул за счет денуклеации растворенных в диэлектрической матрице атомов металла на поверхности

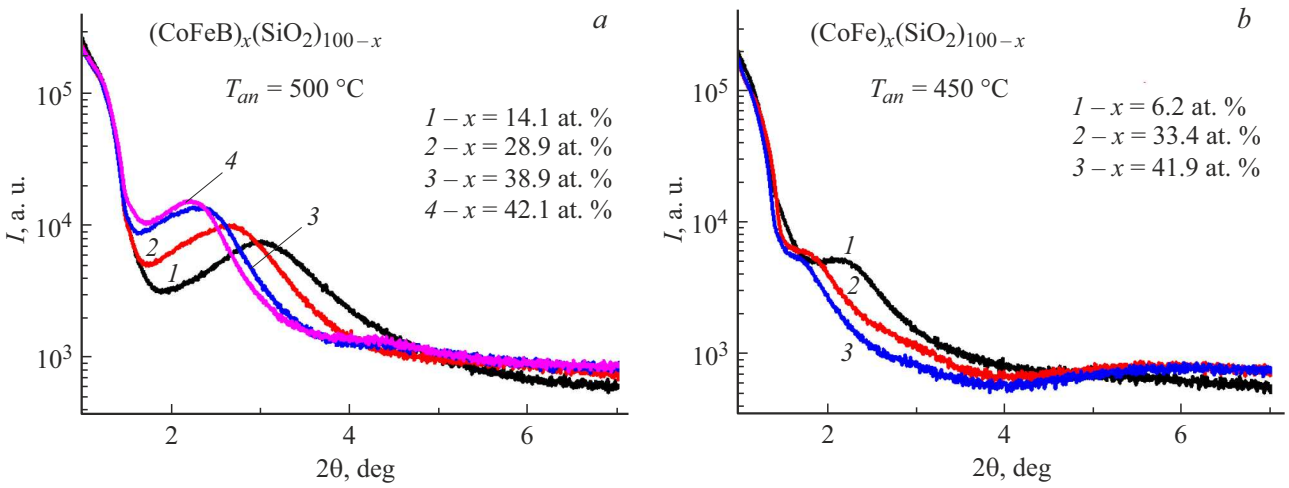



**Рис. 3.** Малоугловые дифрактограммы от пленок НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ (*a*) и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ (*b*) с различной концентрацией металлической фазы после термической обработки в вакууме в течение 60 min.

проводящих частиц. При концентрации Co и Fe порядка $10^{22}\,cm^{-3}$ [11,12] и размере гранулы порядка 3 nm это даст увеличение размера гранулы до 3.6 nm, а расстояние между частицами уменьшится с 1.7 до 1.1 nm, что ведет к уменьшению сопротивления НК. Во-вторых, между металлическими гранулами в диэлектрике в процессе осаждения пленки формируются дефекты, которые выступают как локализованные состояния, участвующие в процессе электропереноса заряженных частиц между гранулами. Концентрация таких дефектов (как правило, неравновесных) с ростом температуры будет уменьшаться, что приведет к увеличению сопротивления НК. Этих двух механизмов вполне достаточно, чтобы объяснить представленные на рис. 2 зависимости, предполагая резистивный нагрев пленки. Но данная модель не объясняет наблюдаемые нами концентрационные различия изменения относительного сопротивления НК в области II в исследуемых гетерогенных структурах. Для решения данного вопроса были проведены исследования структурных изменений в НК в зависимости от термического воздействия (рис. 3). Видно, что для НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ отжиг существенно не изменил структуру пленки, тогда как на дифрактограмме от НК $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ проявились дифракционные максимумы от структурного упорядочения гетерогенной системы. Это могло произойти, если предположить, что металлические частицы приобрели более округлую форму в силу минимизации их поверхностной энергии.

Модельные представления данного процесса показаны на рис. 4. Видно, что подобная релаксация приводит к увеличению расстояния между металлическими гранулами, которое не может быть скомпенсировано некоторым количеством денуклиированных атомов металла, поступившим из диэлектрической фазы НК, а следовательно, данный процесс будет приводить к увеличению электрического сопротивления образцов. Следует обратить внимание на то, что при малом содержании металлической фазы в НК $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ ($x = 6.2$ at.%) форма гранул изначально более сферическая (малоугловая дифракция наблюдается как в исходном, так и в отожженном состоянии), чем при высоких значениях $x$. Следовательно, в этом случае доминирующим процессом будет увеличение размера гранулы за счет денуклеации внедренных в диэлектрическую матрицу атомов металла и уменьшение $\rho$ при повышении температуры резистивного нагрева, что мы и наблюдаем на рис. 2, *b* для $x$ от 7.9 до 11.9 at.% в диапазоне от 0.1 до 1 W/mm$^2$ (область II).

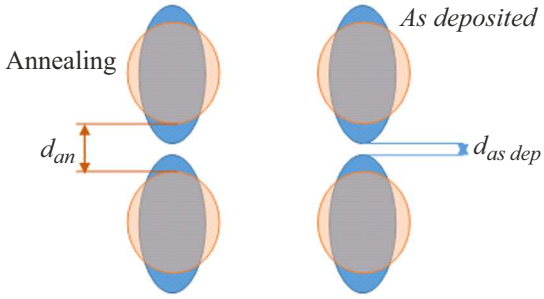



**Рис. 4.** Модельное представление изменения формы гранул в структуре нанокомпозита $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ в процессе термической обработки.

Если форма гранул не меняется, как в НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$, то очевидно, что эффект от увеличения размера гранул за счет процесса денуклеации будет более весомым в области с минимальной толщиной диэлектрической прослойки между металлическими частицами, т. е. при максимальном приближении НК к порогу перколяции. Действительно, в НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ понижение значений $\rho$ в области II наблюдается для пленок с концентрацией металлической фазы от 31.2 до 38.9 at.% (рис. 2, *a*).

Наши сравнительные исследования проводимости НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ и $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ в сильных электрических полях показали, что при большом токе измерений, когда приведенная мощность превышает $0.1\,W/mm^2$, пленки подвергаются нагреву, приводящему к необратимым резистивным изменениям гетерогенной структуры образцов. Для композита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ в области приведенной мощности (рассеиваемой на площади контакта, равной $0.314\,mm^2$) от 0.1 до $1\,W/mm^2$ при высокой концентрации металлической фазы от 31.2 до 38.9 at.% удалось выявить область понижения $\rho$, связанную с процессом увеличения размера гранул за счет денуклеации на поверхности частиц атомов металла, внедренных в диэлектрическую фазу. При мощности более $1\,W/mm^2$ величина $\rho$ увеличивается за счет уменьшения концентрации дефектных состояний в диэлектрической прослойке между металлическими частицами, которые выступают в качестве локализованных состояний, участвующих в процессе электропереноса. В НК $(CoFe)_x(SiO_2)_{100-x}$ кроме описанных выше механизмов обнаружен дополнительный вклад в изменение электрического сопротивления, связанный с изменением формы гранул от вытянутых в направлении роста пленки к более сферическим, что приводит к увеличению расстояния между проводящими частицами и увеличению значений $\rho$. Это приводит к смещению концентрации металлической фазы НК, в которой наблюдается уменьшение величины сопротивления, в область малых значений (от $x = 7.9$ до 11.9 at.%) по причине более сферической конфигурации наночастиц в данном концентрационном диапазоне в исходном состоянии.

### Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект FZGM-2026-0003).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

[1] A.N. Matsukatova, A.Yu. Vdovichenko, T.D. Patsaev, P.A. Forsh, P.K. Kashkarov, V.A. Demin, A.V. Emelyanov, Nano Res., **16**, 3207 (2023). DOI: 10.1007/s12274-022-5027-6

[2] В.А. Леванов, А.В. Емельянов, В.А. Демин, К.Э. Никируй, А.В. Ситников, С.Н. Николаев, А.С. Веденеев, Ю.Е. Калинин, В.В. Рыльков, Радиотехника и электроника, **63** (5), 489 (2018). DOI: 10.7868/S0033849418050145 [V.A. Levanov, A.V. Emelyanov, V.A. Demin, K.E. Nikirui, A.V. Sitnikov, S.N. Nikolaev, A.S. Vedeneev, Yu.E. Kalinin, V.V. Rylkov, J. Commun. Technol. Electron., **63** (5), 491 (2018). DOI: 10.1134/S1064226918050078]

[3] Z. Yuan, B. Bakhit, Y. Liu, Z. Sun, G.I. Lampronti, X. Li, S.M. Fairclough, B.K. Tsai, A. Choudhury, C. Ducati, H. Wang, M. Hellenbrand, J.L. Macmanus-Driscoll, Sci. Adv., **11**, 9789 (2025). DOI: 10.1126/sciadv.adt9789

[4] M.N. Martyshov, A.V. Emelyanov, V.A. Demin, K.E. Nikiruy, A.A. Minnekhanov, S.N. Nikolaev, A.N. Taldenkov, A.V. Ovcharov, M.Yu. Presnyakov, A.V. Sitnikov, A.L. Vasiliev, P.A. Forsh, A.B. Granovsky, P.K. Kashkarov, M.V. Kovalchuk, V.V. Rylkov, Phys. Rev. Appl., **14**, 034016 (2020). DOI: 10.1103/PhysRevApplied.14.034016

[5] R. Khan, F. Raziq, I. Ahmad, S. Ghosh, S. Kheawhom, S. Sangaraju, ACS Appl. Electron. Mater., **7** (1), 73 (2025). DOI: 10.1021/acsaelm.4c01506

[6] А.В. Ситников, И.В. Бабкина, Ю.Е. Калинин, А.Е. Никонов, М.Н. Копытин, А.Р. Шакуров, О.И. Ремизова, Л.И. Янченко, ЖТФ, **92** (9), 1382 (2022). DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52930.94-22 [A.V. Sitnikov, I.V. Babkina, Yu.E. Kalinin, A.E. Nikonov, M.N. Kopytin, A.R. Shakurov, O.I. Remizova, L.I. Yanchenko, Tech. Phys., **67** (9), 1191 (2022). DOI: 10.21883/TP.2022.09.54683.94-22]

[7] И.В. Бабкина, А.В. Ситников, Ю.Е. Калинин, А.Е. Никонов, А.В. Ампилогов, А.Р. Шакуров, В.В. Рыльков, ФТТ, **67** (5), 817 (2025). DOI: 10.61011/FTT.2025.05.60744.69-25 [I.V. Babkina, A.V. Sitnikov, Yu.E. Kalinin, A.E. Nikonov, A.V. Ampilogov, A.R. Shakurov, V.V. Rylkov, Phys. Solid State, **67** (5), 782 (2025). DOI: 10.61011/PSS.2025.05.61489.69-25]

[8] S. Pramanik, R. Chakraborty, S. Hazra, P.P. Maurya, C. Pan, B.N. Pal, ACS Appl. Nano Mater., **8** (30), 14972 (2025). DOI: 10.1021/acsanm.5c01941

[9] А.В. Ситников, Ю.Е. Калинин, И.В. Бабкина, А.Е. Никонов, Д.С. Погребной, А.Р. Шакуров, ЖТФ, **95** (1), 107 (2025). DOI: 10.61011/JTF.2025.01.59467.223-24 [A.V. Sitnikov, Yu.E. Kalinin, I.V. Babkina, A.E. Nikonov, D.S. Pogrebnoy, A.R. Shakurov, Tech. Phys., **70** (1), 99 (2025). DOI: 10.61011/TP.2025.01.60513.223-24]

[10] А.В. Ситников, Материаловедение, № 3, 49 (2010).

[11] В.В. Рыльков, А.В. Емельянов, С.Н. Николаев, К.Э. Никируй, А.В. Ситников, Е.А. Фадеев, В.А. Демин, А.Б. Грановский, ЖЭТФ, **158** (1), 164 (2020). DOI: 10.31857/S0044451020070159 [V.V. Rylkov, A.V. Emelyanov, S.N. Nikolaev, K.E. Nikiruy, A.V. Sitnikov, E.A. Fadeev, V.A. Demin, A.B. Granovsky, JETP, **131** (1), 160 (2020). DOI: 10.1134/S1063776120070109]

[12] А.Б. Дровосеков, Н.М. Крейнес, Д.А. Зигануров, А.В. Ситников, С.Н. Николаев, В.В. Рыльков, ЖЭТФ, **164** (4), 650 (2023). DOI: 10.31857/S0044451023100176 [A.B. Drovosekov, N.M. Kreines, D.A. Ziganurov, A.V. Sitnikov, S.N. Nikolaev, V.V. Rylkov, JETP, **137** (4), 562 (2023). DOI: 10.1134/S1063776123100023]