

07

## Свойства мемристивных структур на основе нанокompозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ , синтезированных на $\text{SiO}_2/\text{Si}$ -подложках

© С.Н. Николаев,<sup>1</sup> А.В. Емельянов,<sup>1,2</sup> Р.Г. Чумаков,<sup>1</sup> В.В. Рыльков,<sup>1,3</sup> А.В. Ситников,<sup>1,4</sup> М.Ю. Пресняков,<sup>1</sup> Е.В. Кукуева,<sup>1</sup> В.А. Демин<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“, 123182 Москва, Россия

<sup>2</sup> Московский физико-технический институт, 141700 Долгопрудный, Московская обл., Россия

<sup>3</sup> Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, 141190 Фрязино, Московская обл., Россия

<sup>4</sup> Воронежский государственный технический университет, 394026 Воронеж, Россия  
e-mail: niklser@list.ru

Поступило в Редакцию 8 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 8 апреля 2019 г.

Принято к публикации 3 июля 2019 г.

Исследованы структурные особенности и вольт-амперные характеристики сэндвичей типа металл/нанокompозит/металл на основе нанокompозитов  $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ , синтезированных на  $\text{SiO}_2/\text{Si}$ -подложках. Образцы были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени, позволяющей в едином цикле формировать нанокompозиты различного состава в диапазоне  $x = 5-48$  at.%. Электронно-микроскопический анализ показал, что нанокompозиты состоят из металлических гранул в аморфной нестехиометрической матрице. Гранулы имеют размер  $\sim 2-3$  nm и форму, близкую к сферической, с небольшой вытянутостью вдоль направления роста. Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии изучен локальный химический состав пленок нанокompозитов. Структуры демонстрируют эффект резистивного переключения, максимальное значение которого наблюдается при содержании металла  $x \sim 13$  at.%, при этом соотношение сопротивлений в низкоомном и высокоомном состояниях составляет  $\sim 10$ . Число циклов записи/стирания составило более  $10^4$ . Предложено объяснение наблюдаемого эффекта резистивного переключения влиянием кислородных вакансий на туннельную проводимость контактов перколяционных цепочек из гранул с одним из электродов структуры, отделенным от нанокompозита сильно окисленным слоем.

**Ключевые слова:** нанокompозит, электронная микроскопия, резистивное переключение.

DOI: 10.21883/JTF.2020.02.48819.157-19

## Введение

В последнее время интенсивно ведутся исследования по созданию адаптивных нейроморфных электронных систем, моделирующих важные функции человеческого мозга, такие как распознавание образов и естественного языка, способность к обучению и пр. [1–6]. Ключевыми элементами в нейроморфной сети являются мемристоры (сокр. от „memory resistor“ — резистор с памятью), моделирующие действие синапса (контакта между нейронами) и способные квазинепрерывно и обратимо изменять и сохранять свое электрическое сопротивление в некотором диапазоне.

Критическими параметрами мемристора для его использования в нейроморфных вычислительных системах являются:

1) выносливость — максимальное число  $N_{\max}$  стабильных (без деградации) циклов резистивного переключения (РП) из высокоомного ( $R_{off}$ ) в низкоомное ( $R_{on}$ ) состояние и обратно (endurance);

2) пластичность — возможность подбора произвольного резистивного состояния структуры в интервале между  $R_{on}$  и  $R_{off}$  (plasticity);

3) стабильность — возможность длительного хранения резистивного состояния (retention time).

Для мемристоров на основе  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{BiFeO}_3$  и аморфного  $\text{TaO}_x$  достигнутые значения  $N_{\max} \approx (3-5) \cdot 10^3$  [3],  $3 \cdot 10^4$  [7] и  $10^5$  [8] соответственно.

Эффекты РП в мемристивных структурах обычно связывают с процессами электромиграции вакансий кислорода в слое диэлектрического оксида или катионов металлов (типа Cu, Ag) в диэлектрик из активного электрода структуры металл/диэлектрик/металл (МДМ) [1,9–11]. Как результат, в диэлектрическом слое образуются (разрушаются) нитевидные проводящие каналы, характер формирования которых носит в значительной степени случайный характер, что является одной из основных причин деградации свойств мемристоров при циклических РП [9,10].

Одним из способов повышения стабильности РП является использование в качестве активного слоя мемри-

сторона не оксида, а металл-оксидного нанокompозита (НК). Переход в проводящее состояние в диэлектрической области состава НК определяется перколяционными цепочками, заданными пространственным положением и концентрацией наногранул металла. В частности, ощутимых результатов удалось достичь в структурах М/Pt–SiO<sub>2</sub>/М, в которых активный слой состоял из атомарных нанокластеров Pt, диспергированных в SiO<sub>2</sub> [12]. Показано, что в этом случае максимальное число РП  $N_{\max}$  превышает  $3 \cdot 10^7$  при времени хранения резистивных состояний более 6 месяцев.

В наших недавних исследованиях структур металл/нанокompозит/металл (М/НК/М) на основе НК  $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ , выращенных на ситалловых подложках, наблюдался эффект резистивного переключения с величиной  $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} \approx 100$ , который хорошо воспроизводился при числе циклов РП  $> 10^5$  и практически не зависел от типа контакта [13–16]. Однако объекты, изученные в этих работах, были синтезированы на подложках ситалла, обладающих довольно высокой степенью шероховатости поверхности (до 30 nm), которые не используются для изготовления приборов микроэлектроники. В связи с этим основной целью настоящей работы являлось изучение локальной микроструктуры и мемристивных характеристик сэндвичей М/((Co<sub>40</sub>Fe<sub>40</sub>B<sub>20</sub>)<sub>x</sub>(LiNbO<sub>3</sub>)<sub>100-x</sub>)/М, синтезированных на SiO<sub>2</sub>/Si-подложках, которые перспективны для применений в технологии современной микроэлектроники.

## Образцы и методика их исследования

Структуры М/НК/М типа М/((Co<sub>40</sub>Fe<sub>40</sub>B<sub>20</sub>)<sub>x</sub>(LiNbO<sub>3</sub>)<sub>100-x</sub>)/М были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени [17,18]. Мишень представляла собой металлическую пластину (основание) из литейного сплава Co<sub>40</sub>Fe<sub>40</sub>B<sub>20</sub> (далее для краткости будем обозначать этот сплав как CoFeB) размером 280 × 80 × 15 mm с закрепленными на ее поверхности 14–15 пластинами сегнетоэлектрика LiNbO<sub>3</sub> шириной 10 mm, которые располагались на основании неравномерно (с увеличивающимися расстояниями между соседними пластинами). Осаждение НК осуществлялось одновременно на четыре SiO<sub>2</sub>/Si-подложки размером 60 × 48 × 0.6 mm, которые располагались в виде полосы соосно мишени на расстоянии 200 mm от нее. Неравномерное расположение на поверхности пластины CoFeB навесок из LiNbO<sub>3</sub> позволило в едином цикле формировать НК с различным соотношением металлической фазы по длине подложки в диапазоне  $x = 5–48$  at.%.

Нанокompозит осаждался на подложки в атмосфере аргона ( $P_{\text{Ar}} \approx 7 \cdot 10^{-4}$  Torr) через металлическую маску в виде решетки с периодически расположенными отверстиями  $\sim 5$  mm. Подложки предварительно были покрыты трехслойной металлической пленкой Cr/Cu/Cr толщиной  $\sim 1$  μm, играющей роль нижнего контакта.

На начальном этапе осаждение производилось в режиме заданного потока кислорода при его парциальном давлении  $P_{\text{O}_2} \approx 2.5 \cdot 10^{-5}$  Torr в течение 5 min, после чего при дальнейшем росте НК поток O<sub>2</sub> уменьшался. Дальнейшее осаждение осуществлялось в течение 120 min при парциальном давлении кислорода  $P_{\text{O}_2} \approx 1.1 \cdot 10^{-5}$  Torr. Скорость осаждения НК составляла  $\approx 1$  μm/hour, а толщина выращенного слоя НК в структурах  $d \approx 2$  μm. Верхние контактные площадки (пленка Cr/Cu/Cr) наносились через металлическую маску с размером отверстий  $0.5 \times 0.2$  mm.

В результате такой процедуры у нижнего электрода формировалась сильно окисленная диэлектрическая прослойка толщиной около 10 nm. Подобный подход призван повысить стабильность мемристивных характеристик вещества. Так, например, в мемристивных структурах на основе двуслойных оксидов TiO<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> наблюдалось существенное улучшение параметров РП при определенной толщине прослойки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [19,20]. Было установлено, что нитевидные проводящие каналы образовывались в слое Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в то время как слой TiO<sub>2</sub> выступал в качестве резервуара вакансий кислорода.

Элементный состав НК определялся с помощью энергодисперсионной рентгеновской приставки Oxford INCA Energy 250 на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6380 LV. Точность определения состава образцов определялась их размером и дискретностью расположения на подложках и составляла по оценке  $\delta x \approx \pm 1$  at.%. Микроструктура НК с нанометровым разрешением была изучена методами энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (ЭРМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ). Исследование образцов проводилось в просвечивающем растровом электронном микроскопе (TEM/STEM) TITAN 80-300 (FEI, США) с корректором сферической аберрации зонда в режимах светлого и темного поля с использованием (в последнем случае) высокоуглового темнопольного кольцевого детектора рассеянных электронов (детали см. в [21]). Исследования методом ЭРМ выполнены с помощью приставки EDAX (США). Обработка изображений и спектров проводилась с использованием программного обеспечения Digital Micrograph (Gatan, США) и TIA (FEI, США).

Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) было проведено исследование химического состава изучаемых наноструктур. Измерения проводились с помощью полусферического энергоанализатора PHIIBOS 150 при возбуждении фотонами с энергией 1486.61 eV.

Измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) структур М/НК/М и их мемристивных характеристик проводились с помощью многофункционального источника-измерителя NI PXI-4140 (National Instruments) и аналитической зондовой станции PM5 (Cascade Microtech), снабженной специализированной системой PSM-100 (Motic) с оптическим микроскопом,

позволяющей осуществлять микрометрическое перемещение зондов (размер зонда  $5 \mu\text{m}$ , точность перемещения  $3 \mu\text{m}$ ).

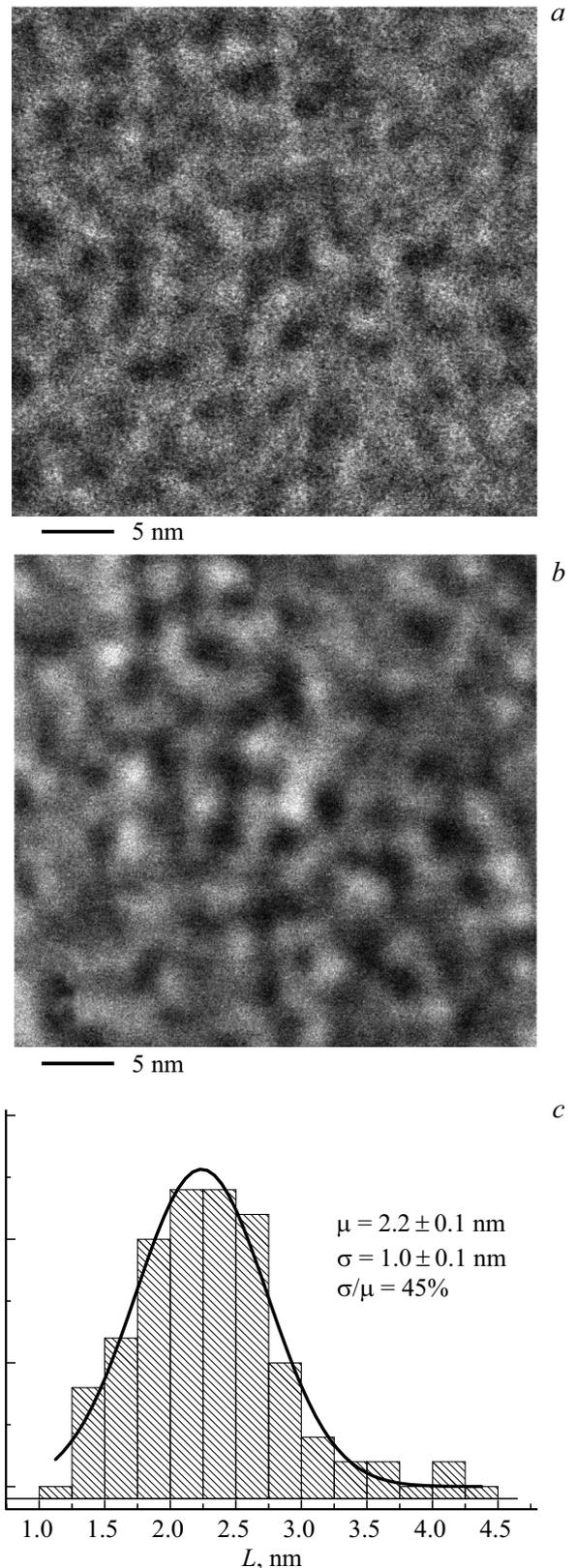
ВАХ М/НК/М структур измеряли при заземленном нижнем электроде и развертке напряжения смещения  $U$  верхнего электрода по линейному закону в последовательности от  $0 \rightarrow +8 \rightarrow -8 \rightarrow 0 \text{ V}$  с шагом  $0.1 \text{ V}$ . Период пилообразной развертки напряжения  $T = 12 \text{ s}$ . Изучение выносливости структур к деградации при циклических переключениях (endurance) проводили при последовательной подаче импульсов напряжения длительностью  $100 \text{ ms}$ :  $U_{set} \rightarrow U_r \rightarrow U_{res} \rightarrow U_r$ , где  $U_{set} = +8 \text{ V}$  — напряжение записи, переводящее структуру в низкоомное состояние,  $U_r = 0.5 \text{ V}$  — напряжение чтения и  $U_{res} = -8 \text{ V}$  — напряжение стирания (reset) или возвращения структуры в исходное состояние ( $U_{res} \approx -U_{set}$ ). Все измерения были выполнены при комнатной температуре.

## Результаты и их обсуждение

Светлопольное ПРЭМ изображение НК  $(\text{CoFeB})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$  представлено на рис. 1, *a*. Отчетливо наблюдаются металлические гранулы (темный контраст) диаметром  $d \approx 1.5\text{--}3 \text{ nm}$ , которые имеют форму, близкую к сферической (с небольшой вытянутостью вдоль направления роста). Заметим, что в подобных структурах, выращенных на ситалле, гранулы металла заметно вытянуты (до  $\sim 10 \text{ nm}$  при  $x \sim 48 \text{ at.}\%$ ) в направлении роста нанокompозита [13], хотя в пленках НК  $(\text{CoFeB})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$  на ситалле гранулы также являются округлыми [16,21]. Темнопольное ПРЭМ изображение НК  $(\text{CoFeB})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$  представлено на рис. 1, *b*. Видно, что расположение металлических гранул (светлые области) на этом изображении коррелирует с распределением гранул на рис. 1, *a*. На рис. 1, *c* представлена гистограмма распределения гранул по размерам. Аппроксимация этой зависимости с помощью распределения Гаусса позволила оценить средний диаметр гранул, который составил  $2.2 \text{ nm}$  (рис. 1, *c*) при дисперсии распределения  $\sigma = 1 \text{ nm}$ .

Светлопольное ПРЭМ изображение вертикального сечения структуры показано на рис. 2. Между нижним электродом и слоем нанокompозита наблюдается сильно окисленный слой (светлый контраст) толщиной  $\approx 10 \text{ nm}$ . Анализ этого рисунка и данных ЭРМ показывает также, что синтезированная структура соответствует многослойной композиции  $\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/(\text{CoFeB})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}$  с толщинами слоев:  $0.1 \text{ (Cr)}$ ,  $0.9 \text{ (Cu)}$ ,  $0.2 \text{ (Cr)}$ ,  $2 \text{ (CoFeB-LiNbO}_3)$ ,  $0.1 \text{ (Cr)}$ ,  $0.6 \text{ (Cu)}$  и  $0.1 \mu\text{m} \text{ (Cr)}$ .

Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии были измерены обзорные спектры структур  $\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/(\text{CoFeB})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}$ , которые показали сильное углеродное загрязнение поверхности образцов, вызванное их экспозицией на атмосфере. Для



**Рис. 1.** ПРЭМ изображение нанокompозита  $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$  с  $x = 22 \text{ at.}\%$  в режиме светлого поля (*a*) и темного поля (*b*); *c* — гистограмма распределения поперечного размера гранул и аппроксимация этой зависимости гауссовской кривой (сплошная линия).

удаления углеродного загрязнения и исследования глубинных слоев образца было проведено удаление части поверхности образца ионами аргона. Чистка поверхности осуществлялась ионами аргона с энергией 1500 eV в течение 30 min, что соответствует удалению слоя толщиной приблизительно 60 nm. Измерение обзорных спектров после чистки ионами Ar показало значительное уменьшение интенсивности линии углерода и рост



Рис. 2. Светлопольное ПРЭМ изображение структуры Cr/Cu/Cr/(Co<sub>40</sub>Fe<sub>40</sub>B<sub>20</sub>)<sub>x</sub>(LiNbO<sub>3</sub>)<sub>100-x</sub>/Cr/Cu/Cr/SiO<sub>2</sub>/Si.

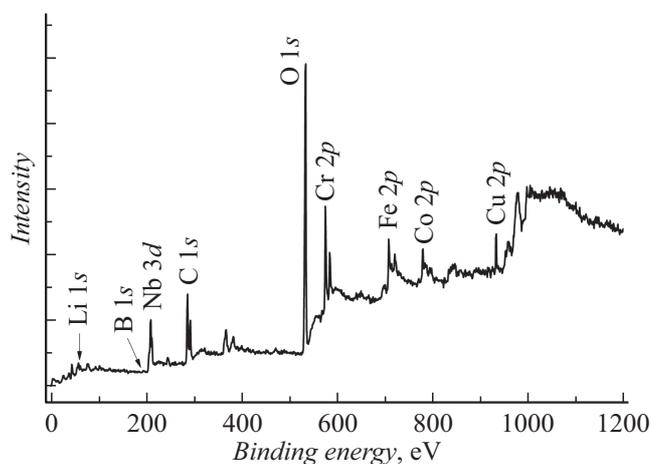


Рис. 3. Обзорные спектры структуры Cr/Cu/Cr/(Co<sub>40</sub>Fe<sub>40</sub>B<sub>20</sub>)<sub>x</sub>(LiNbO<sub>3</sub>)<sub>100-x</sub>/Cr/Cu/Cr с  $x \approx 22$  at.%.

Атомарная концентрация отдельных компонентов в образце Cr/Cu/Cr/(CoFeB–LiNbO<sub>3</sub>) с учетом относительной чувствительности метода к химическим элементам

Наименование	Расположение, eV	Концентрация, %
Li 1s	56.2	34.7
B 1s	192	1.3
Nb 3d	207.6	4.8
O 1s	532.5	53.4
Cr 2p	574.1	3.1
Fe 2p	707	1.3
Co 2p	778.4	1.2
Cu 2p	932.5	0.4

интенсивности пиков, отвечающих химическому составу образцов (рис. 3).

Детальное измерение тонкой структуры линий Nb 3d, Fe 2p, Cu 2p, Cr 2p, Co 2p, O 1s, B 1s и Li 1s позволило идентифицировать отдельные пики и провести их анализ. Обработка экспериментальных пиков и аппроксимация пиков проводилась с помощью программы Casa XPS. Для описания пиков использовалась сумма функций Гаусса и Лоренца. При расчете концентрации элементов использовалась формула

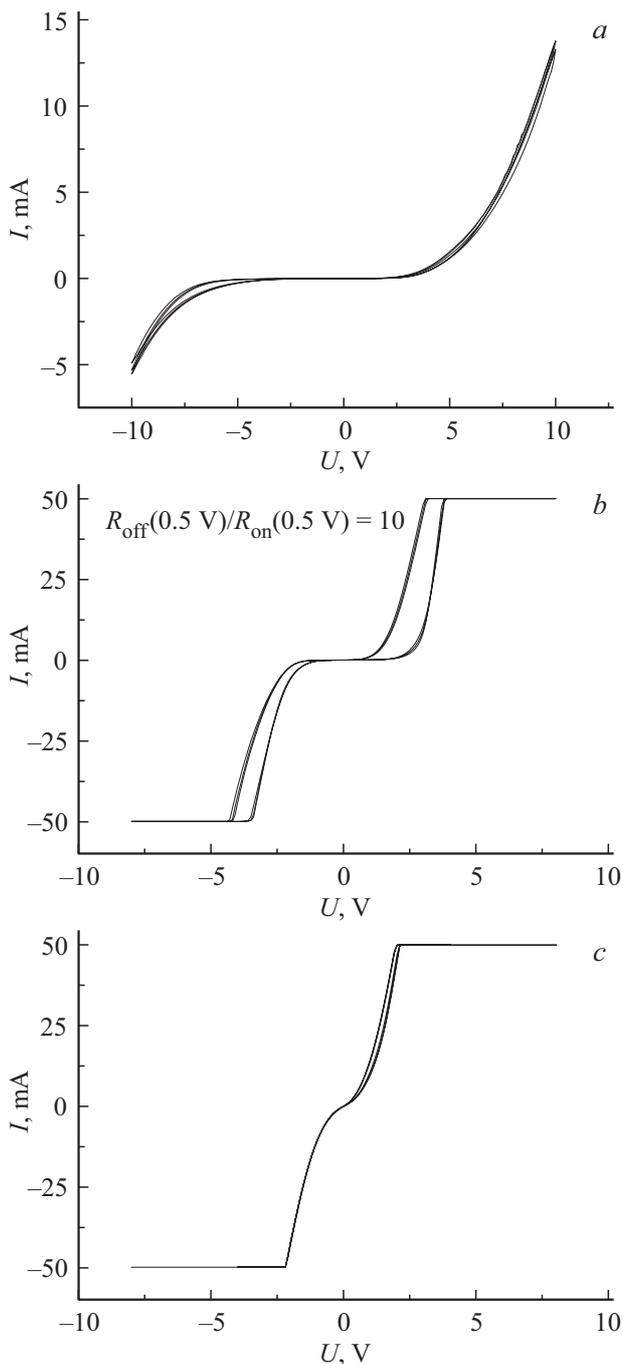
$$N_x = \frac{I_x}{S_x \sum_{\alpha=1}^N \frac{I_{\alpha}}{S_{\alpha}}}$$

где  $I$  — интенсивности пиков, а  $S$  — фактор чувствительности к химическому элементу. Результаты проведенного анализа концентрации отдельных компонент и разложения на отдельные составляющие приведены в таблице.

Стоит отметить, что поверхность образца частично закрыта контактными площадками из хрома и меди. Это обстоятельство сказывается на общей интенсивности пиков и распределении концентраций ввиду поверхностной чувствительности метода РФЭС. При этом по пикам Cu 2p и Cr 2p можно сделать вывод, что электроды находятся в металлическом состоянии. Интенсивность линий Li 1s, как и общая концентрация лития в образце, может быть сильно переоценена ввиду перекрытия линий лития с полосой Nb 4s.

В спектрах Nb наблюдается высокоинтенсивные линии, отвечающие его окисленному состоянию. Однако в металлическом состоянии находится только его небольшая часть (~10%), которая могла образоваться в результате ионного травления или является частью структуры образца.

При этом часть бора находится в окисленном состоянии (энергия связи 192.1 eV). Это говорит либо о возможном замещении бором части ниобия в соединении LiNbO<sub>3</sub> (с образованием вне металлических гранул соединений типа LiBO<sub>2</sub>, LiB<sub>2</sub>O<sub>5</sub>), либо о том, что часть бора выступает в виде соединительного звена



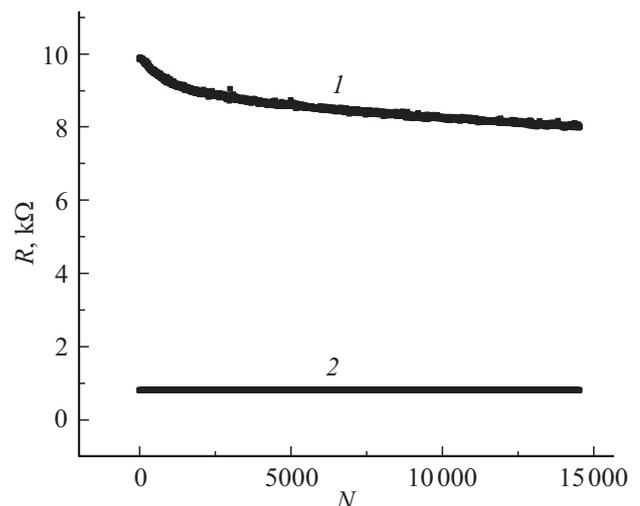
**Рис. 4.** ВАХ структуры  $\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}$  с содержанием ферромагнитного сплава  $x \approx 6$  (a), 13 (b) и 31 at.% (c).

при взаимодействии двух компонентов  $\text{CoFeB}$  и  $\text{LiNbO}_3$  и формирует на поверхности гранул соединения типа  $\text{FeVO}_3$ . По этим причинам в оксидных матрицах НК на основе сплава  $\text{CoFeB}$  может формироваться значительное количество кислородных вакансий.

Особенностью М/НК/М структур является сильная зависимость формы их ВАХ от состава НК, т.е. величины  $x$ . ВАХ для структур М/НК/М с различным содер-

жанием  $x \approx 6, 13$  и 31 at.% приведены на рис. 4. ВАХ получены в режиме ограничения по току на уровне 50 мА. Видно, что гистерезис в ВАХ, характерный для эффекта РП, наиболее сильно наблюдается при некотором оптимальном значении  $x \approx 13$  at.% (рис. 4, b), при этом отношение  $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} \approx 1.5$  и 10 при напряжениях чтения  $U = 0.1$  и 0.5 В соответственно. Аналогичное поведение демонстрировали М/НК/М структуры, выращенные на ситалле [14], однако в них наблюдалось более высокое отношение  $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} \approx 65$  при напряжении  $U = 0.1$  В. Вероятная причина связана с более оптимальной высокоомной прослойкой, возникающей у нижнего электрода в случае М/НК/М структур на ситалле. При  $x \geq 31$  at.% гистерезис в ВАХ практически не проявляется, а при  $x \leq 6$  at.% петля гистерезиса является вытянутой и свидетельствует о слабом эффекте РП. Подобное поведение проводимости структур объясняется наличием перколяционного перехода, связанного с формированием связанного металлического кластера при некоторой величине  $x > 13$  at.%. Выше этой концентрации сплава  $\text{CoFeB}$  проводимость НК носит металлический характер, а ниже — прыжковый (туннельный).

Изучена выносливость М/НК/М структур к деградации при циклических переключениях (endurance). В наших экспериментах продемонстрировано более  $10^4$  циклов записи/стирания при отношении  $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} \approx 10$  (рис. 5) для структур с содержанием ферромагнитного сплава  $x \approx 13$  at.%. При этом заметно уменьшение отношения  $R_{\text{off}}/R_{\text{on}}$  в процессе переключений, чего практически не наблюдалось для структур, выращенных на ситалле [13,14].



**Рис. 5.** Зависимость электрического сопротивления  $R$  в высокоомном (1) и низкоомном (2) состояниях от числа циклов  $N$  записи/стирания для структуры  $\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}$ . Содержание ферромагнитного сплава  $x \approx 13$  at.%. Процедура измерений: запись +8 В (100 мс), чтение 0.5 В (100 мс), стирание 8 В (100 мс), чтение 0.5 В (100 мс).

## Заключение

Механизм обнаруженного эффекта РП мы связываем с наличием кислородных вакансий в изолирующей матрице нанокompозита. Как показывают данные РФЭС, атомы бора образуют оксиды и различные соединения ( $\text{LiBO}_2$ ,  $\text{FeVO}_3$ ), существенно связывая кислород, что может приводить к формированию нестехиометрической матрицы  $\text{LiNbO}_{3-y}$  из-за образования дефектов типа кислородных вакансий. В перколяционных системах электронный транспорт определяется цепочками из металлических гранул, образующих бесконечный связанный кластер [13,22]. Смещение вакансий к цепочкам и конденсация атомов металла на гранулах при протекании тока могут существенно изменять туннельную проводимость между гранулами как за счет изменения локальных барьеров на границе гранула/оксидная матрица, так и за счет толщины эффективного зазора между гранулами и/или между гранулами и нижним электродом. В последнем случае формируются проводящие цепочки, образующие локальные туннельные контакты с нижним электродом структуры, отделенным от цепочек высокоомным слоем стехиометрического оксида. Движение вакансий внутри оксидного приконтактного слоя изменяет его сопротивление и приводит к обратимым РП [13]. В отличие от МОМ структур на основе однородных оксидов, где образование проводящих филаментов носит случайный характер, в случае М/НК/М структур формирование таких каналов задано пространственным положением проводящих цепочек из гранул металла, которые одновременно выполняют роль затравок, обеспечивая высокую устойчивость структур к деградации при циклических РП. Поэтому исследуемые М/НК/М структуры на основе металл-диэлектрических нанокompозитов являются перспективными объектами для их использования в качестве аналогов синапсов при создании нейроморфных систем. Однако отношение  $R_{off}/R_{on}$  в М/НК/М структурах, полученных на  $\text{SiO}_2/\text{Si}$ -подложках, пока еще невелико в сравнении с ранее исследованными нами М/НК/М структурами на ситалле, и потому необходимы дальнейшие исследования этих структур с целью оптимизации их мемристивных свойств, в частности, за счет правильного выбора параметров оксидной прослойки (ее состава и толщины).

## Благодарности

При исследованиях использовалось оборудование Курчатовского источника синхротронного излучения и Ресурсных центров НИЦ „Курчатовский институт“ (электрофизических методов, а также зондовой и электронной микроскопии).

## Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (№№ 18-37-20014, 18-07-00756, 18-37-00267,

18-37-00320, 18-29-23041, 19-07-00738, 19-07-00471, 19-29-03022) в части создания образцов и исследования их мемристивных свойств. Структурные исследования выполнены при поддержке НИЦ „Курчатовский институт“ (приказ № 1713).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] Li C., Hu M., Li Yu., Jiang H., Ge N., Montgomery E., Zhang Jm., Song Wh., Davila N., Graves C., Li Zh., Strachan J., Lin P., Wang Z., Barnell M., Wu Q., Williams R., Yang J., Xia Qf. // *Nature Electr.* 2018. Vol. 1. P. 52–59. DOI: 10.1038/s41928-017-0002-z
- [2] Антонов И.Н., Белов А.И., Михайлов А.Н., Морозов О.А., Овчинников П.Е. // *Радиотехника и электроника.* 2018. Т. 63. Вып. 8. С. 880–888. DOI: 10.1134/S003384941808003X [Antonov I.N., Belov A.I., Mikhaylov A.N., Morozov O.A., Ovchinnikov P.E. / *J. Commun. Technol. Electron.* 2018. Vol. 63. N 8. P. 950–957. DOI: 10.1134/S106422691808003X]
- [3] Serb A., Bill J., Khat A., Berdan R., Legenstein R., Prodromakis T. // *Nat. Commun.* 2016. Vol. 7. P. 12611–12620. DOI: 10.1038/ncomms12611
- [4] Demin V.A., Erokhin V.V., Emelyanov A.V., Battistoni S., Baldi G., Iannotta S., Kashkarov P.K., Kovalchuk M.V. // *Organic Electron.* 2015. Vol. 25. P. 16–20. <https://doi.org/10.1016/j.orgel.2015.06.015>
- [5] Emelyanov A.V., Lapkin D.A., Demin V.A., Erokhin V.V., Battistoni S., Baldi G., Dimonte A., Korovin A.N., Iannotta S., Kashkarov P.K., Kovalchuk M.V. // *AIP Advances.* 2016. Vol. 6. P. 111301–111310. DOI: 10.1063/1.4966257
- [6] Никитин К.Э., Емельянов А.В., Рыльков В.В. Ситников А.В., Демин В.А. // *Письма в ЖТФ.* 2019. Т. 45. Вып. 8. С. 19–23.
- [7] You T., Du N., Slesazek S., Mikolajick T., Li G., Burger D., Skorupa I., Stocker H., Abendroth B., Beyer A., Volz K., Schmidt O., Schmidt H. // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2014. Vol. 6. P. 19758–19765. DOI: 10.1021/am504871g
- [8] Yang M.K., Ju H., Kim G.H., Li J.K., Ryu H.C. // *Sci. Rep.* 2015. Vol. 5. P. 14053–14060. DOI: 10.1038/srep14053
- [9] Ielmini D. // *Semicond. Sci. Technol.* 2016. Vol. 31. P. 063002–063028. DOI: 10.1088/0268-1242/31/6/063002
- [10] Lee J.S., Lee S., Noh T.W. // *Appl. Phys. Rev.* 2015. Vol. 2. N 3. P. 031303–031360. DOI: 10.1063/1.4929512
- [11] Yang J.J., Strukov D.B., Stewart D.R. // *Nature Nanotech.* 2013. Vol. 8. P. 13–24. <https://doi.org/10.1038/nnano.2012.240>
- [12] Choi B.J., Antonio C.T., Kate J.N., Miao F., Strachan J.P., Zhang M.X., Ohlberg D.A., Kobayashi N.P., Yang J.J., Williams R.S. / *Nano Lett.* 2013. Vol. 13. P. 3213–3217. DOI: 10.1021/nl401283q

- [13] Рыльков В.В., Николаев С.Н., Демин В.А., Емельянов А.В., Ситников А.В., Никируй К.Э., Леванов В.А., Пресняков М.Ю., Талденков А.Н., Васильев А.Л., Черноглазов К.Ю., Веденеев А.С., Калинин Ю.Е., Грановский А.Б., Тугушев В.В., Бугаев А.С. // ЖЭТФ. 2018. Т. 153. Вып. 3. С. 424–441. DOI:10.7868/S0044451018030094 [Rylkov V.V., Nikolaev S.N., Demin V.A., Emelyanov A.V., Sitnikov A.V., Nikiruy K.E., Levanov V.A., Presnyakov M.Yu., Taldenkov A.N., Vasiliev A.L., Chernoglazov K.Yu., Vedeneev A.S., Kalinin Yu.E., Granovsky A.B., Tugushev V.V., Bugaev A.S. // J. Exp. Theor. Phys. 2018. Vol. 126. P. 353. DOI: 10.1134/S1063776118020152]
- [14] Леванов В.А., Емельянов А.В., Демин В.А., Никируй К.Э., Ситников А.В., Николаев С.Н., Веденеев А.С., Калинин Ю.Е., Рыльков В.В. // Радиотехника и электроника. 2018. Т. 63. Вып. 5. С. 489–494. DOI:10.7868/S0033849418050145 [Levanov V.A., Emelyanov A.V., Demin V.A., Nikirui K.E., Sitnikov A.V., Nikolaev S.N., Vedeneev A.S., Kalinin Yu.E., Rylkov V.V. // J. Commun. Technol. Electron. 2018. Vol. 63. P. 491. DOI: 10.1134/S1064226918050078]
- [15] Никируй К.Э., Емельянов А.В., Демин В.А., Рыльков В.В., Ситников А.В., Кашкаров П.К. // Письма в ЖТФ. 2018. Т. 44. Вып. 10. С. 20–27. DOI: 10.21883/PJTF.2018.10.46095.17099 [Nikiruy K.E., Emelyanov A.V., Demin V.A., Rylkov V.V., Sitnikov A.V., Kashkarov P.K. // Tech. Phys. Lett. 2018. V. 44. P. 416. DOI: 10.1134/S106378501805022X]
- [16] Rylkov V.V., Sitnikov A.V., Nikolaev S.N., Demin V.A., Taldenkov A.N., Presnyakov M.Yu., Emelyanov A.V., Vasiliev A.L., Kalinin Yu.E., Bugaev A.S., Tugushev V.V., Granovsky A.B. // JMMM. 2018. Vol. 459. P. 197–201. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2017.11.022>
- [17] Калинин Ю.Е., Ремизов А.Н., Ситников А.В. // ФТТ. 2004. Т. 46. Вып. 11. С. 2076–2082. [Kalinin Yu.E., Remizov A.N., Sitnikov A.V. // Phys. Solid State. 2004. Vol. 46. N 11. P. 2146–2152. DOI: 10.1134/1.1825563]
- [18] Rylkov V.V., Demin V.A., Emelyanov A.V., Sitnikov A.V., Kalinin Yu.E., Tugushev V.V., Granovsky A.B. Magnetic metal-nonstoichiometric oxide nanocomposites: structure, transport and memristive properties. Chapter 13 in Book / Ed. by N. Domracheva, M. Caporali, E. Rentschler. Novel Magnetic Nanostructures: Unique Properties and Applications, Elsevier, 2018. 492 p. ISBN 978-0-12-813594-5.
- [19] Hudec B., Paskaleva A., Jančovič P., Derer J., Fedor J., Rosova T.A., Dobrochka E., Fronlich K. // Thin Solid Films. 2014. Vol. 563. P. 10. DOI: 10.1016/j.tsf.2014.02.030
- [20] Alekseeva L., Nabatame T., Chikyow T., Petrov A. // Jpn. J. Appl. Phys. 2016. Vol. 55. P. 08PB02. DOI: 10.7567/JJAP.55.08PB02
- [21] Rylkov V.V., Nikolaev S.N., Chernoglazov K.Yu., Demin V.A., Sitnikov A.V., Presnyakov M.Yu., Vasiliev A.L., Perov N.S., Vedeneev A.S., Kalinin Yu.E., Tugushev V.V., Granovsky A.B. // Phys. Rev. B. 2017. Vol. 95. P. 144202–144224. DOI: 10.1103/PhysRevB.95.144202
- [22] Шкловский Б.И., Эфрос А.Л. Электронные свойства легированных полупроводников. М.: Наука, 1979. 416 с.