

Влияние нанокомпозитов на мемристивные свойства конденсаторных структур Cu/(Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_x(SiO₂)_{100-x}/LiNbO₃/Cr/Cu/Cr

© А.В. Ситников,^{1,2} Ю.Е. Калинин,¹ И.В. Бабкина,¹ А.Е. Никонов,¹ Д.С. Погребной,¹ А.Р. Шакуров¹

¹ Воронежский государственный технический университет,
394026 Воронеж, Россия

² Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“,
123182 Москва, Россия
e-mail: Aleks.shakurov@mail.ru

Поступило в Редакцию 21 февраля 2025 г.

В окончательной редакции 19 мая 2025 г.

Принято к публикации 18 июня 2025 г.

Представлены результаты исследования мемристивных свойств структуры Cu/(Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_x(SiO₂)_{100-x}/LiNbO₃/Cr/Cu/Cr/ситалл. Показано, что использование нанокомпозита (Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_x(SiO₂)_{100-x} позволяет реализовать комплекс практически значимых мемристивных свойств. Так, напряжение переключения из закрытого в открытое состояние конденсаторной структуры и обратно составляет ± 4 В, отношение $R_{\text{off}}/R_{\text{on}}$ достигает сотни единиц, число циклов обратимого резистивного переключения составляет более 10^4 , реализуется пластиичность резистивных состояний. Подтверждено, что для реализации многофиламентного резистивного переключения в диэлектрической прослойке необходимо присутствие нанокомпозита с концентрацией металлической фазы до наступления порога перколяции между верхним и нижним электродом. При этом основную роль играет структура нанокомпозита, а элементный состав гетерогенной пленки не столь существенен для реализации комплекса технологически значимых свойств мемристора.

Ключевые слова: резистивное переключение, мемристоры, нанокомпозит, ниобат лития.

DOI: 10.61011/JTF.2025.11.61600.25-25

Введение

Интенсивное развитие искусственного интеллекта в последнее время выдвигает определенные требования к разработке новой электронной компонентной базы. В этой связи одним из перспективных направлений исследования являются мемристивные структуры металл–диэлектрик–металл (М/Д/М), где обнаружен эффект обратимого резистивного переключения (РП). Данное свойство может быть использовано как для создания элементов энергонезависимой многоуровневой памяти, так и для эмуляции синапсов при разработке нейроморфных вычислительных систем, которые эффективны при решении задач искусственного интеллекта: распознавания естественного языка и образов, принятия решений, обобщения, прогнозирования и др. [1–8].

Обратимое РП может быть, в большинстве случаев, объяснено двумя механизмами изменения процессов электропереноса. В первом случае рассматривается электромиграция вакансий кислорода в диэлектрической прослойке под действием высокой напряженности электрического поля [1,7]. Во втором — проникновение катионов металлов (например, Cu, Ag) в диэлектрик из электродов соответствующего состава [2,8–13]. В результате этих процессов в диэлектрическом слое создаются или разрушаются тонкие проводящие каналы (филаменты), которые и определяют резистивные характеристики функционального слоя. Очевидно, что при малой плотности таких каналов их положение, напря-

жение синтеза и разрушения во многом определяются дефектами мемристивной структуры. Такой, во многом случайный, механизм формирования проводящих каналов обусловливает большой разброс характеристик от элемента к элементу и высокую степень деградации свойств мемристоров при циклических РП [1,2].

Нами было предложено использование в качестве одного из электродов мемристивной структуры пленки нанокомпозита (НК) металл–диэлектрик. В НК до порога перколяции электроперенос осуществляется по цепочке металлических наногранул. Данные каналы задают пространственное расположение и поверхностную концентрацию филаментов в диэлектрической прослойке. Выбранный подход был апробирован в мемристивных структурах М/НК/М, где НК выступала гетерогенная система (Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_x(LiNbO₃)_{100-x}. В этом случае была показана возможность реализации биполярного резистивного переключения с величиной отношения высокоомного (R_{off}) к низкоомному (R_{on}) резистивных состояний $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} \approx 100$ [14–16]. Кроме того, для данной структуры выносливость (число циклов РП) превышало 10^6 , а время удержания резистивных состояний — 10^4 с [15,16]. Также мемристивные элементы показали возможность плавного изменения резистивного состояния в окне $R_{\text{off}} - R_{\text{on}}$ (пластиичность), и это позволило эмулировать важные свойства биологических синапсов [16–19]. Структурные исследования мемристивного элемента М/(Co₄₀Fe₄₀B₂₀)_x(LiNbO₃)_{100-x}/М показа-

ли, что на начальной стадии роста нанокомпозита на нижнем металлическом электроде в результате процесса самоорганизации формируется диэлектрическая прослойка (LiNbO_3) толщиной 10–15 nm [20,21]. В связи с этим были синтезированы структуры М/НК/Д/М, где в качестве Д используется прослойка LiNbO_3 толщиной 10–15 nm. Полученные структуры обладали свойствами, подобными представленным выше.

Высказанные выше предположения о формировании многофиламентного РП в структурах М/НК/Д/М за счет проводящих каналов НК дают высокую степень вариативности в оптимизации свойств за счет использования НК с различным составом металлической и диэлектрической фаз. Наиболее исследованным является нанокомпозит $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$, который, с одной стороны, имеет гомогенную наногранулированную структуру [22], а с другой — достаточно высокую термическую стабильность структурных и электрических свойств [23].

Поэтому основной целью настоящей работы является выявление влияния диэлектрической фазы нанокомпозита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ на мемристивные свойства структуры М/(CoFeB)_x(SiO₂)_{100-x}/LiNbO₃/М.

1. Образцы и методика их исследования

Мемристивные структуры

$\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}-\text{Cu}-\text{Cr}/\text{ситалл}$

(рис. 1) были получены ионно-лучевым распылением с использованием теневых масок.

На первом этапе осаждался нижний электрод структуры Cr–Cu–Cr 100/1000/100 nm соответственно. Перед процессом осаждения металлической пленки использовался процесс ионной очистки поверхности подложки. Синтез осуществлялся в одном технологическом цикле путем последовательного распыления мишеней Cr и Cu при напряжении на аноде 2 kV и токе плазмы 100 mA при давлении Ar $3.9 \cdot 10^{-4}$ Torr. Выбор многослойной конфигурации металлического электрода позволяет, с одной стороны, защитить пленку Cu от воздействия естественного процесса окисления в атмосфере, с другой — создать буферный слой, препятствующий процессам электромиграции ионов Cu в пленку НК, и

при этом сформировать электрод с низким удельным электрическим сопротивлением.

Последующее напыление пленок



(далее для краткости будем обозначать композит $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ в данной структуре, как $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$) проводилось через теневые маски на четыре подложки Cr–Cu–Cr/ситалл, расположенные в ряд так, что общая площадь рабочей поверхности составляла 240 × 48 mm. Теневой экран накрывал подложки и имел отверстия диаметром 8 mm, расположенные в 24 ряда по 6 отверстий в ряду. Осаждение пленки LiNbO_3 осуществлялось следующим образом. Мишень представляла собой пластину монокристаллического ниобата лития размером 280 × 80 × 2 mm, закрепленную на водоохлаждающем основании. Распыление проводилось в атмосфере Ar при давлении $3.9 \cdot 10^{-4}$ Torr с добавлением $1.9 \cdot 10^{-5}$ Torr O₂, что позволяло уменьшить дефицит кислорода в синтезированной пленке. Осаждение LiNbO_3 на подложку проводилось в режиме ее прохождения в позиции распыления. Скорость движения подложки задавалась скоростью вращения карусели подложкодержателя (один оборот в течение 5 min). При этом за один цикл толщина покрытия составляла порядка 5 nm. Таких циклов осаждения проводилось три, и суммарная толщина ниобата лития была порядка 15 nm.

По аналогичной технологии осуществлялось осаждение НК. Составная мишень представляла собой пластину сплава $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ размером 280 × 80 × 10 mm, на поверхности которой крепились 13 навесок монокристаллического кварца размером 80 × 10 × 2 mm. Расположение навесок было неравномерным вдоль длины мишени. Это позволило плавно и непрерывно изменять концентрацию металлической фазы композита на поверхности подложек в зависимости от расположения подложка–мишень [24,25]. Для более полного окисления диэлектрической фазы НК в процессе синтеза к инертному газу (Ar) при давлении $3.9 \cdot 10^{-4}$ Torr добавлялось небольшое количество кислорода порядка $0.9 \cdot 10^{-5}$ Torr парциального давления. Выбранная конфигурация составной мишени и количество навесок позволило варьировать концентрацией металлической фазы композита от 18.9 до 42.1 at.% в зависимости от положения образцов в процессе осаждения. Напыление проводилось в течение 15 min при напряжении на аноде 2 kV и токе плазмы 100 mA на неподвижную подложку. Это позволило сформировать пленку НК толщиной ≈ 250 nm. Как и в случае нанесения нижнего электрода, перед напылением проводилась ионная очистка поверхности подложки.

Верхние медные контактные площадки наносили через металлическую маску с размером отверстий 0.5 × 0.2 mm в течение 30 min по технологии, описанной выше.

Вакуумная установка ионно-лучевого распыления имеет безмасляную систему откачки, состоящую из

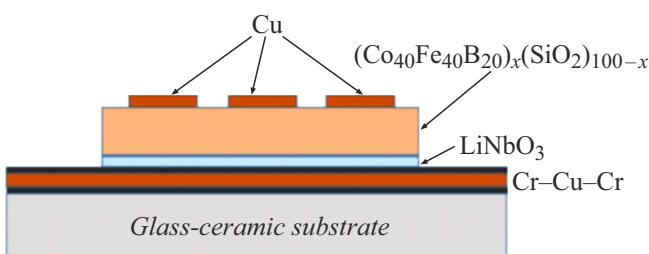


Рис. 1. Топология экспериментальных образцов М/НК/Д/М.

спирального и турбомолекулярного насосов. Перед напылениями создавался вакуум не хуже $1.0 \cdot 10^{-6}$ Torr. Для синтеза использовались особо чистые газы не хуже 99.999 %.

Элементный состав НК определяли с помощью энергодисперсионной рентгеновской приставки Oxford INCA Energy 250 на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6380 LV. Структурный анализ проводился рентгенографическим методом на дифрактометре рентгеновский BRUKER D2 PHASER.

Измерение вольт-амперных характеристик (ВАХ) структур

$\text{Cu}/(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}-\text{Cu}-\text{Cr}/\text{ситалл}$

и их мемристивных свойств проводили с помощью многофункционального источника-измерителя KEITHLEY 2450 и аналитической зондовой станции в режиме ограничения тока. ВАХ структур М/НК/М измеряли при заземленном нижнем электроде и развертке напряжения смещения U верхнего электрода по линейному закону в последовательности от $0 \rightarrow +U_{\max} \rightarrow U_{\max} \rightarrow 0 \text{ V}$ с шагом 0.1 V. Скорость изменения напряжения составляла 10 V/s.

2. Результаты эксперимента

В ходе исследования было синтезировано 13 ячеек мемристивной структуры, отличающихся концентрацией металлической фазы в композите в диапазоне от 18.9 до 42.1 at.%. На рис. 2 и 3 приведены соответственно дифрактограммы пленок НК $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и ВАХ мемристивных элементов для промежуточных концентраций, нагляднее всего демонстрирующих динамику мемристивных свойств.

Характеризация структуры НК $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ и D LiNbO_3 была проведена рентгенографическим методом на пленках толщиной порядка 1 μm , осажденных на поверхность монокристаллического Si (100).

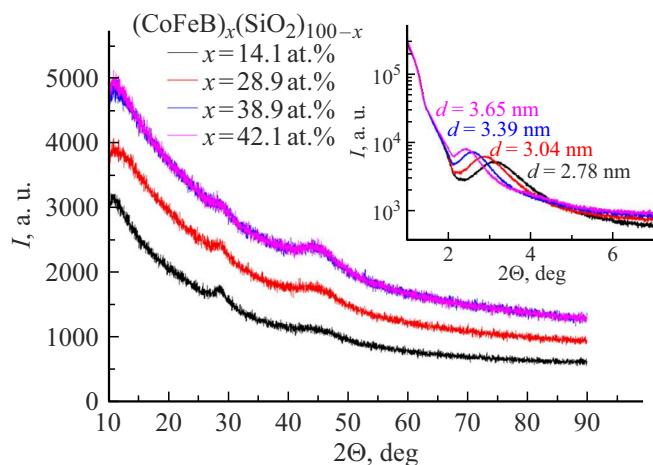


Рис. 2. Дифрактограммы пленок НК $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$.

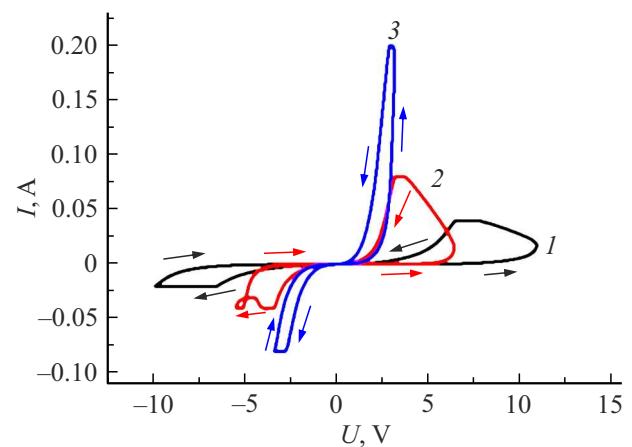
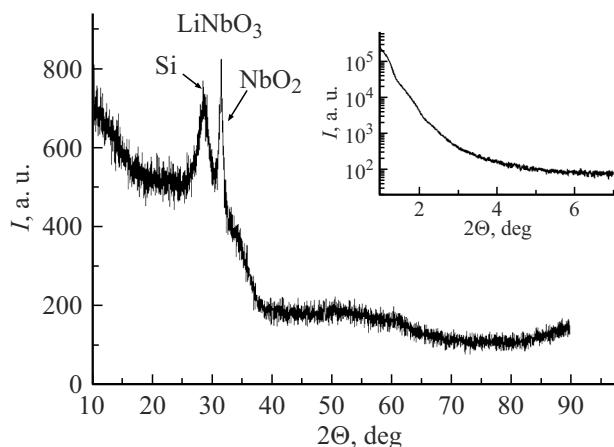
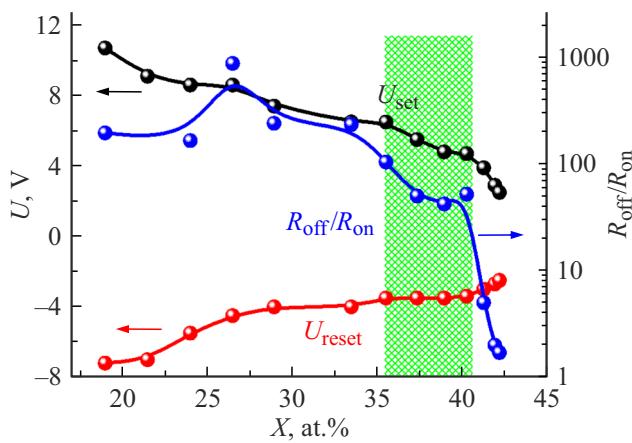


Рис. 3. ВАХ мемристивного элемента $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$ при различных концентрациях металлической фазы НК: 1 — 18.9, 2 — 35.5, 3 — 41.9 at.%

Рентгеновская дифракция не выявила кристаллической структуры НК во всем рассматриваемом диапазоне концентраций металлической фазы (рис. 2). Удивительным является наличие малоугловой дифракции рентгеновского излучения от пленок НК $(\text{CoFeB})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$. Данное явление возможно, если предположить наличие в НК достаточно хорошо упорядоченной структуры относительного расположения гранул металла. По положению максимума можно оценить среднее расстояние между гранулами. Оно составляет порядка 3 nm и увеличивается с ростом концентрации металлической фазы (рис. 2, вставка).

Рентгеновская дифракция от пленки LiNbO_3 (рис. 4) наиболее точно описывается при ее моделировании средой, где нанокристаллы оксида ниobia внедрены в аморфную матрицу. Положение пика позволяет предположить, что оксид ниobia ближе к непредельной форме Nb_2O_5 . Отсутствие малоугловой дифракции может свидетельствовать об отсутствие упорядоченного распределения наночастицы оксида ниobia или об их большом ($> 8 \text{ nm}$) размере (рис. 4, вставка).

Как видно из приведенных на рис. 4 кривых ВАХ структур $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$, во всем исследуемом диапазоне концентраций наблюдается биполярное резистивное переключение. Величина напряжения переключения из высокоомного в низкоомное состояние ($R_{\text{off}} \rightarrow R_{\text{on}}$) и из низкоомного в высокоомное состояние ($R_{\text{on}} \rightarrow R_{\text{off}}$) существенно различаются в зависимости от концентрации металлической фазы в НК. Кроме того, изменяется ток через образец, при котором наблюдаются РП, — последний возрастает с увеличением значения x . Данные параметры, а также отношение $R_{\text{off}}/R_{\text{on}}$ в зависимости от концентрации металлической фазы НК, представлены на рис. 5. Можно выделить диапазон x , в рамках которого наблюдаются оптимальные свойства структур.

Рис. 4. Дифрактограмма пленки LiNbO_3 .Рис. 5. Концентрационные зависимости параметров $R_{\text{off}}/R_{\text{on}}$, U_{set} и U_{reset} для структуры $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$.

Напряжение переключения в районе ± 4 В и отношение $R_{\text{off}}/R_{\text{on}} \approx 50$.

Более подробный анализ концентрационных зависимостей мемристивных свойств для структуры $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$ приведен на рис. 5.

3. Анализ полученных результатов

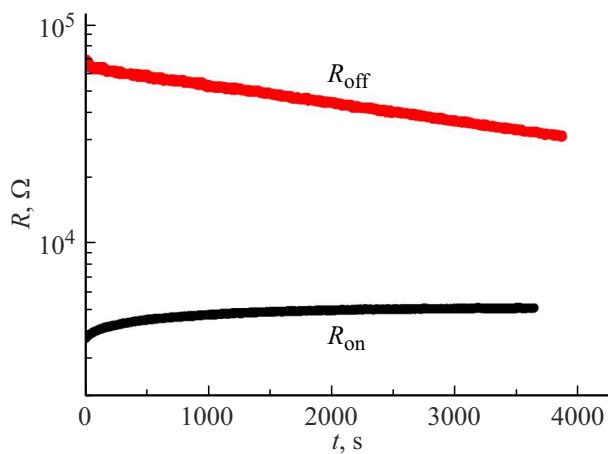
Принимая во внимание механизм многофиламентного РП в прослойке диэлектрика LiNbO_3 , которое задается проводящими каналами в НК, легко объяснить полученные результаты. При возрастании концентрации металлической фазы в НК $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ наблюдается как уменьшение сопротивления канала (R_{ch}), так и возрастание плотности проводящих каналов. Уменьшение R_{ch} приводит к перераспределению напряжения в цепочке канал–диэлектрик и, следовательно, увеличивается напряжение на прослойке LiNbO_3 , которое и вызывает РП. Ток через образец задается плотностью

индуцированных филаментов, которая пропорциональна плотности проводящих каналов в НК.

Значимым свойством мемристоров является сохранение индуцированных резистивных состояний с течением времени. Данная характеристика в исследуемых мемристивных структурах имеет тенденцию к релаксации (рис. 6). Подобное поведение мы наблюдали в структурах, где в качестве НК использовался $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{LiNbO}_3)_{100-x}$ [26]. В данной работе было показано, что существенную роль в релаксации индуцированного резистивного состояния играет термическая активация электронов с нейтральных вакансий в примесную зону и прыжковый перенос в ней зарядов. Так как выявленные релаксационные процессы в LiNbO_3 имеют различные τ_0 и E_{act} , был разработан алгоритм импульсного РП, при котором не успевают реализовываться процессы, ответственные за релаксацию индуцированного резистивного состояния [27].

Для изучения вопроса о невысокой временной стабильности индуцированных резистивных состояний было проведено измерение квазистатических ВАХ. Шаг по напряжению составлял 0.1 В. При текущем напряжении в течение 10 с измерялось 10 текущих значений сопротивления (рис. 7). Эти значения обрабатывались путем расчета относительного изменения величины сопротивления при фиксированном напряжении на структуре (рис. 8).

В области положительных напряжений, приложенных к верхнему электроду, необратимые изменения резистивного состояния (уменьшение значений R) наблюдаются при весьма незначительных напряжениях и продолжаются с возрастающей скоростью до ~ 3.5 В. Легко представить данную зависимость $(R_{i+1} - R_i)/R_i$, как суммацию двух процессов изменения сопротивления под действием приложенного напряжения, реализуемых в различном диапазоне приложенного потенциала. При переходе $R_{\text{on}} \rightarrow R_{\text{off}}$ в диапазоне от 0 до -2 В не наблюдается значительных изменений напряжения.

Рис. 6. Временная зависимость индуцированных резистивных состояний для мемристорных структур $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{35.5}(\text{SiO}_2)_{64.5}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$.

Переключение структуры в высокоомное состояние осуществляется в диапазоне напряжений от -2 до -4 В, что хорошо коррелирует с ходом временных зависимостей индуцированных резистивных состояний (рис. 7).

Аналогичную картину мы наблюдаем на семействе кривых $R(t)$, которая демонстрирует пластичность индуцированных резистивных состояний (возможность реализовать любое значение сопротивления структуры между R_{off} и R_{on}) (рис. 9). Видно, что при относительно больших значениях R наблюдается снижение номинала в течение времени измерения, тогда как при значениях R , близких к минимальным, $R(t)$ увеличивается. Это согласуется с кривыми на рис. 6. При этом скорость уменьшения $R(t)$ выше, чем увеличение $R(t)$.

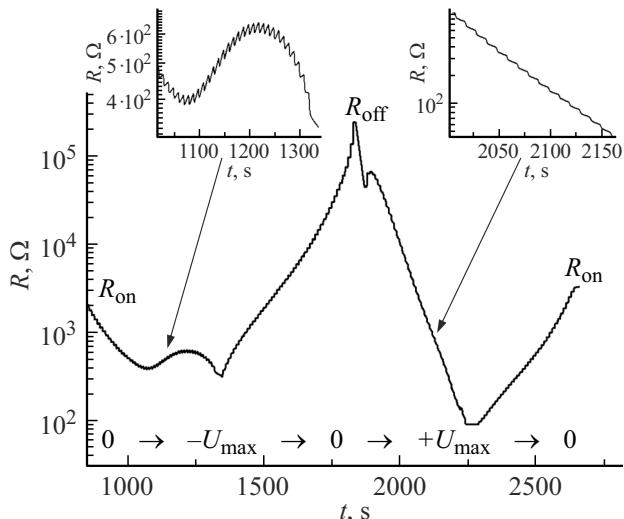


Рис. 7. Временная зависимость изменения сопротивления структуры $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{35.5}(\text{SiO}_2)_{64.5}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$ при изменении прикладываемого напряжения.

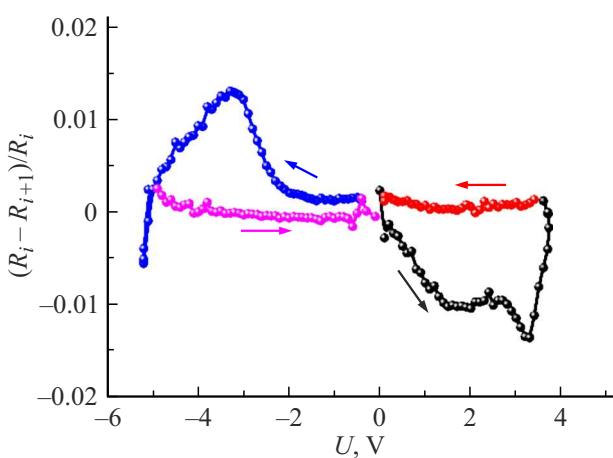


Рис. 8. Относительная скорость изменения сопротивления для структуры $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{35.5}(\text{SiO}_2)_{64.5}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$ от приложенного напряжения.

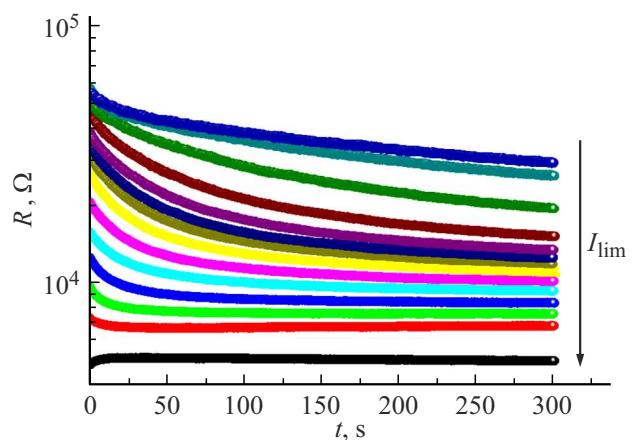


Рис. 9. Временная зависимость резистивных состояний мемристорных структур $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{35.5}(\text{SiO}_2)_{64.5}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$, индуцированных при различных токах ограничения.

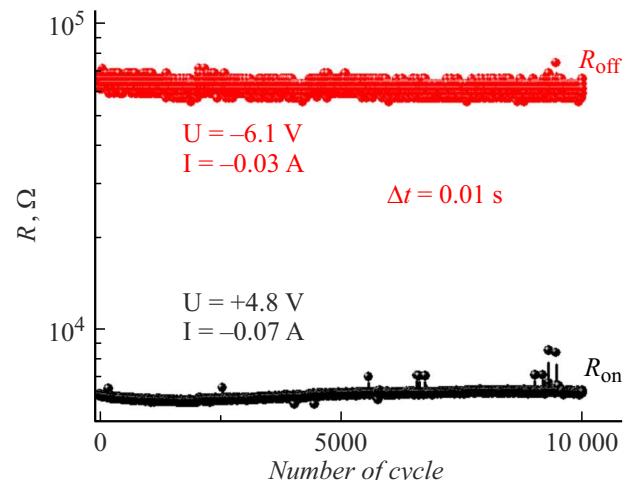


Рис. 10. Переключения резистивных состояний в мемристорных структурах $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_{35.5}(\text{SiO}_2)_{64.5}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$.

Тем не менее структуры $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$ демонстрируют значительную устойчивость обратимых РП (рис. 10). Параметры переключающих импульсов (напряжение импульса, ток импульса и время импульса) представлены на рисунке. Деградация индуцированных состояний не наблюдается после 10^4 циклов переключения.

Заключение

Исследования комплекса мемристивных свойств структуры $\text{Cu}/(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{SiO}_2)_{100-x}/\text{LiNbO}_3/\text{Cr}/\text{Cu}/\text{Cr}/\text{ситалл}$ показали, что в диапазоне концентраций металлической фазы НК от 18 до 43 at.% в ней наблюдаются обратимые биполярные переключения. Величина напряжений переключения

из R_{off} в R_{on} состояния и, наоборот, уменьшается с увеличением x и достигает ± 4 V при $x = 37$ at.% — 42 at.%. Отношение $R_{\text{off}}/R_{\text{on}}$ достигает сотни единиц. Число циклов обратимого РП составляет более 10^4 . Выявлена некоторая релаксация значений временных зависимостей индуцированных резистивных состояний, что связано с электрическими свойствами функциональной прослойки LiNbO_3 , которая в исходном состоянии представляет собой сложную гетерогенную структуру, где нанокристаллы NbO_2 внедрены в аморфную матрицу. Проведенное комплексное исследование подтвердило, что для реализации многофиламентного РП в диэлектрической прослойке необходимо присутствие НК с концентрацией металлической фазы до наступления порога переколяции между верхним и нижним электродом. При этом основную роль играет структура НК, а элементный состав гетерогенной пленки не столь существенен для реализации комплекса технологически значимых свойств мемристора.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда в рамках проекта № 25-29-00215.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] D. Ielmini. *Semicond. Sci. Technol.*, **31**, 063002 (2016). DOI: 10.1088/0268-1242/31/6/063002
- [2] W. Banerjee, Q. Liu, H. Hwang. *J. Appl. Phys.*, **127**, 051101 (2020). DOI: 10.1063/1.5136244
- [3] Y. Zhang, Z. Wang, J. Zhu, Y. Yang, M. Rao, W. Song, Y. Zhuo, X. Zhang, M. Cui, L. Shen, R. Huang, J. Yang. *Appl. Phys. Rev.*, **7**, 011308 (2020). DOI: 10.1063/1.5124027
- [4] D. Ham, H. Park, S. Hwang, K. Kim. *Nat. Electron.*, **4**, 635 (2021). DOI: 10.1038/s41928-021-00646-1
- [5] Q. Xia, J.J. Yang. *Nat. Mater.*, **18**, 309 (2019). DOI: 10.1038/s41563-019-0291-x
- [6] M. Zhuk, S. Zarubin, I. Karateev, Y. Matveyev, E. Gorinev, G. Krasnikov, D. Negrov, A. Zenkevich. *Front. Neurosci.*, **14**, 94 (2020). DOI: 10.3389/fnins.2020.00094
- [7] B.S. Shvetsov, A.V. Emelyanov, A.A. Minnekhanov, V.V. Rylkov, V.A. Demin. *Nanotechnol. Russia*, **16**, 777 (2021). DOI: 10.1134/S2635167621060239
- [8] Z. Wang, H. Wu, G.W. Burr, C.S. Hwang, K.L. Wang, Q. Xia, J.J. Yang. *Nature Rev. Mater.*, **5**, 173 (2020). DOI: 10.1038/s41578-019-0159-3
- [9] G.A. Yuklyaeuskikh, B.S. Shvetsov, A.V. Emelyanov, V.A. Kulagin, V.V. Rylkov, V.A. Demin. *Chaos, Solitons Fractals*, **190**, 115784 (2025). DOI: 10.1016/j.chaos.2024.115784
- [10] Y. Li, Z. Wang, R. Midya, Q. Xia, J.J. Yang. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **51**, 503002 (2018). DOI: 10.1088/1361-6463/aade3f
- [11] D.-H. Kwon, K.M. Kim, J.H. Jang, J.M. Jeon, M.H. Lee, G.H. Kim, X.-S. Li, G.-S. Park, B. Lee, S. Han, M. Kim, C.S. Hwang. *Nat. Nanotechnol.*, **5**, 153 (2010). DOI: 10.1038/nnano.2009.456
- [12] J.-Y. Chen, C.-W. Huang, C.-H. Chiu, Y.-T. Huang, W.-W. Wu. *Adv. Mater.*, **27**, 5028 (2015). DOI: 10.1002/adma.201502758
- [13] H. Jiang, L. Han, P. Lin, Z. Wang, M.H. Jang, Q. Wu, M. Barnell, J.J. Yang, H.L. Xin, Q. Xia. *Sci. Rep.*, **6**, 28525 (2016). DOI: 10.1038/srep28525
- [14] V.V. Rylkov, S. Nikolaev, V.A. Demin, A.V. Emelyanov, A.V. Sitnikov, K.E. Nikiruy, V.A. Levanov, M.Yu. Presnyakov, A.N. Taldenkov, A.L. Vasiliev, K.Yu. Chernoglazov, A. Vedeneev, Yu.E. Kalinin, A.B. Granovsky, V. Tugushev, A.S. Bugaev. *J. Exp. Theor. Phys.*, **126**, 367 (2018). DOI: 10.1134/S1063776118020152
- [15] V.A. Levanov, A.V. Emel'yanov, 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**, 496 (2018). DOI: 10.1134/S1064226918050078
- [16] K.E. Nikiruy, A.V. Emelyanov, V.A. Demin, A.V. Sitnikov, A.A. Minnekhanov, V.V. Rylkov, P.K. Kashkarov, M.V. Kovalchuk. *AIP Advances*, **9**, 065116 (2019). DOI: 10.1063/1.5111083
- [17] A.V. Emelyanov, K.E. Nikiruy, A.V. Serenko, A.V. Sitnikov, M.Yu. Presnyakov, R.B. Rybka, A.G. Sboev, V.V. Rylkov, P.K. Kashkarov, M.V. Kovalchuk. *Nanotechnology*, **31**, 045201 (2020). DOI: 10.1088/1361-6528/ab4a6d
- [18] K.E. Nikiruy, I.A. Surazhevsky, V.A. Demin, A.V. Emelyanov. *Phys. Status Solidi A*, **217**(18), 1900938 (2020). DOI: 10.1002/pssa.201900938
- [19] I.A. Surazhevsky, V.A. Demin, A.I. Ilyasov, A.V. Emelyanov, K.E. Nikiruy, V.V. Rylkov, S.A. Shchanikov, I.A. Bordanov, S.A. Gerasimova, D.V. Guseinov, N.V. Malekhonova, D.A. Pavlov, A.I. Belov, A.N. Mikhaylov, V.B. Kazantsev, D. Valenti, B. Spagnolo, M.V. Kovalchuk. *Chaos, Solitons Fractals*, **146**, 110890 (2021). DOI: 10.1016/j.chaos.2021.110890
- [20] V.V. Rylkov, S.N. Nikolaev, K.Y. Chernoglazov, V.A. Demin, M.Y. Presnyakov, A.L. Vasiliev, V.V. Tugushev, A.B. Granovsky, A.V. Sitnikov, Y.E. Kalinin, N.S. Perov, A.S. Vedeneev. *Phys. Rev. B*, **95** (14), 144202 (2017). DOI: 10.1103/PhysRevB.95.144202
- [21] 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
- [22] А.В. Ситников. *Материаловедение*, **3**, 49 (2010).
- [23] С.А. Гриднев, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, О.В. Стогней. *Нелинейные явления вnano- и микрогетерогенных системах* (БИНОМ, Лаборатория знаний, М., 2012)
- [24] Ю.Е. Калинин, А.Н. Ремизов, А.В. Ситников. *ФТТ*, **46**(11), 2076 (2004). [Yu.E. Kalinin, A.N. Remizov, A.V. Sitnikov. *Phys. Solid State*, **46**(11), 2146 (2004). DOI: 10.1134/1.1825563]
- [25] N. Domracheva, M. Caporali, E. Rentschler. *Novel Magnetic Nanostructures: Unique Properties and Applications* (Elsevier, 2018)

- [26] А.В. Ситников, А.В. Емельянов, А.Е. Никонов, К.Э. Никируй, К.Ю. Черноглазов, Д.В. Ичеткин, А.И. Ильясов, С.Н. Николаев, В.А. Демин, А.С. Веденеев, Ю.Е. Калинин, В.В. Рыльков. В сб.: Материалы XXVI Международного симпозиума „Нанофизика и наноэлектроника“, под ред. М.Л. Тимошенко, В.В. Шеина (Изд-во Нижегородского гос. ун-та им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, 2022), с. 362.
- [27] К.Э. Никируй, А.В. Емельянов, В.А. Демин, В.В. Рыльков, А.В. Ситников, П.К. Кашкаров. Письма в ЖТФ, **44**, 28 (2018). DOI: 10.21883/PJTF.2018.10.46095.17099