04,10

Мемристивные свойства конденсаторных структур $Cu/(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr$

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

Поступила в Редакцию 3 апреля 2025 г.
В окончательной редакции 30 апреля 2025 г.
Принята к публикации 1 мая 2025 г.

Представлены результаты исследования мемристивных свойств нанокомпозитных (НК) структур $Cu/НК/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr$/ситалл на основе НК $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$. Показано, что использование диэлектрической прослойки $ZrO_2(Y)$ и НК позволяет достичь практически значимых мемристивных характеристик: напряжения резистивного переключения (РП) до 2.5 V, отношения сопротивлений R_{off}/R_{on} более 10. При этом реализуется многоуровневый характер РП при временной стабильности индуцированных резистивных состояний не менее 1 h. Мемристивные структуры демонстрируют незначительный разброс напряжений РП от цикла к циклу (около 5%). При этом отсутствует необходимость процесса формования образцов для достижения устойчивых РП. Представленные результаты показывают возможность создания новых мемристивных структур с многофиламентным механизмом переключения при использовании в качестве одного из электродов НК с концентрацией металлической фазы ниже порога перколяции.

Ключевые слова: Резистивное переключение, мемристоры, нанокомпозит, оксид циркония.

DOI: 10.61011/FTT.2025.05.60744.69-25

1. Введение

В последнее время одним из приоритетных направлений развития микроэлектроники является создание элементов энергонезависимой многоуровневой памяти, которые способны моделировать синапсы при построении нейроморфных вычислительных систем, нацеленных на решение задач искусственного интеллекта: распознавание образов и естественного языка, принятие решений, обобщение, прогнозирование и др. Перспективными для решения такого рода задач считаются транзисторно-управляемые кроссбар-массивы мемристорных элементов с произвольным доступом в архитектуре 1T1R. При этом мемристорные структуры металл-диэлектрик-металл (МДМ) относятся в настоящее время к наиболее изученным системам, технология изготовления которых может быть легко интегрирована с технологией изготовления современных КМОП микросхем, работающих при напряжении < 3 V [1–8].

Процессы РП мемристоров на основе структур МДМ в основном связывают с формированием (разрушением) нитевидных проводящих каналов (филаментов) в тонкой диэлектрической пленке, образованных кислородными вакансиями, либо катионами металлов (таких как Cu^+, Ag^+), электромигрированных из активного электрода [1,2,7–13]. Характер формирования филаментов в значительной степени случаен, что является одной из основных причин деградации свойств мемристоров при циклических РП [1,2]. Другой недостаток мемристивных МДМ структур связан с тем, что для их устойчивой работы, как правило, необходима формовка, заключающаяся в подаче на структуру относительно высокого напряжения, при котором образуются филаменты (каналы).

Особенность нашего подхода заключается в использовании для создания мемристоров структур металл/нанкомпозит/диэлектрик/металл (М/НК/Д/М) [14–16]. В этом случае переход в проводящее состояние определяется перколяционными цепочками, заданными пространственным положением и концентрацией наногранул металла в НК. Потому устойчивость к РП оказывается высокой, а характер РП многофиламентным, что обеспечивает возможность формирования многих состояний при РП [15]. Установлено, что при использовании в качестве НК $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(LiNbO_3)_{100-x}$ удается реализовать биполярное РП с отношением высокоомного (R_{off}) к низкоомному (Ron) резистивному состоянию $R_{off}/R_{on} \sim 100$ с количеством устойчивых циклов РП (выносливостью) $> 10^5$ при времени удержания резистивных состояний более 10^4 sec [14–16]. Кроме того, высокая степень пластичности мемристоров (многоуровневый характер РП) позволили эмулировать важные свойства биологических синапсов [16–19].

В данной работе для создания структур М/НК/Д/М использован другой НК — $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$, который с одной стороны имеет гомогенную наногра-

нулированную структуру [20], а с другой достаточно высокую термическую стабильность структурных и электрических свойств [21]. В частности, недавно нами были исследованы мемристорные структуры $Cu/(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}/LiNbO_3/Cr/Cu/Cr/$ситалл для которых было показано, что они обладают биполярным РП с отношением $R_{off}/R_{on} \approx 60$ и устойчивостью циклических РП более 10^4. При этом наблюдаются стабильные многоуровневые РП структур после их термической обработки до температуры отжига 350 °C [22].

Изменение состава композита, позволило нам существенно увеличить термическую устойчивость структур М/НК/Д/М без деградации основных мемристивных характеристик. При этом, однако, недостаточно высокой оказалась временная стабильность индуцированных резистивных состояний структуры. В данной связи было решено изменить состав диэлектрической прослойки, выбрав в качестве нее ZrO_2 стабилизированный Y. Ранее выполненные исследования [23–25] мемристивных элементов на основе $ZrO_2(Y)$ показали их вполне приемлемые мемристивные характеристики для нейроморфных приложений.

Таким образом, основной целью настоящей работы является исследование влияния оксида ZrO_2, стабилизированного Y, на мемристивные свойства структуры $M/(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/M$.

2. Образцы и методика их исследования

Методом ионно-лучевого распыления были получены конденсаторные структуры М/НК/Д/М на основе НК $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ (далее для краткости будем обозначать эти композиты, как $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$. При синтезе слоев $ZrO_2(Y)$ использовалась мишень $ZrO_2:Y_2O_3$ (88/12 mass.%), приобретенная в ООО „Гирмет“. В качестве нижнего электрода использовались трехслойные пленки Cr/Cu/Cr, а в качестве верхнего электрода —- пленки Cu (рис. 1).

Синтез экспериментальных образцов осуществлялся с использованием теневых масок на установке ионно-лучевого распыления и включал в себя три технологических процесса, подробно описанных в [22]. Толщины полученных слоев составляли в nm: 1000/250/15/100/1000/100 в соответствии со схемой структуры, приведенной на рис. 1. Осаждение композита проводилось из составной мишени, включающей пластину сплава $Co_{40}Fe_{40}B_{20}$ размером $280 \times 80 \times 10\,mm^3$ с 13 неравномерно расположенными навесками кварца размером $80 \times 10 \times 2\,mm^3$. Неравномерное расположение навесок позволяло получать пленки НК с разным соотношением концентраций диэлектрической и металлической фаз x в пределах от 19 до 42 at.% в одном цикле осаждения. Диэлектрик осаждался из керамической мишени $ZrO_2:Y_2O_3$ (88/12 mass.%).

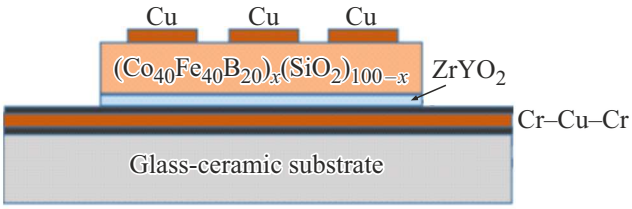


Рис. 1. Эскиз экспериментальных образцов М/НК/Д/М.

Вакуумная установка ионно-лучевого распыления имеет безмасленную систему откачки, что позволяет получать вакуум в камере не хуже $1 \cdot 10^{-6}$ Torr. При осаждении использовались газы с чистотой не менее 99.999 %.

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 составляла $\delta x = \pm 1$ at.% и определялась их размером и дискретностью расположения на подложках. Структурный анализ выполнен рентгенографическим методом на дифрактометре BRUKER D2 PHASER.

Измерение вольт-амперных характеристик (ВАХ) структур М/НК/Д/М и их мемристивных свойств проводили с помощью многофункционального источника-измерителя KEITHLEY 2450 и аналитической зондовой станции в режиме ограничения тока. ВАХ структур измеряли при заземленном нижнем электроде и развертке напряжения смещения U верхнего электрода по линейному закону в последовательности от $0 \rightarrow +U_{max} \rightarrow -U_{max} \rightarrow 0$ V с шагом 0.1 V. Скорость изменения напряжения составляла 1 V/s.

3. Результаты и их обсуждение

Изучение свойств структуры получаемых слоев $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ и $ZrO_2(Y)$ было выполнено рентгенографическим методом на пленках толщиной около $1\,\mu$m, осажденных на поверхность монокристаллического Si (100).

Рентгеновская дифракция от пленки $ZrO_2(Y)$ (рис. 2) показывает ее кристаллическую структуру. Математическая обработка полученной дифрактограммы проводилась методом Pawley в среде программы Топаз. Наилучшее совпадение с экспериментальными данными получено при использовании в качестве модельной элементарной ячейки триклинной кристаллической решетки с параметрами, приведенными в таблице на вставке к рис. 2 (см. также подобные результаты численного моделирования в работе [26]). Учитывая, что параметр кубической решетки ZrO_2 составляет 5.14 Å, можно охарактеризовать полученную кристаллическую структуру $ZrO_2(Y)$ как псевдокубическую с незначительным изменением параметра решетки ZrO_2 и углов кубической элементарной ячейки оксида Zr за счет внедрения атомов Y.

Рентгеновская дифракция НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ не выявила кристаллической структуры как в диэлектрической, так и металлической фазах во всем изученном диапазоне концентраций (рис. 3). При этом наблюдаемые особенности в спектрах малоугловой дифракции рентгеновского излучения от пленок НК (вставка к рис. 3) могут быть связаны с наличием в НК упорядоченной структуры в относительном расположении гранул металла. По положению максимума можно оценить среднее расстояние между центрами гранул (параметр d на вставке к рис. 3), которое составляет около 3 nm и увеличивается с увеличением концентрации металлической фазы.

На рис. 4 приведены кривые ВАХ структур $Cu/(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл, которые во всем исследуемом диапазоне концентраций металлической фазы НК проявляют гистерезис. Однако,

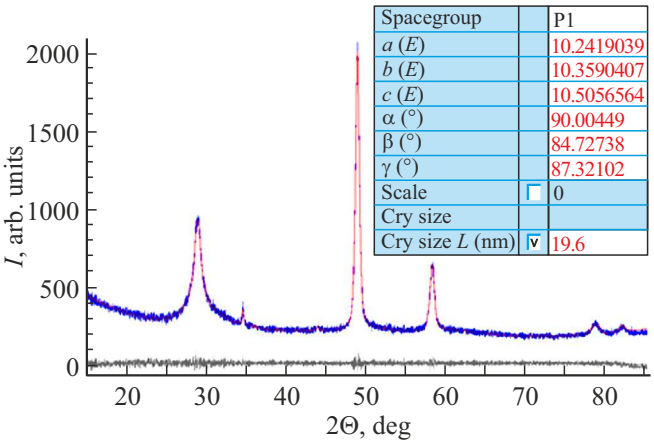


Рис. 2. Дифрактограмма пленки $ZrO_2(Y)$.

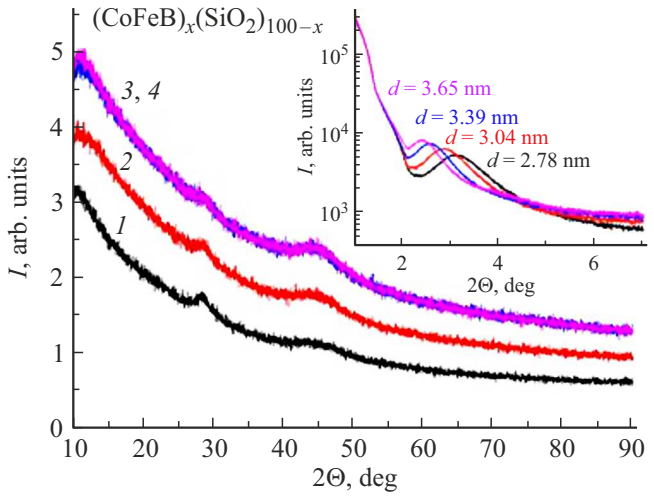


Рис. 3. Дифрактограммы пленок НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ с различной концентрацией металлической фазы: *1* — 14.1 at.%, *2* — 28.9 at.%, *3* — 38.9 at.%, *4* — 42.1 at.%. На вставке представлены дифрактограммы пленок, полученные методом малоуглового рассеяния.

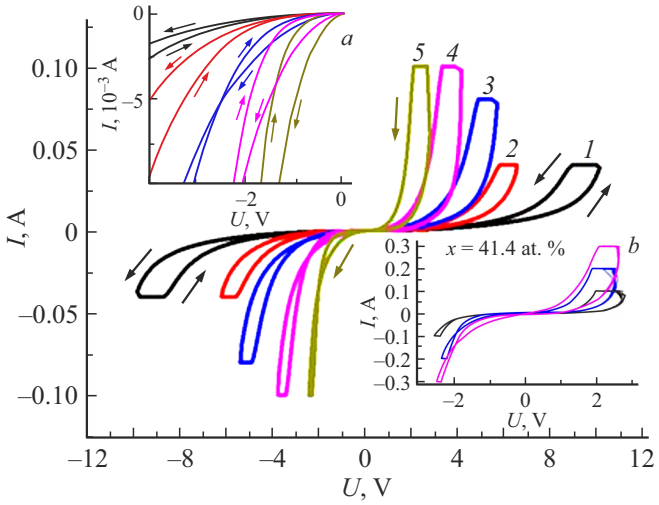


Рис. 4. ВАХ мемристивного элемента $Cu/(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл с различной концентрацией металлической фазы: *1* — 14.1 at.%, *2* — 18.9 at.%, *3* — 21.4 at.%, *4* — 26.4 at.%, *5* — 41.4 at.%. На вставках: *a* — Отрицательные ветви ВАХ структур в области малых токов и напряжений; *b* — ВАХ структуры с концентрацией металлической фазы 41.4 at.% при различных токах ограничения.

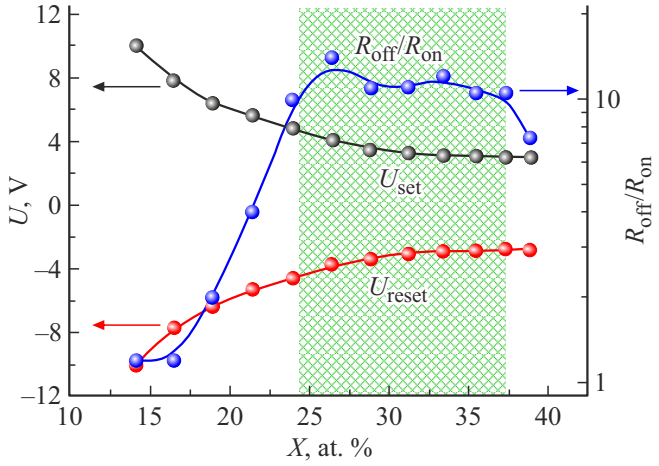


Рис. 5. Концентрационные зависимости параметров R_{off}/R_{on}, U_{set} и U_{reset} для структуры $Cu/(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл.

только начиная с $x \geq 21.4$ at.%, на отрицательном участке ВАХ можно наблюдать эффект понижения тока при обратном сканировании по напряжению (в сторону положительных значений; см. вставку на рис. 4), что указывает на проявление биполярного РП. Напряжения переключения из высокоомного в низкоомное состояние ($R_{off} \rightarrow R_{on}$) и из низкоомного в высокоомное состояние ($R_{on} \rightarrow R_{off}$) существенно различаются в зависимости от концентрации металлической фазы в НК. Кроме того, с увеличением значения x возрастает ток через образец, при котором наблюдаются устойчивые РП.

Более подробный анализ концентрационных зависимостей мемристивных свойств для структуры $Cu/(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл приведен на рис. 5.

4. Анализ мемристивных свойств полученных структур

Полученные результаты непротиворечивым образом объясняются в рамках представлений о многофиламентном РП в прослойке диэлектрика $ZrO_2(Y)$, положение которых задается проводящими каналами из цепочек гранул в НК [15]. При возрастании концентрации металлической фазы в НК $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ наблюдается уменьшение сопротивления каналов (R_{ch}) и возрастание их плотности. Уменьшение R_{ch} приводит к перераспределению напряжения в цепи канал–диэлектрик. При этом увеличивается напряжение на прослойке $ZrO_2(Y)$, которое и вызывает РП. Ток через образец задается плотностью индуцированных филаментов, которая пропорциональна плотности проводящих каналов в НК. Однако, в данных структурах существенную роль играет резистивный нагрев НК и диэлектрика. Как было показано в работе [27], если приведенная мощность превышает 0.1 W/mm^2, то пленка НК подвергается заметному нагреву, а ее сопротивление до порога перколяции понижается. Аналогично может вести себя сопротивление диэлектрической пленки. По этой причине наблюдается симметричный гистерезис ВАХ структур $Cu/(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл с $x < 21.4$ at.%, связанный, по сути, с нагревом структур в процессе измерения ВАХ. При больших концентрациях металлической фазы НК начинает наблюдаться процесс РП. При этом при переходе $R_{off} \rightarrow R_{on}$ тепловое воздействие увеличивает гистерезис ВАХ, и наоборот при переходе из R_{on} в R_{off} это воздействие ослабляется, приводя к уменьшению петли гистерезиса в области отрицательных напряжений на структуре. В этих условиях только при малых абсолютных значениях отрицательного напряжения на образце проявляется процесс перехода структуры в высокоомное состояние (см. вставку *a* на рис. 4). Следует также отметить повторяемость параметров ВАХ структур от цикла к циклу и отсутствие процесса формования мемристивных структур для их выхода на режим обратимого резистивного переключения, что проявляется в отсутствии необходимости заметного повышения напряжений и рабочих токов для наблюдения первых РП (см. вставку *b* на рис. 4).

Важным свойством мемристоров является сохранение индуцированных резистивных состояний в течение времени (retention time). На рис. 6 приведены зависимости R_{off} и R_{on} от времени для структуры $Cu/(CoFeB)_{35.5}(SiO_2)_{64.5}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл, которые показывают, что высокоомное и низкоомное состояния хорошо сохраняются не менее часа.

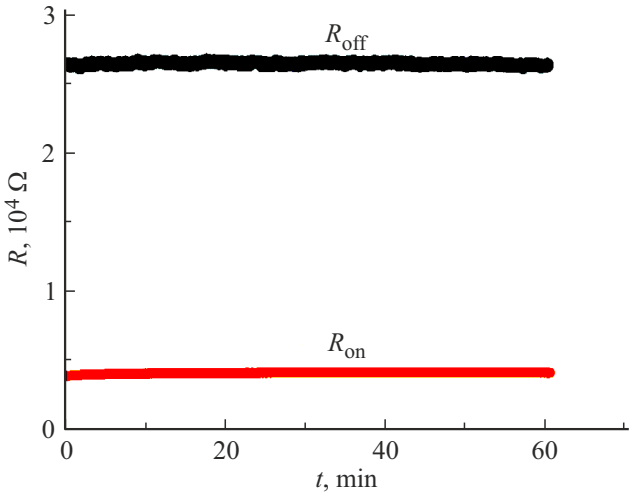


Рис. 6. Временная зависимость сопротивления индуцированных резистивных ON и OFF состояний для мемристорных структур $Cu/(CoFeB)_{35.5}(SiO_2)_{64.5}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл.

Неожиданным свойством структур оказалась высокая пластичность резистивных состояний, т.е. способность переключаться в состояние фактически с любым значением сопротивления в диапазоне от R_{on} до R_{off}. Рис. 7 демонстрирует возможность задавать произвольные значения сопротивления в данном диапазоне, причем значения стабильны во временном интервале не менее 300 s. При этом имеется возможность, как уменьшать, так и увеличивать значения сопротивлений.

Как пластичность, так и временная стабильность индуцированных резистивных состояний должны проявляться в квазистатическом режиме измерения ВАХ. В этом случае после РП структуры в некоторое состояние при фиксированном напряжении измеряется текущее ее сопротивление в течение некоторого времени. Если после этого рассчитать относительную величину изменения сопротивления при текущем значении напряжения, то можно качественно увидеть, как процесс перехода из состояния R_{on} в R_{off}, так и обратный процесс перехода из R_{off} в R_{on}, а также диапазон напряжений, который не влияет на изменение текущего значения индуцированного сопротивления. Режимы проведенных измерений: шаг по напряжению 0.1 V, время измерения сопротивления при текущем напряжении 10 sec, количество измерений 10. Полученная зависимость представлена на рис. 8.

В области положительных напряжений величина уменьшения значений R наблюдается при напряжениях около 2 V, при этом возрастает с увеличением смещения до момента полного переключения при 2.5 V. В области перехода из состояния R_{on} в R_{off} при отрицательных напряжениях на верхнем электроде имеется область напряжений от -1 до -2.5 V, где наблюдается достаточно плавное увеличение сопротивления образца. Растянутые по шкале напряжений области РП качественно описывают пластичность структуры (см. рис. 7), а отсут-

ствие значимых изменений сопротивления в диапазоне напряжений от -1 V до 2 V характеризуют временную стабильность индуцированных резистивных состояний (рис. 6).

Важным параметром мемристивных структур является их возможность многократного циклического РП между высокоомным и низкоомным резистивными состояниями (выносливость). Для исследуемой структуры $Cu/(CoFeB)_{35.5}(SiO_2)_{64.5}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл удается наблюдать около 2000 обратимых резистивных переключений (см. рис. 9). При большем количестве РП наблюдается деградация амплитуды — приближение R_{off} к R_{on} по мере роста количества переключений. Причина такого поведения требует дальнейших исследований. Можно, однако, предположить, что процесс деградации вероятно связан с взаимодействием атомов кислорода, участвующих в образовании кислородных вакансий, с атомами бора в НК и на интерфейсе НК с верхним электродом. Следует отметить, что относительно небольшое количество РП между крайними состояниями — это

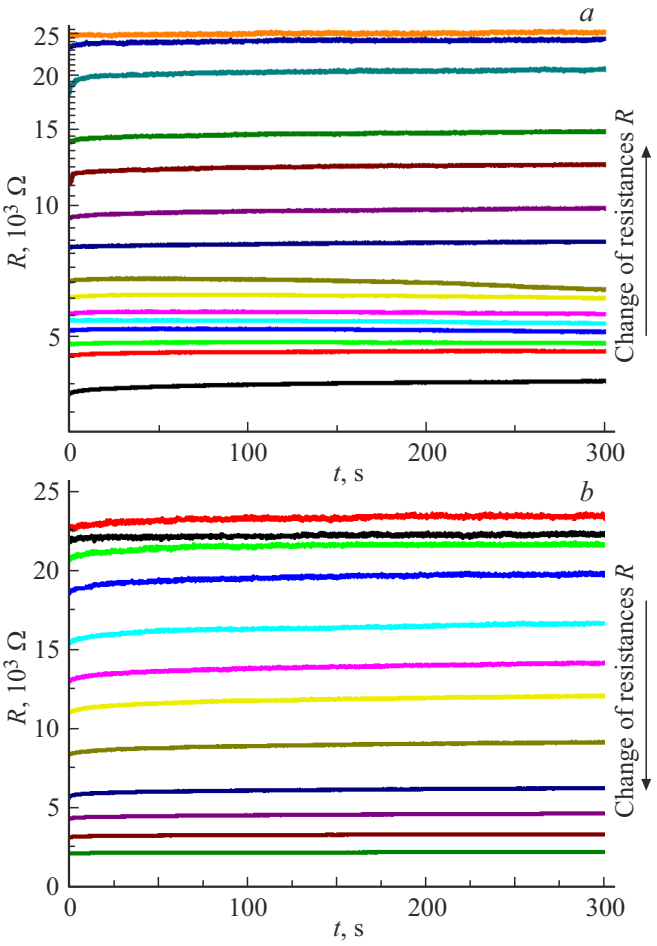


Рис. 7. Временная зависимость сопротивления индуцированных резистивных состояний для мемристорных структур $Cu/(CoFeB)_{35.5}(SiO_2)_{64.5}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ ситалл. Стрелками показано направление изменения сопротивлений в сторону его увеличения (*a*) и уменьшения (*b*).

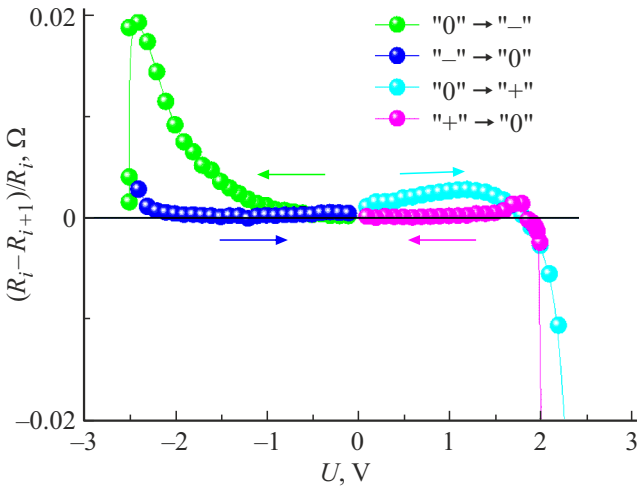


Рис. 8. Относительная скорость изменения сопротивления для структуры $Cu/(CoFeB)_{35.5}(SiO_2)_{64.5}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл от приложенного напряжения.

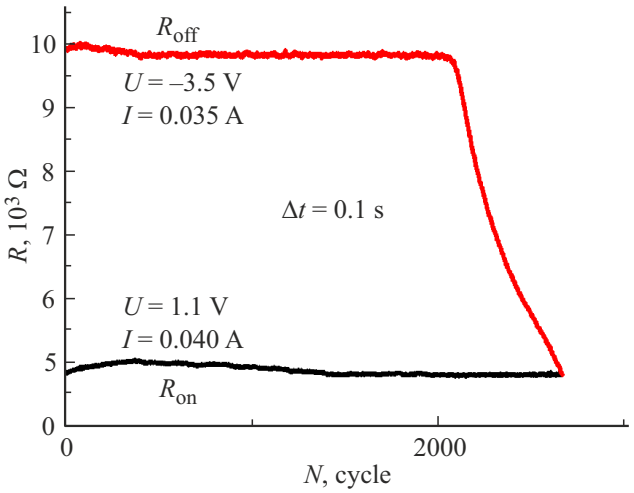


Рис. 9. Переключения резистивных состояний в мемристорных структурах $Cu/(CoFeB)_{35.5}(SiO_2)_{64.5}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл.

частое явление для очень пластичных мемристоров [28]. При этом при плавном пошаговом РП между крайними состояниями такого рода мемристоры могут испытывать на порядки большее количество РП (см. Приложение в [28]). Подобного рода плавные РП планируются выполнить в дальнейшем.

5. Заключение

Исследования мемристивных характеристик структуры $Cu/(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}/ZrO_2(Y)/Cr/Cu/Cr/$ситалл показали, что в диапазоне концентраций металлической фазы НК от 21 at.% до 43 at.% образцы демонстрируют обратимые биполярные резистивные переключения с незначительной вариацией кривых ВАХ от цикла к

циклу. При этом разработанные мемристоры не требуют формовки для достижения устойчивых обратимых РП. Величина напряжений переключения из R_{off} в R_{on} состояния уменьшается с увеличением x и достигает ± 2.5 V при $x = 37-42$ at.% при отношении $R_{off}/R_{on} \sim 10$. Показано, что полученные образцы обладают временем хранения индуцированных резистивных состояний не менее часа и многоуровневым характером РП (не менее 16 состояний). При этом число циклов обратимого РП при переключении между крайними состояниями составляет около 2000.

Проведенные исследования показывают возможность создания новых многоуровневых мемристивных структур при использовании в качестве одного из электродов нанокомпозита металл-диэлектрик с концентрацией металлической фазы ниже порога перколяции.

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).
[2] W. Banerjee, Q. Liu, H. Hwang. J. Appl. Phys., **127**, 051101 (2020).
[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).
[4] D. Ham, H. Park, S. Hwang, K. Kim. Nat. Electron., **4**, 635 (2021).
[5] Q. Xia, J.J. Yang. Nat. Mater., **18**, 309 (2019).
[6] M. Zhuk, S. Zarubin, I. Karateev, Y. Matveyev, E. Gornev, G. Krasnikov, D. Negrov, A. Zenkevich. Front. Neurosci., **14**, 94 (2020).
[7] A. Mikhaylov, A. Belov, D. Korolev, I. Antonov, V. Kotomina, A. Kotina, E. Gryaznov, A. Sharapov, M. Koryazhkina, R. Kryukov, S. Zubkov, A. Sushkov, D. Pavlov, S. Tikhov, O. Morozov, D. Tetelbaum. Adv. Mater. Technol., **5**, 1900607 (2020).
[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).
[9] J. del Valle, J.G. Ramirez, M.J. Rozenberg, I.K. Shuller. J. Appl. Phys., **124**, 211101 (2018).
[10] Y. Li, Z. Wang, R. Midya, Q. Xia, J.J. Yang. J. Phys. D: Appl. Phys., **51**, 503002 (2018).
[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).
[12] J.-Y. Chen, C.-W. Huang, C.-H. Chiu, Y.-T. Huang, W.-W. Wu. Adv. Mater., **27**, 5028 (2015).
[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).
[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).
[15] 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. Granovskiy, P.K. Kashkarov, M.V. Kovalchuk, V.V. Rylkov. Phys. Rev. Applied **14**, 034016 (2020).
[16] K.E. Nikiruy, A.V. Emelyanov, V.A. Demin, A.V. Sitnikov, A.A. Minnekhanov, V.V. Rylkov, P.K. Kashakrov, M.V. Kovalchuk. AIP Advances, **9**, 065116 (2019).
[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).
[18] K.E. Nikiruy, I.A. Surazhevsky, V.A. Demin, A.V. Emelyanov. Phys. Status Solidi A, **217**, *18*, 1900938 (2020).
[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 and Fractals, **146**, 110890 (2021).
[20] А.В. Ситников. Материаловедение, **3**, 49, (2010)
[21] С.А. Гриднев, Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, О.В. Стогней. Нелинейные явления в нано- и микрогетерогенных системах, ООО „Издательство „БИНОМ. Лаборатория знаний". Москва. (2012), С. 358
[22] А.В. Ситников, Ю.Е. Калинин, И.В. Бабкина, А.Е. Никонов, А.Р. Шакуров, М.Н. Копытин. Физика твердого тела, **66**, *10*, 1713 (2024).
[23] O.N. Gorshkov, I.N. Antonov, A.I. Belov, A.P. Kasatkin, A.N. Mikhaylov. Tech. Phys. Lett. **40**, 101 (2014).
[24] D.V. Guseinov, D.I. Tetelbaum, A.N. Mikhaylov, A.I. Belov, M.E. Shenina, D.S. Korolev, I.N. Antonov, A.P. Kasatkin, O.N. Gorshkov, E.V. Okulich, V.I. Okulich, A.I. Bobrov, N.V. Malekhonova, D.A. Pavlov, E.G. Gryaznov. Int. J. Nanotechnol. **14**, 604 (2017).
[25] A.N. Mikhaylov, M.N. Koryazhkina, D.S. Korolev, A.I. Belov, E.V. Okulich, V.I. Okulich, I.N. Antonov, R.A. Shuisky, D.V. Guseinov, K.V. Sidorenko, M.E. Shenina, E.G. Gryaznov, S.V. Tikhov, D.O. Filatov, D.A. Pavlov, D.I. Tetelbaum, O.N. Gorshkov, B. Spagnolo, A.V. Emelyanov, K.E. Nikiruy. Metal Oxides for Non-volatile Memory: Materials, Technology and Applications, Elsevier Inc., (2022), C. 109.
[26] M.A. Parkes, K. Refson, M. D'avezac, G.J. Offer, N.P. Brandon, N.M. Harrison. J. Phys. Chem. A, **119**, *24*, 6412 (2015).
[27] А.В. Ситников, Ю.Е. Калинин, И.В. Бабкина, А.Е. Никонов, Д.С. Погребной, А.Р. Шакуров. Журнал технической физики, **95**, *1*, 107 (2025).
[28] H. Yeon, P. Lin, C. Choi, S.H. Tan, Y. Park, D. Lee, J. Lee, F. Xu, B. Gao, H. Wu, H. Qian, Y. Nie, S. Kim, J. Kim. Nature Nanotechnology, **15**, 574 (2020)

Редактор В.В. Емцев