06

Влияние электрического поля на электротранспортные свойства нанокомпозитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$

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

[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 10 июля 2024 г.
В окончательной редакции 6 ноября 2024 г.
Принято к публикации 24 ноября 2024 г.

Представлены результаты исследований воздействия электрического тока на проводимость нанокомпозита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ в составе структуры металл/нанокомпозит/металл конденсаторного типа. Показано, что при большом токе измерений, когда приведенная мощность превышает $0.1\,W/mm^2$, пленка подвергается нагреву. При мощности больше чем $2\,W/mm^2$, температура образца достигает значений, которые приводят к необратимым изменениям структуры композита. Уменьшение плотности локализованных состояний в межгранульном диэлектрическом пространстве в процессе термического воздействия является определяющим фактором в снижении проводимости нанокомпозита.

Ключевые слова: резистивное переключение, мемристоры, нанокомпозит, электрические свойства.

DOI: 10.61011/JTF.2025.01.59467.223-24

Введение

Актуальность исследования мемристивных структур типа металл–диэлектрик–металл (М/Д/М), которые демонстрируют эффект обратимого резистивного переключения (РП), связана с перспективой их использования для создания элементов многоуровневой памяти и массивов мемристоров в матричном исполнении, имитирующих синапсы при построении нейроморфных вычислительных систем (НВС), что используется для решения задач искусственно интеллекта [1–4].

Как правило, РП в структурах на базе оксидов обусловлено либо процессами электромиграции вакансий кислорода в диэлектрической прослойке, либо образованием в слое диэлектрика каналов из катионов металла активного электрода (Cu, Ag) [5–8]. Данные механизмы приводят к формированию (разрушению) нитевидных проводящих каналов (филаментов) в диэлектрическом слое. Пространственное положение образующихся филаментов в значительной степени случайно и в большинстве случаев определяется дефектами в мемристорной структуре, что является одной из основных причин деградации свойств мемристоров при циклических РП [6,7].

Возможным путем решения указанной проблемы является использование нанокомпозита (НК) в качестве одного из электродов мемристорной структуры М/Д/М. В этом случае проводящие каналы формируются из соприкасающихся металлических гранул, которые задают поверхностную концентрацию и пространственное расположение образующихся в диэлектрической прослойке филаментов. Как показали исследования, в структурах М/НК/М на основе НК $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(LiNbO_3)_{100-x}$ удалось реализовать эффект биполярного резистивного переключения с величиной отношения высокоомного (Roff) к низкоомному (Ron) резистивных состояний Roff/Ron ≈ 100, который хорошо воспроизводился при числе циклов РП $> 10^5$ [9–12]. В этом случае на начальной стадии роста нанокомпозита было обнаружено формирование диэлектрической прослойки ($LiNbO_3$) толщиной 10–15 nm на нижнем металлическом электроде в результате процесса самоорганизации [13,14].

Подобные свойства обнаружены в целом ряде структур М/НК/Д/М, где в качестве НК выступает $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$, а диэлектриком $LiNbO_3$, $ZrYO_2$, $HfBO_2$, $TiYO_2$ и др. (данные исследования готовятся к печати). Мемристивные свойства данных структур определяются процессами формирования проводящих филаментов в диэлектрической прослойке и формированием системы проводящих каналов в НК. С другой стороны, почти нет данных о возможных изменениях электрических свойств НК в диапазоне рабочих значений токов и напряжений, используемых для формирования РП в указанных мемристивных структурах.

Целью настоящей работы являлось выявление основных механизмов изменения электрических свойств НК при воздействии электрического тока различной плотности в перпендикулярном к плоскости пленки направлении.

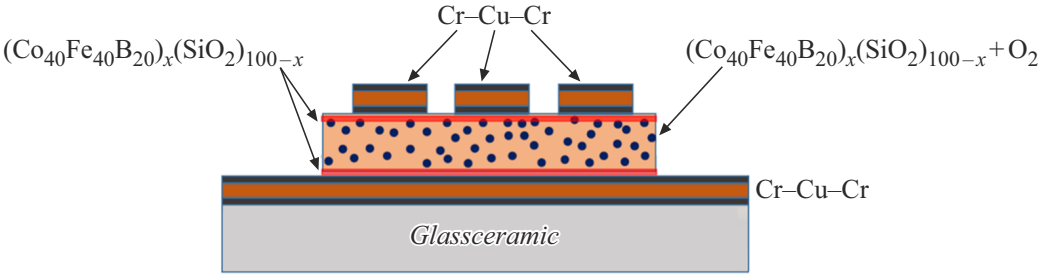

Рис. 1. Топология экспериментальных образцов М/НК/Д/М.

1. Образцы и методика их исследования

Методом ионно-лучевого распыления были получены конденсаторные структуры М/НК/М, где в качестве НК выступали пленки $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ (далее для краткости будем обозначать эти композиты, как $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$). В качестве слоев металлических электродов (М) использовались трехслойные проводники Cr–Cu–Cr (рис. 1).

Для получения экспериментальных образцов использовали три технологических операции ионно-лучевого распыления. На первом этапе на ситалловые подложки осаждали многослойную структуру Cr–Cu–Cr. Выбор многослойной конфигурации металлического электрода позволяет, с одной стороны, защитить медную пленку 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. Перед напылением проводили ионную очистку поверхности подложки, после чего пластины перемещались в позицию распыления мишени (Cr), где осуществлялось осаждение металлической пленки хрома толщиной ~ 100 nm в течение 10 min. Затем с помощью подложкодержателя с управляемым вращением перемещали образцы в зону распыления мишени (Cu), где осуществлялось осаждение пленки меди толщиной ~ 1000 nm в течение 30 min, после чего повторяли операцию нанесения Cr (~ 100 nm в течение 10 min).

На втором этапе ситалловые подложки с нанесенным металлическим покрытием (4 пластины размером 60×48 mm) располагались в ряд для получения площади поверхности осаждения 240×48 mm. Сверху подложки закрывали теневым экраном с отверстиями диаметром 8 mm, расположенными в 24 ряда по 6 отверстий в ряду. Осаждение пленки НК осуществлялось из составной мишени, где на пластине сплава $Co_{40}Fe_{40}B_{20}$ размером $280 \times 80 \times 10$ mm располагались неравномерно 13 навесок монокристаллического кварца размером $80 \times 10 \times 2$ mm. Такая компоновка мишени позволяет плавно и непрерывно изменять концентрацию металлической фазы композита на поверхности подложек в зависимости от расположения подложка–мишень [15,16].

При синтезе слоя НК в атмосферу рабочего газа ($P_{Ar} \approx 3.9 \cdot 10^{-4}$ Torr) добавляли кислород с давлением $P_{O_2} \approx 0.9 \cdot 10^{-5}$ Torr. За время напыления 15 min формировалась пленка толщиной ~ 250 nm. Для формирования омического контакта с металлическими электродами первые и последние 20 s композит напылялся без подачи реактивного газа. Изменение концентрации металлической фазы в композите составило от 14 до 39 at.%.

Верхние контактные площадки многослойной структуры Cr–Cu–Cr наносили через металлическую маску с отверстиями в виде овала размером 0.5×0.2 mm по технологии, описанной выше.

До начала процесса напыления внутри вакуумной установки формировалось разряжение не менее $1 \cdot 10^{-6}$ Torr. В процессе напыления использовались особо чистые газы (не менее 99.999% основного вещества), осуществлялась ионная очистка поверхности мишеней и подложек.

Элементный состав НК определяли стандартным методом электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа с помощью энергодисперсионной рентгеновской приставки Oxford INCA Energy 250 на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM-6380 LV. Точность определения состава образцов определялась их размером, дискретностью расположения на подложках и составляла ± 1 at.%.

Измерение вольт-амперных характеристик (ВАХ) структур М/НК/М 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 $0 \to +U_{max} \to -U_{max} \to 0$ V с шагом 0.1 V. Скорость изменения напряжения составляла 10 V/s.

Исследуемые образцы последовательно, как приведено ниже и на рис. 2, подвергались токовому воздействию

с измерением напряжения на структуре с интервалом 1 s.

$$1\cdot10^{-5}\text{A}\to5\cdot10^{-5}\text{A}\to1\cdot10^{-4}\text{A}\to5\cdot10^{-4}\text{A}$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to5\cdot10^{-3}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to1\cdot10^{-2}\text{A}$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to2\cdot10^{-2}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to4\cdot10^{-2}\text{A}$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to6\cdot10^{-2}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to8\cdot10^{-2}\text{A}$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to1\cdot10^{-1}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to2\cdot10^{-1}A$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to3\cdot10^{-1}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to4\cdot10^{-1}\text{A}$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to5\cdot10^{-1}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to6\cdot10^{-1}\text{A}$$
$$\to1\cdot10^{-3}\text{A}\to7\cdot10^{-1}\text{A}\to1\cdot10^{-3}\text{A}.$$

Продолжительность полевого воздействия на образец составляла 120 s с изменением полярности приложенного напряжения на структуре через 60 s. При превышении значения тока ограничения на образце $1\cdot10^{-3}$ A последующим шагом было приложение тока большего значения и вновь измерение электрических свойств НК при токе, равном $1\cdot10^{-3}$ A. Данное значение „реперного“ тока ограничения было выбрано экспериментально как величина воздействия, не вносящего существенного изменения в резистивные свойства НК. Разработанный алгоритм токового воздействия на образец, с одной стороны, позволяет наблюдать динамику резистивных изменений в пленке НК при токовом воздействии, а с другой — фиксировать степень изменения сопротивления образца после токовой нагрузки в одинаковых условиях измерения, не влияющих на возможные структурные изменения.

Величина удельного электрического сопротивления композита измерялась при токе ограничения $1\cdot10^{-3}$ A с учетом сопротивления металлических контактов структуры.

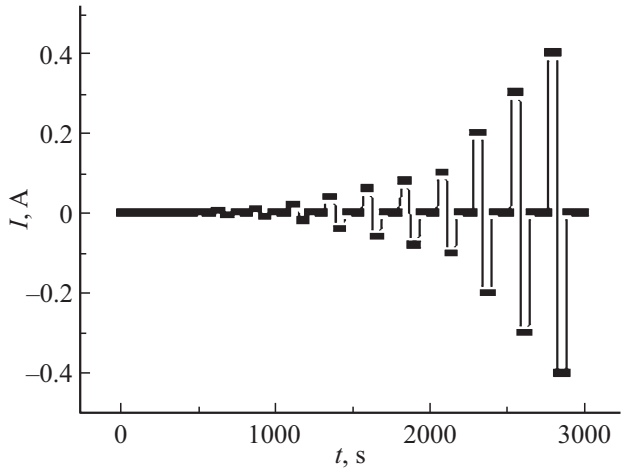

Рис. 2. Временная зависимость электрического воздействия на структуру М/НК/М.

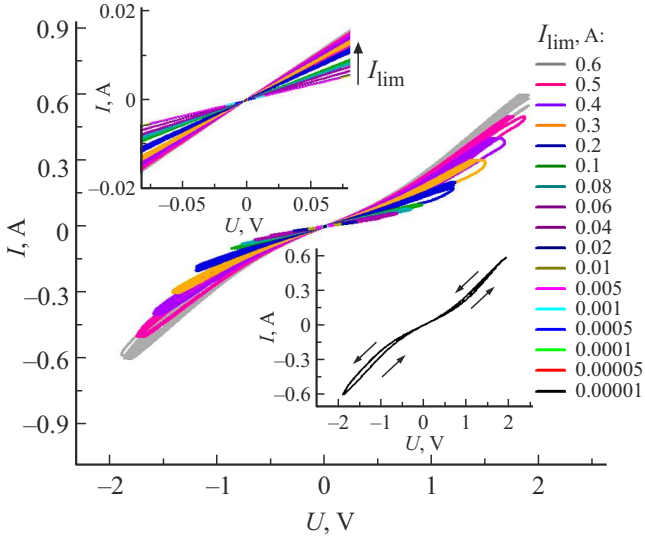

Рис. 3. ВАХ элементов Cr/Cu/Cr/$(CoFeB)_{26.4}(SiO_2)_{73.6}$/Cr/Cu/Cr/ситалл.

2. Результаты измерений

Во всем исследуемом диапазоне концентраций металлической фазы композита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ при токах ограничения $1\cdot10^{-3}$ A наблюдается линейная зависимость ВАХ исследуемых структур М/НК/М, что свидетельствует об омическом контакте НК/М. При более высоких значениях тока линейность ВАХ нарушается, проявляется гистерезис как со стороны положительной, так и отрицательной ветвей зависимости, направленный в сторону увеличения значения тока (рис. 3). Также можно видеть существенное увеличение угла наклона зависимости в точке начала координат при увеличении тока ограничения представленных ВАХ.

Из зависимости $\rho(x)$ видно, что удельное электрическое сопротивление композита меняется на два порядка величины в диапазоне концентрации металлической фазы от 12 до 40 at.%, что является характерной особенностью наноструктурированных гетерогенных систем металл–диэлектрик (рис. 4) [17].

Для выявления причин изменения угла наклона ВАХ при пересечении начала координат характеристик появления существенной нелинейности и гистерезиса проводимости зависимостей $I(U)$ были проведены измерения электрического сопротивления системы Cr/Cu/Cr/$(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$/Cr/Cu/Cr/ситалл при приложении различных токов к образцам в квазистатическом режиме (рис. 5). Алгоритм измерения описан выше в разд. 1.

Видно, что при малых значениях тока ограничения (до $5\cdot10^{-3}$ A) величина электрического сопротивления композита не изменяется. При относительно больших значениях I величина R уменьшается с ростом тока измерения. Но в некотором диапазоне значений токов данный процесс не влияет на электрическое сопротивление композита при фиксированном токе измерения

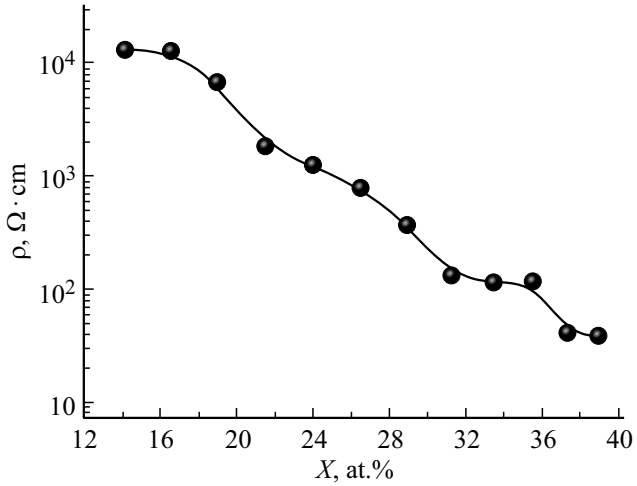

Рис. 4. Концентрационная зависимость удельного электрического сопротивления композита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$.

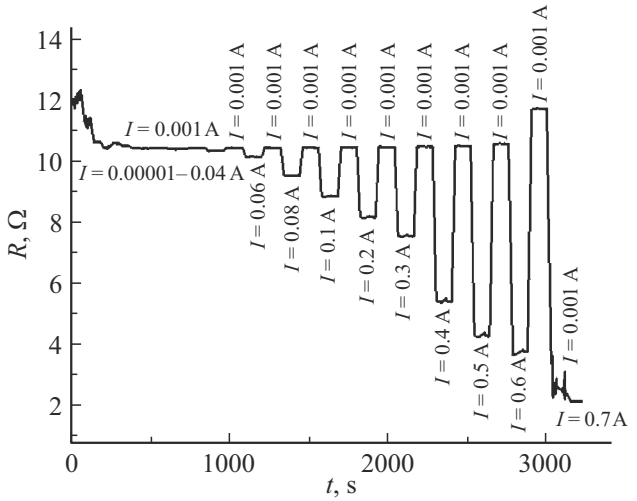

Рис. 5. Временная зависимость электрического сопротивления композита $(CoFeB)_{23.9}(SiO_2)_{76.1}$ при различных токах ограничения.

(10^{-3} A), принятом нами в качестве „реперного“ тока ограничения, однако данная ситуация изменяется при очень больших токах ограничения. В этом случае можно наблюдать процесс увеличения электрического сопротивления композита как в процессе токового воздействия, так и после него.

Из приведенной характеристики можно предположить наличие процесса резистивного нагрева исследуемой структуры. В этом случае удобно проводить анализ данных зависимостей электрического сопротивления структуры как функцию приведенной электрической мощности, рассеиваемой на пленке композита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ (рис. 6). Видно, что до $P < 0.1\,W/mm^2$ электрическое сопротивление пленки не изменяется. В диапазоне приведенной мощности от 0.1 до $2\,W/mm^2$ значения R понижаются, а при $P > 2\,W/mm^2$ наблюдается резкое повышение значения электрического сопротивления.

Если учесть, что во всем диапазоне исследуемых концентраций композита температурный коэффициент сопротивления имеет отрицательное значение (данные измерения не приводятся графически, но были проведены нами для всех исследуемых образцов), то становится понятным эффект понижения значений R в области удельной мощности от 0.1 до $2\,W/mm^2$ (рис. 6, область II). При $P > 2\,W/mm^2$ наблюдается значительное повышение значений R (рис. 6, область III), что невозможно объяснить простым понижением сопротивления при нагреве композита.

Для измерения электрического сопротивления образца после полевого воздействия был выбран ток ограничения 0.001 A, который находится в зоне I на рис. 6 и не приводит к значимому нагреву исследуемой структуры при всех концентрациях металлической фазы композита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$. При данном представлении $\rho(P)$ видно, что воздействие на образец в течение 120 s мощностью от 0.1 до $2\,W/mm^2$ не приводит к необратимым изменениям электрических свойств композита (рис. 7, зона II) и может свидетельствовать об умеренном нагреве пленки. Можно предположить, что увеличение ρ в области III рис. 6 вызвано структурными изменениями в исследуемом нанокомпозите, что приводит к необратимому изменению удельного электрического сопротивления (рис. 7, область III).

Из представленных экспериментальных результатов остаются не рассмотренными несколько вопросов: вызваны ли структурные изменения только термическим нагревом композита или совокупностью воздействий джоулевского тепла и присутствия электрического поля? Возможно ли повышение электрического сопротивления при термическом воздействии в композитах при 38.9 at.% > x > 28.9 at.%, где мы не доходили до приведенной мощности воздействия на образец, расположенной в зоне III?

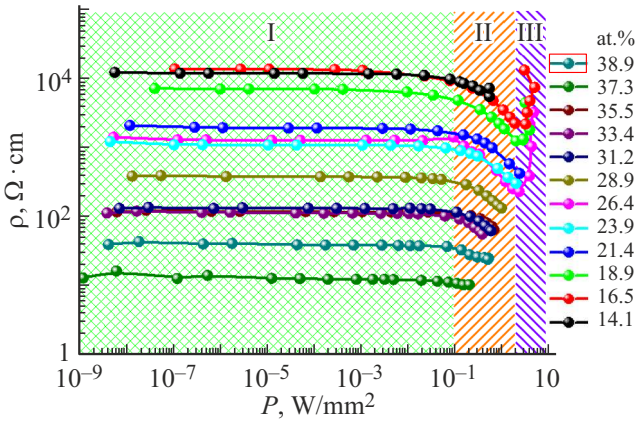

Рис. 6. Зависимость удельного электрического сопротивления нанокомпозитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ в процессе приложения нормированной мощности.

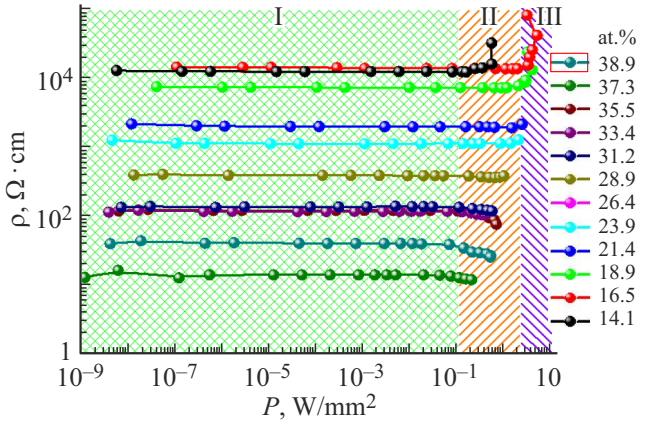

Рис. 7. Зависимость удельного электрического сопротивления нанокомпозитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ после воздействия приложенной нормированной мощности, измеренной при токе ограничения $1 \cdot 10^{-3}$ A.

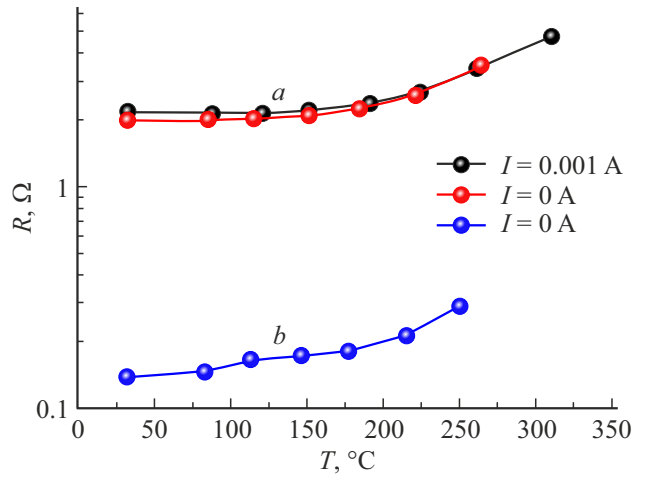

Рис. 8. Зависимость электрического сопротивления от температуры отжига композитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{28.9}(SiO_2)_{71.1}$ (*a*) и $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{38.9}(SiO_2)_{61.1}$ (*b*).

Для ответа на данные вопросы были проведены термические отжиги композитов $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{28.9}(SiO_2)_{71.1}$ и $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_{38.9}(SiO_2)_{61.1}$ при различных температурах в течение 60 min как в режиме без полевого воздействия, так и при приложении постоянного электрического поля, обеспечивающего ток измерения 0.001 A. Ток < 0.001 A не приводит к дополнительному резистивному нагреву образцов. Данные зависимости представлены на рис. 8. Обнаружено, что, начиная с температур 150–200°C, пленки композита $(Co_{40}Fe_{40}B_{20})_x(SiO_2)_{100-x}$ необратимо повышают свое электрическое сопротивление. Причем существенного влияния на данный процесс наличие электрического поля в процессе термообработки не оказывает. До температуры ~ 200°C нагрев не приводит к значительным изменениям электрических свойств исследуемых образцов.

3. Обсуждение полученных результатов

Нанокомпозиты металл–диэлектрик являются сложными неравновесными гетерогенными системами. В ходе исследования структуры и физических свойств композита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ было выявлено, что он состоит из металлических гранул размером 3–6 nm, хаотично внедренных в диэлектрическую матрицу [18,19]. Также было показано, что не все атомы металла сконцентрированы в гранулах, а достаточная их часть (до 10^{22} cm^{-3}) внедрена в диэлектрик [20,21]. Проводимость композитов до порога протекания при комнатной температуре осуществляется или по механизму прыжковой проводимости по локализованным состояниям между ближайшими соседними состояниями в диэлектрической матрице, или по механизму неупругого туннелирования между гранулами по всему объему диэлектрической матрицы [22,23]. Внедренные в диэлектрическую фазу атомы в процессе термического нагрева пленки нанокомпозита могут быть денуклеированны на поверхность металлических гранул. Это должно привести к увеличению объема гранул, понижению электрического сопротивления проводящей сетки металлических частиц и увеличению плотности каналов проводимости. Наша оценка расчетного изменения диаметра частиц композита $(CoFeB)_{20}(SiO_2)_{80}$ при концентрации растворенных частиц Co+Fe порядка 10^{22} cm^{-3} показала рост размера гранулы от 3 до 3.6 nm, расстояние между частицами уменьшилось с 1.7 до 1.1 nm. Это достаточно значимые изменения, способные оказать существенное влияние на электрические свойства пленок композита.

Еще одной из существенных причин изменения проводимости образцов является изменение концентрации дефектов между металлическими гранулами, которые могут выступать в качестве локализованных состояний электронов, участвующих в электропереносе. В результате теплового воздействия концентрация данных дефектов уменьшается, что приводит к увеличению электрического сопротивления гетерогенной структуры, перераспределению и уменьшению плотности каналов проводимости. Визуализация данного процесса представлена на рис. 9.

Основываясь на данных представлениях необратимые изменения ρ при приведенной мощности более 2 W/mm^2 можно соотнести с резистивным нагревом каналов проводимости до температур активного уменьшения числа дефектов, связанных с формированием локализованных электронных состояний в диэлектрической матрице нанокомпозита. Этот процесс является доминирующим в данном температурном диапазоне, так как эффекта от денуклиации растворенных в диэлектрической фазе атомов металла и уменьшения величины ρ мы не наблюдали.

Сделанные предположения позволяют объяснить явления „пробоя“, наблюдаемого в пленке нанокомпозита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ при измерении электрическо-

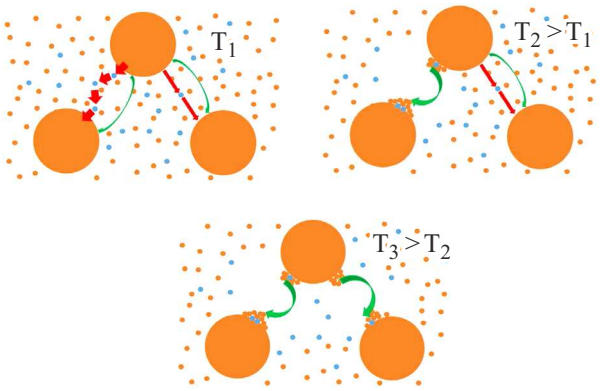

Рис. 9. Модельные представления относительного изменения вкладов в проводимость от туннелирования электронов из гранулы в гранулу (зеленые стрелки) и через локализованные состояния (красные стрелки) при термическом воздействии на пленку нанокомпозита.

го сопротивления в области высоких значений приведенной электрической мощности в режиме фиксации тока. Можно ожидать, что значительная температура в проводящем канале вызовет уменьшение количества локализованных состояний и, как следствие, уменьшит количество проводящих каналов, участвующих в электропереносе. Ток перераспределяется через меньшее число каналов проводимости путем повышения рабочего напряжения. Резистивный нагрев проводящих каналов увеличится, скорость аннигиляции локализованных состояний возрастает, и мы наблюдаем развитие классического лавинообразного процесса. Наконец, в одном из каналов температура достигает критического значения, когда происходит кристаллизация гетерогенной аморфной системы с образованием больших кристаллитов CoFe размером более толщины пленки ($\sim 0.1\,\mu$m), по которым происходит электроперенос. Сопротивление пленки нанокомпозита понижается, и мы наблюдаем эффект „пробоя“.

Другим интересным следствием данного процесса является его зависимость от теплопроводности подложки. Можно ожидать, что повышение теплопроводности основания структуры М/НК/М приведет к сдвигу критической удельной электрической мощности, рассеиваемой в пленке, необходимой для реализации процессов изменения плотности локализованных состояний в диэлектрической матрице в сторону больших значений.

Заключение

Наши исследования проводимости композита $(CoFeB)_x(SiO_2)_{100-x}$ в сильных электрических полях показали, что при большом токе измерений, когда приведенная мощность превышает $0.1\,W/mm^2$, пленка подвергается нагреву. При мощности больше, чем $2\,W/mm^2$, температура образца достигает значений, которые приводят к необратимым изменениям структуры композита. Доминирующим фактором изменения величины проводимости может являться уменьшение плотности локализованных состояний в межгранульном диэлектрическом пространстве. Процессы делокализации внедренных атомов металла в диэлектрической матрице, которые приводили бы к уменьшению электрического сопротивления образца и смене механизма проводимости, зафиксированы не были. Возможно, данные процессы протекают при одинаковых термических воздействиях, а эффект уменьшения плотности локализованных состояний оказывает более значительное воздействие на электрические свойства структуры.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00171.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] 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

[2] F. Zahoor, T.Z. Azni Zulkifli, F.A. Khanday. Nanoscale Res. Lett., **15**, 90 (2020). DOI: 10.1186/s11671-020-03299-9

[3] W. Huang, X. Xia, C. Zhu, P. Steichen, W. Quan, W. Mao, J. Yang, L. Chu, X. Li. Nano-Micro Lett., **13**, 85 (2021). DOI: 10.1007/s40820-021-00618-2

[4] M. Lanza, A. Sebastian, W.D. Lu, M.L. Gallo, M.-F. Chang, D. Akinwande, F.M. Puglisi, H.N. Alshareef, M. Liu, J.B. Roldan. Science, **376**, 1066 (2022). DOI: 10.1126/science.abj9979

[5] C. Li, M. Hu, Yu. Li, H. Jiang, N. Ge, E. Montgomery, Jm. Zhang, Wh. Song, N. Davila, C. Graves, Zh. Li, J. Strachan, P. Lin, Z. Wang, M. Barnell, Q. Wu, R. Williams, J. Yang, Qf. Xia. Nature Electr., **1**, 52 (2018). DOI: 10.1038/s41928-017-0002-z

[6] D. Ielmini. Semicond. Sci. Technol, **31**, 063002 (2016). DOI: 10.1088/0268-1242/31/6/063002

[7] J.S. Lee, S. Lee, T.W. Noh. Appl. Phys. Rev., **2** (3), 031303 (2015). DOI: 10.1063/1.4929512

[8] J.J. Yang, D.B. Strukov, D.R. Stewart. Nature Nanotech., **8**, 13 (2013). DOI: 10.1038/nnano.2012.240

[9] В.В. Рыльков, С.Н. Николаев, В.А. Демин, А.В. Емельянов, А.В. Ситников, К.Э. Никируй, В.А. Леванов, М.Ю. Пресняков, А.Н. Талденков, А.Л. Васильев, К.Ю. Черноглазов, А.С. Веденеев, Ю.Е. Калинин, А.Б. Грановский, В.В. Тугушев, А.С. Бугаев. ЖЭТФ, **153** (3), 424 (2018). DOI: 10.7868/S0044451018030094 [V.V. Rylkov, S.N. 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.S. Vedeneev, Yu.E. Kalinin, A.B. Granovsky, V.V. Tugushev, A.S. Bugaev. J. Exp. Theor. Phys., **126**, 353 (2018). DOI: 10.1134/S1063776118020152]

[10] 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]

[11] К.Э. Никируй, А.В. Емельянов, В.А. Демин, В.В. Рыльков, А.В. Ситников, П.К. Кашкаров. Письма в ЖТФ, **44** (10), 20 (2018). DOI: 10.21883/PJTF.2018.10.46095.17099 [K.E. Nikiruy, A.V. Emelyanov, V.A. Demin, V.V. Rylkov, A.V. Sitnikov, P.K. Kashkarov. Tech. Phys. Lett., **44**, 416 (2018). DOI: 10.1134/S106378501805022X]

[12] V.V. Rylkov, A.V. Sitnikov, S.N. Nikolaev, V.A. Demin, A.N. Taldenkov, M.Yu. Presnyakov, A.V. Emelyanov, A.L. Vasiliev, Yu.E. Kalinin, A.S. Bugaev, V.V. Tugushev, A.B. Granovsky. JMMM, **459**, 197 (2018). DOI: 10.1016/j.jmmm.2017.11.022

[13] 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

[14] 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

[15] 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]

[16] N. Domracheva, M. Caporali, E. Rentschler. *Novel Magnetic Nanostructures: Unique Properties and Applications* (Elsevier, 2018)

[17] O.V. Stognei, Yu.E. Kalinin, A.V. Sitnikov, I.V. Zolotukhin, A.V. Slyusarev. Phys. Metals Metallography, **91** (1), 21 (2001).

[18] А.В. Ситников. Материаловедение, **3**, 49 (2010).

[19] Yu.E. Kalinin, A.T. Ponomarenko, A.V. Sitnikov, O.V. Stognej. Fizika i khimiya obrabotki materialov, **5**, 14 (2001).

[20] 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

[21] 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

[22] Ю.Е. Калинин, А.М. Кудрин, М.Н. Пискарева, А.В. Ситников, А.К. Звездин. Перспективные материалы, **3**, 1 (2007).

[23] Ю.Е. Калинин, А.В. Ситников, О.В. Стогней. Вестник Воронежского гос. тех. ун-та, **3** (11), 6 (2007).