

УСТРОЙСТВА И ИЗДЕЛИЯ НА ОСНОВЕ НАНОМАТЕРИАЛОВ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

УДК 539.231

МЕМРИСТИВНЫЙ ЭФФЕКТ В СТРУКТУРАХ Ta/TaO_x/Ta, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМ СИНТЕЗОМ

© 2021 г. Л. С. Паршина^{1,*}, Д. С. Гусев¹, О. Д. Храмова¹, А. С. Поляков¹,
Н. Н. Елисеев¹, О. А. Новодворский¹

¹ Институт проблем лазерных и информационных технологий РАН – филиал ФНИЦ “Кристаллография и фотоника”
РАН, Шатура, Россия

*E-mail: parshinaliubov@mail.ru

Поступила в редакцию 14.06.2021 г.

После доработки 12.07.2021 г.

Принята к публикации 19.07.2021 г.

При разработке элементов нейроморфных систем исследуются различные материалы, обеспечивающие создание энергозависимых и энергонезависимых мемристорных структур. Методом импульсного лазерного осаждения в бескапельном режиме с применением масочных технологий получены тонкие пленки TaO_x, а также мемристорные структуры в кроссбар-геометрии на их основе. Тонкие пленки TaO_x получены при различной (25 и 350°C) температуре подложки сапфира, давлении кислорода в вакуумной камере (от 0.5 до 80 мторр) и длине волны аблирующего излучения (248 и 532 нм). Рентгеноструктурные исследования пленок с высоким разрешением позволили определить условия получения пленок с образованием нанокристаллитов и зависимость размеров нанокристаллитов от условий получения. Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии определен состав пленок и степени окисления тантала. Двухзондовым методом исследовали вольт-амперные характеристики (ВАХ) пленок при униполярном и биполярном сканировании напряжения. Выявлен энергонезависимый мемристовый эффект в тонкопленочных структурах Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ при измерениях ВАХ в плоской и кроссбар-геометрии.

DOI: 10.1134/S1992722321060182

ВВЕДЕНИЕ

Интерес к мемристорам вызван возможностью их применения в устройствах энергонезависимой памяти и в нейроморфных системах. На основе мемристорных структур создаются новые типы элементов искусственного интеллекта – нейристоры и синапторы, выполняющие функции искусственных синапсов и нейронов человеческого мозга [1–4]. В настоящее время ведутся активные исследования различных материалов для создания базовых элементов нейроморфных систем [5–8]. Исследуются мемристовые устройства на оксидах переходных металлов для резистивной оперативной памяти (ReRAM) и элементов нейроморфных систем [9–13]. Интерес к оксидам переходных металлов вызван тем, что они обладают относительной простотой состава и, как следствие, возможностью синтеза различными методами. Оксид тантала – один из наиболее популярных материалов, стехиометрией которого можно управлять в относительно широком диапазоне значений во время роста тонких пленок, что существенно при создании мемристора на его основе. Тонкие пленки оксида тантала могут быть получены различными методами [13–15], в том чис-

ле импульсным лазерным осаждением (ИЛО) [16]. При синтезе тонких пленок оксида тантала метод ИЛО в бескапельном режиме обеспечивает устранение попадания капель на пленку при абляции металлической мишени Ta излучением лазеров с различной длиной волны. Известно, что энергия осаждаемых частиц играет ключевую роль в кинетике роста пленки, обеспечивая усиление диффузии атомов или генерацию предпочтительных мест адсорбции [17], а метод ИЛО позволяет управлять энергией частиц факела в широком диапазоне, не доступном другим методам [18]. Энергия частиц на поверхности растущей пленки зависит также от давления буферного газа. Энергия осаждаемых частиц уменьшается при увеличении давления из-за столкновений с молекулами буферного газа [19]. Когда длина свободного пробега соизмерима с расстоянием от мишени до подложки, частицы факела не теряют энергию на столкновения с частицами буферного газа и их энергетический спектр управляется плотностью энергии лазерного излучения на мишени [18, 19]. Методом рентгеновской дифракции в [20, 21] проводились структурные исследования пленок TaO_x, применяемых в качестве ак-

МЕТОДЫ

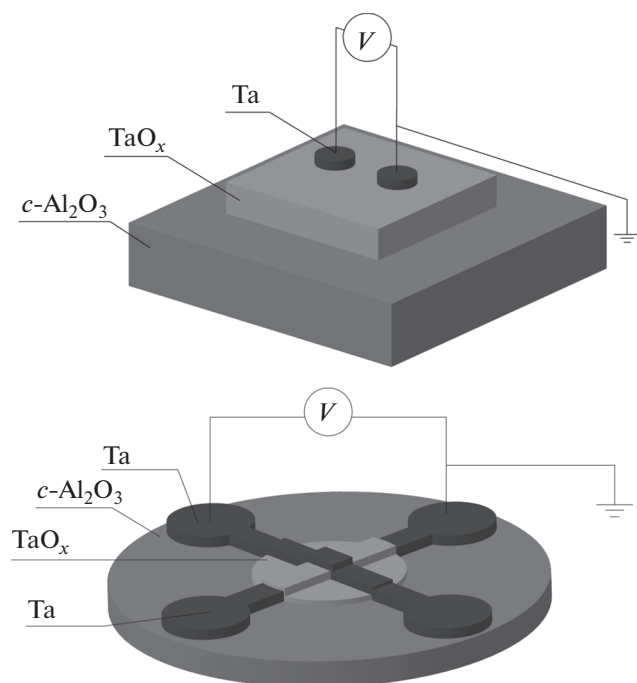


Рис. 1. Схематическое изображение мемристорных устройств на подложке $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ и схема измерения ВАХ: а – плоская геометрия $\text{Ta}/\text{TaO}_x/c\text{-Al}_2\text{O}_3$; б – кроссбар-геометрия $\text{Ta}/\text{TaO}_x/\text{Ta}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$.

тивной области мемристора. Обнаружены два хорошо разрешенных пика дифракции от поликристаллических пленок в диапазоне углов 2θ от 20° до 30° в пленках TaO_x , полученных при температуре 700°C . В настоящей работе проведены рентгеноструктурные исследования пленок, полученных при комнатной температуре и при 350°C . Изменения сопротивления мемристоров с комбинацией энергозависимого и энергонезависимого характера поведения, вызванного окислением металлических электродов, наблюдались в [22] для пленок оксида тантала. Однако сравнительных наблюдений мемристорного поведения пленок (с использованием двух зондов) и мемристоров в кроссбар-геометрии с таким же оксидом, насколько известно, проведено не было.

Цель настоящей работы – импульсное лазерное осаждение в бескапельном режиме [23] тонких пленок TaO_x и исследование резистивного переключения мемристоров на их основе в плоской и кроссбар-геометрии методом вольт-амперной характеристики (ВАХ) при униполярном и биполярном режимах прикладываемого напряжения в зависимости от длины волны аблирующего излучения при синтезе активной области мемристора, температуры подложки и степени окисления TaO_x .

Тонкие пленки TaO_x толщиной $d = 20\text{--}302$ нм и мемристоры структуры $\text{Ta}/\text{TaO}_x/\text{Ta}/c\text{-Al}_2\text{O}_3$ получены методом ИЛО в бескапельном режиме при абляции металлической мишени Ta излучением Krf-лазера ($\lambda = 248$ нм) (Lambda Physik, Германия) и второй гармоники YAG:Nd³⁺-лазера ($\lambda = 532$ нм) (Линкс 2000, Россия) при температуре подложки $c\text{-Al}_2\text{O}_3$ 25 и 350°C . Давление кислорода в вакуумной камере в процессе роста пленок изменялось в диапазоне от 0.5 до 80 мторр. Плотность энергии лазерного излучения на мишени составляла не менее 2.5 Дж/см² при частоте следования импульсов 10 Гц. Подложки располагались на расстоянии 50 мм от мишени. Во избежание попадания капель на растущую пленку между мишенью и подложкой размещался механический сепаратор, устранивший попадание капель на пленку [23]. Мемристорные структуры формировали в плоской и кроссбар-геометрии с использованием прецизионных масок (рис. 1). Поперечная площадь мемристора в кроссбар-геометрии составляла 100×100 мкм. Пленки Ta в качестве электродов толщиной от 40 до 150 нм осаждались в вакууме $\sim 10^{-7}$ торр, который достигался с помощью турбомолекулярного и криогенного насосов.

Структурные характеристики полученных пленок исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра MiniFlex-600 ($\lambda = 0.1541$ нм) (Rigaku Corporation, Япония). Толщины синтезированных пленок измеряли с помощью модифицированного оптического интерферометра МИИ 4 ($\lambda = 605$ нм) (ЛМО, Россия). Рентгеновские фотоэлектронные спектры (РФЭС) пленок регистрировали на фотоэлектронном спектрометре Axis Ultra DLD (AlK_α) (Kratos Analytical, Великобритания). Полученные мемристоры исследовали при комнатной температуре на стенде для измерения ВАХ тонкопленочных структур с использованием двухканального генератора/измерителя Keithley 2636B (Keithley, США) со встроенным импульсным источником питания и прецизионной двухзондовой системой позиционирования DCM 210 (Cascade Microtech, США) при униполярном и биполярном режимах прикладываемого напряжения.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Пленки TaO_x . Рентгеноструктурные исследования тонких пленок TaO_x , полученных при одинаковой температуре 350°C и давлении кислорода 0.5, 1.0, 10.0 и 80 мторр, позволили установить логарифмическую зависимость величины пика и размера нанокристаллитов от давления буферного газа кислорода. Относительная высота пиков и размеры нанокристаллитов, полученных в ре-

Таблица 1. Размеры и относительная величина пиков нанокристаллитов в пленках TaO_x

Пленка	T _s , °C	P O ₂ , мторр	пик 35.88		пик 37.70		пик 39.42	
			d, нм	h, отн. ед.	d, нм	h, отн. ед.	d, нм	h, отн. ед.
1	350	0.5	52.1	217	72.61	118	40.3	180
2	25	0.5	30.8	216	37.9	138	94	163
3	350	1.0			75.9	74		
4	350	5.0						
5	350	10.0			88.1	42		
6	350	50.0	39.65	77	83.52	130		
7	350	80			92.78	41		
8	25	5.0	33.3	43	43.9	55	44.5	22
9	25	10.0						
10	25	50.0	22.0	90	53.87	148	26.44	87
11	25	0.5	30.84	150	39.9	197	28.1	207
12	350	0.5			93	85		
13	25	50.0						

Примечание. Приведены условия получения пленок (температура подложки и давление кислорода в камере при осаждении).

зультате рентгеноструктурных исследований пленок в интервале углов 2θ от 30° до 40° , приведены в табл. 1. Эта зависимость может быть связана с энергией осаждающихся частиц на поверхности растущей пленки, зависящей от давления буферного газа. Энергия осаждаемых частиц уменьшается при увеличении давления из-за столкновений с молекулами буферного газа. Известно, что энергия осаждаемых частиц играет ключевую роль в кинетике роста пленки, обеспечивая усиление диффузии атомов или генерацию предпочтительных мест адсорбции [17]. Длина свободного пробега при давлении 0.5 мторр соизмерима с расстоянием от мишени до подложки в проведенных экспериментах, и частицы факела не теряют энергию на столкновения с частицами буферного газа [18, 19]. Амплитуда рефлексов кристаллитов в пленках, полученных при комнатной температуре, также уменьшается с ростом давления [24]. Отметим, что при низкой температуре подложки сильнее проявляется зависимость величины пиков нанокристаллитов от энергии осаждающихся частиц, которая растет при увеличении длины волны аблюющего излучения. Амплитуда рефлексов от пленки TaO_x, полученной при абляции излучением 532 нм, больше, чем от пленки, полученной при абляции излучением 248 нм. При одинаковом давлении кислорода (10 мторр) проявляется влияние температуры подложки – полученная при комнатной температуре пленка рентгеноаморфна в отличие от пленки, полученной при 350°C , где имеются нанокристаллиты TaO_x. Полученные в настоящей работе размеры нанокристаллитов согласуются с результатами [25].

Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии определен состав пленок и степени окисления тантала. Условия получения пленок и РФЭС полученных пленок приведены в табл. 2. РФЭС орбитали Ta4f образцов были разложены на компоненты, отвечающие состояниям тантала в степенях окисления +1, +2, +3 и +5. Полученные результаты хорошо коррелируют с умеренными значениями удельного сопротивления пленок (табл. 2). Максимальные концентрации атомов тантала в степенях окисления +1, +2, +3 наблюдались в пленках TaO_x, полученных при давлении кислорода 0.5 мторр при абляции излучением с длиной волны как 248, так и 532 нм, причем для большей длины волны процентное содержание слабо окисленных атомов Ta выше. В то же время зависимость процентного содержания различных окисленных состояний тантала от температуры подложки слабая.

Мемристоры в плоской геометрии. Мемристивное поведение ВАХ наблюдали на структурах в плоской геометрии, в которых в качестве активной области использовались пленки TaO_x с удельным сопротивлением меньше 1 Ом см.

Пленки TaO_x, полученные при одинаковом давлении кислорода 0.5 мторр и температуре 350°C независимо от длины волны аблюющего излучения, содержат большой процент ионов тантала в слабоокисленных состояниях. На рис. 2 в полулогарифмических координатах представлены униполярные ВАХ мемристоров в плоской геометрии, в которых в качестве активной области использовались пленки TaO_x, полученные при давлении 0.5 мторр и температуре 350°C из-

Таблица 2. Условия получения и РФЭС пленок

Пленка	ρ , Ом см	λ , нм	T , °С	p , мторр	d , нм	РФЭС орбитали Ta4f, %			
						Ta ⁺	Ta ²⁺	Ta ³⁺	Ta ⁵⁺
1	3.6×10^{-3}	248	350	0.5	168	6	11	9	74
2	3.4×10^{-3}	248	25	0.5	95	2	10	11	77
3	9.9×10^{-2}	248	350	1.0	122	0	1	2	97
4	2.59×10^1	248	350	5.0	190	0	4	8	88
5	5.53×10^2	248	350	10.0	138	0	0	0	100
6	6.85×10^4	248	350	50.0	255	0	0	0	100
7	5.79×10^4	248	350	80	227	0	2	5	93
8	1.3×10^{-1}	248	25	5.0	302	2	10	12	76
9	2.36×10^2	248	25	10.0	287	0	2	8	90
10	1.0×10^4	248	25	50.0	117	0	0	0	100
11	9.3×10^{-4}	532	25	0.5	20	10	11	7	72
12	7.0×10^{-3}	532	350	0.5	30	7	11	9	73
13	2.49×10^4	532	25	50.0	30	0	0	0	100

лучением 248 и 532 нм (пленки 1 и 12 в табл. 2). Обе ВАХ демонстрируют мемристивный эффект энергонезависимого типа при последовательном униполярном сканировании напряжения от нуля до 3 В. Пороговое напряжение переключения обоих мемристоров находится в окрестности 1.75 В. Мемристор с активной областью, полученной излучением 248 нм, в процессе униполярного цикла переходит из высокоомного (20 кОм) в

проводящее состояние (2.3 кОм), а мемристор с активной областью, полученной излучением 532 нм, в результате приложения униполярного циклического напряжения, напротив, переходит из проводящего (18 кОм) в высокоомное состояние (562 кОм). Видно, что в более тонкой пленке (пленка 12) с обедненным количеством кристаллитов исходное удельное сопротивление выше, чем в пленке 1 (табл. 2). Это сказывается на ВАХ мемристоров. Мемристор на пленке 1 переходит из высокоомного в проводящее состояние, а мемристор на пленке 12 – наоборот, и обход ВАХ имеет противоположное направление. Таким образом, размер и концентрация нанокристаллитов, присутствующих в активной области мемристора, влияют на величину и знак его резистивного переключения.

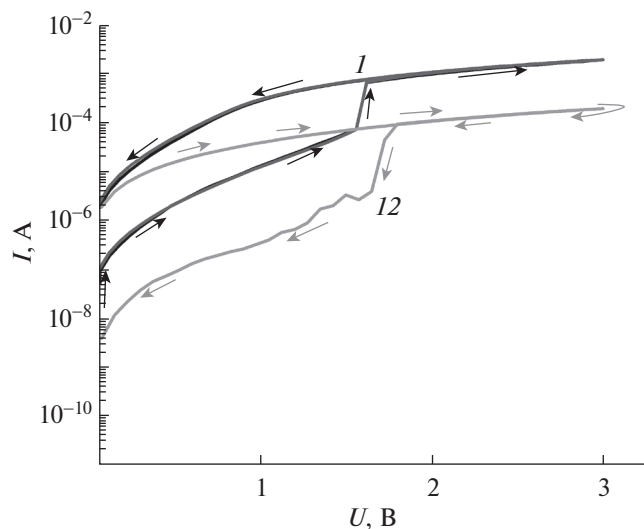


Рис. 2. ВАХ мемристоров в плоской геометрии с активной областью, полученной при давлении 0.5 мторр и температуре 350°С излучением 248 нм (пленка 1) и 532 нм (пленка 12), при униполярном сканировании напряжения от нуля до 3 В.

На рис. 3 приведены последовательные униполярные ВАХ мемристора на пленке TaO_x, полученной при давлении 1 мторр и температуре 350°С с незначительным отклонением от стехиометрии (пленка 3). Наблюдается слабо выраженный мемристивный эффект энергонезависимого характера. Видно, что при подаче следующего импульса напряжения изменение сопротивления начинается от предыдущего его значения, демонстрируя синаптическую пластичность мемристора энергонезависимого типа. Это связано с постепенным формированием филаментов [14, 26] и заполнением ловушек в пленке TaO_x [27]. При этом максимальный ток каждого последующего цикла возрастает. Зависимость сопротивления мемристора от времени для шести последователь-

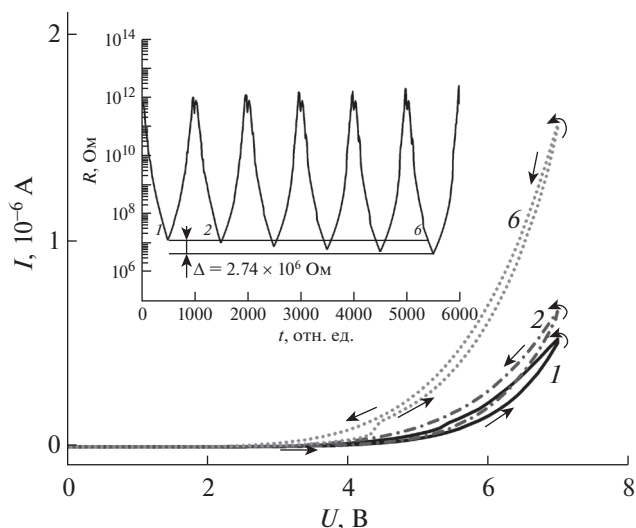


Рис. 3. Последовательные униполярные ВАХ мемристора на пленке TaO_x, полученной при давлении 1 мторр и температуре 350°C при сканировании напряжения в диапазоне 0–7 В. На вставке – зависимость сопротивления мемристора от времени для шести последовательных униполярных циклов.

ных униполярных циклов представлена на вставке рис. 3.

Мемристоры в кроссбар-геометрии. В качестве активной области мемристоров Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ в кроссбар-геометрии использовались пленки TaO_x толщиной 18 и 63 нм, полученные при комнатной температуре и давлении кислорода в камере 5 мторр. Биполярные ВАХ мемристора с толщиной оксидного слоя 18 нм представлены кривыми энергонезависимого типа (рис. 4). Для более толстого оксидного слоя TaO_x, полученного при таких же условиях, мемристор при биполярном сканировании напряжения демонстрирует асимметричные ВАХ (рис. 5). Направление обхода ВАХ в положительной и отрицательной области напряжений происходит против часовой стрелки. Таким образом, мемристор с классическим поведением получен только для малых толщин оксидного слоя. Для больших толщин имеем двойственность поведения мемристоров.

На мемристор, выполненный в кроссбар-геометрии, оксидный слой которого осаждали излучением с длиной волны 532 нм при давлении кислорода 5 мторр и температуре 25°C, подавали униполярное циклическое напряжение, последовательно увеличивая амплитуду. Сначала подавались несколько циклов напряжения от нуля до +1 В и от +1 В до нуля. При каждом последующем цикле максимальный ток мемристора уменьшался. При амплитуде напряжения +2 В ситуация повторилась, ток при максимальном напряжении уменьшался. На рис. 6 представлены ВАХ мемри-

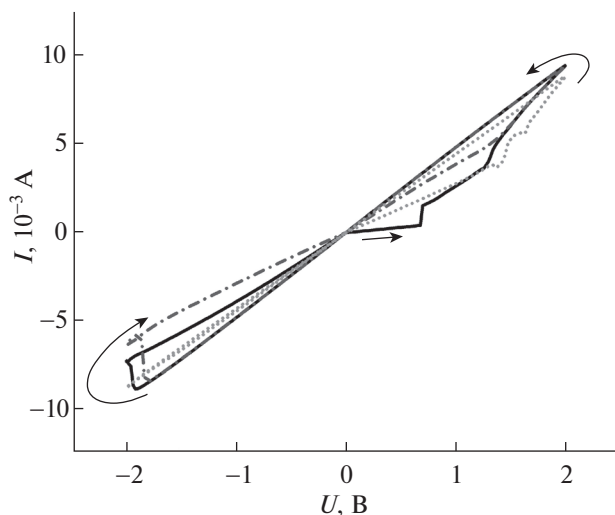


Рис. 4. Биполярные ВАХ мемристора Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ в кроссбар-геометрии с толщиной оксидного слоя 18 нм. Условия получения оксидного слоя – давление кислорода 5 мторр и температура 25°C. Абляция мишени излучением 248 нм.

стора при подаче последовательных циклов униполярного напряжения амплитудой +3 В. Изначально все они имеют энергонезависимый характер. Каждая кривая в своем начальном участке повторяла конечный участок предыдущей ВАХ. При этом с каждым циклом максимальный ток продолжал снижаться. Однако после некоторого

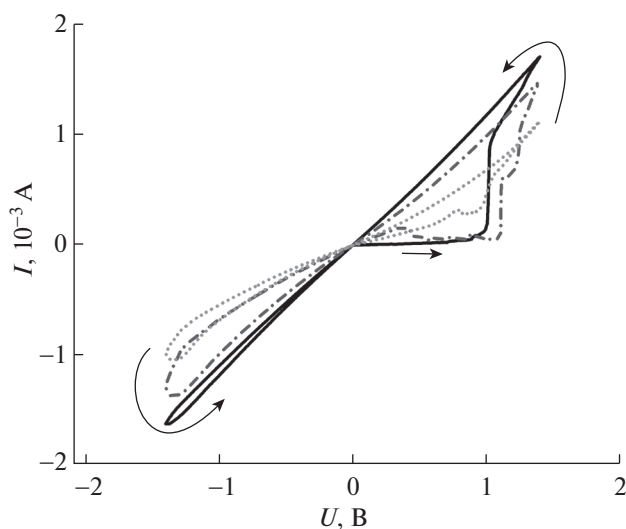


Рис. 5. Биполярные асимметричные ВАХ мемристора Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ в кроссбар-геометрии с толщиной оксидного слоя 63 нм. Условия получения оксидного слоя – давление кислорода 5 мторр, температура 25°C. Абляция мишени излучением 248 нм.

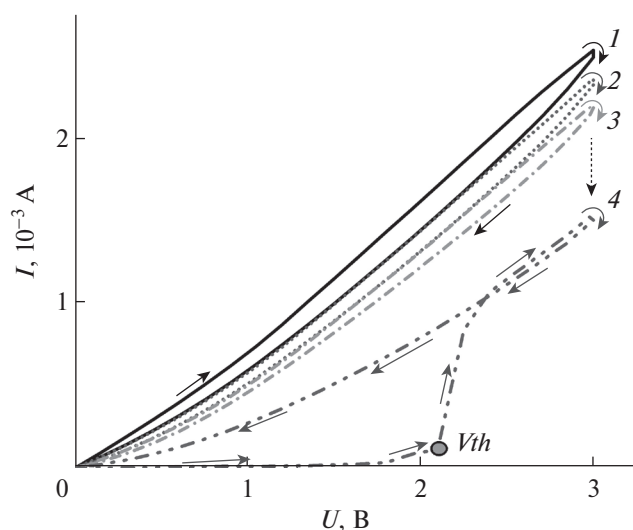


Рис. 6. Последовательные ВАХ мемристора Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ в кроссбар-геометрии при подаче нескольких циклов напряжения от 0 до +3 В и от +3 В до 0. Стрелками показаны направления обхода ВАХ. Точкой (*V_{th}*) обозначено напряжение порогового переключения. Оксидный слой толщиной 30 нм осаждали излучением с длиной волны 532 нм.

количества циклов характер ВАХ кардинально изменился. Если все предыдущие циклы ВАХ на рис. 6 проходили по часовой стрелке, то очередной цикл начинался при увеличившемся сопротивлении. При напряжении более +2 В произошло резкое увеличение тока. ВАХ вышла на новую устойчивую ветвь – сопротивление изменилось от 18.5 кОм при 2.1 В до 2.2 кОм при 2.4 В – по которой вернулась в ноль. Направление обхода ВАХ при этом происходило против часовой стрелки в отличие от предыдущих циклов. Такое поведение можно объяснить следующим образом. Формирование филаментов в полупроводниковом слое TaO_x происходит одновременно с доокислением матрицы до Ta₂O₅. Поэтому после очередного цикла напряжения сопротивление слоя возрастает. Оно возрастает как при увеличении прикладываемого напряжения, так и при увеличении количества циклов. Происходит также окисление граничного слоя Ta электрода, который находится под положительным потенциалом. Обход всех циклов проходит по часовой стрелке. С поступлением очередной порции заряда в оксидный слой его сопротивление растет. После достижения критической концентрации филаментов в результате эффекта перколяции на очередном цикле при определенном напряжении происходит резкое уменьшение сопротивления, и мемристор переходит из высокоомного в низкоомное состояние. При этом направление обхода меняется и проходит против часовой стрелки.

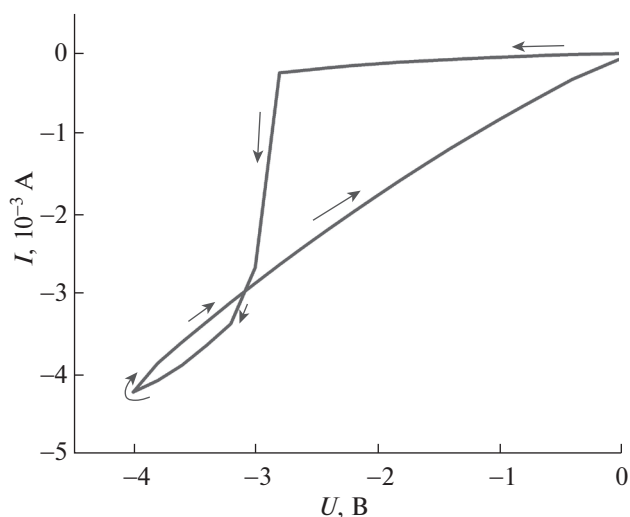


Рис. 7. Униполярная ВАХ мемристора Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ в кроссбар-геометрии от 0 до -4 В.

При подаче на верхний электрод отрицательного напряжения амплитудой -3 В характер поведения ВАХ сохранился. Направление обхода ВАХ также проходило против часовой стрелки. Однако напряжение перехода из высокоомного в низкоомное состояние от цикла к циклу возрастало, и эта тенденция сохранялась при увеличении амплитуды напряжения. На рис. 7 представлен один из таких униполярных циклов. При подаче биполярного циклического напряжения ВАХ мемристора демонстрирует мемристивный эффект энергонезависимого характера. Особенности поведения ВАХ мемристора Ta/TaO_x/Ta в кроссбар-геометрии, по-видимому, определяются влиянием межфазных границ на внутренней поверхности реактивных электродов [11, 14]. Подобные изменения сопротивления мемристоров с комбинацией энергозависимого и энергонезависимого характера поведения наблюдались в [22]. Значения сопротивлений в состоянии ВКЛ и ВЫКЛ мемристора, ВАХ которого представлена на рис. 7, составляли 1.1 и 11.7 кОм соответственно.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом импульсного лазерного осаждения в бескапельном режиме получены тонкие пленки TaO_x и мемристоры Ta/TaO_x/Ta/c-Al₂O₃ на их основе в плоской и кроссбар-геометрии. Исследовано резистивное переключение полученных мемристоров методом ВАХ при униполярном и биполярном режимах прикладываемого напряжения в зависимости от длины волны аблирующего излучения при синтезе активной области

мемристора, температуры подложки и степени окисления TaO_x. Рентгеноструктурные исследования пленок TaO_x с высоким разрешением позволили определить, что пленки, полученные при 350°C в диапазоне давлений кислорода от 0.5 до 5 мторр независимо от длины волны аблюрующего излучения, являются рентгеноаморфными с наличием нанокристаллитов, размеры которых увеличиваются с ростом давления. Установлено, что независимо от размера нанокристаллитов в мемристорах на основе пленок, полученных излучением 248 нм в диапазоне давлений кислорода от 0.5 до 5 мторр при температуре подложки 350°C, наблюдается мемристовый эффект с энергонезависимым типом резистивного переключения. При этом пленки TaO_x обладают удельным сопротивлением не меньше 10⁻¹ Ом · см. Мемристоры в кроссбар-геометрии на основе пленок TaO_x толщиной 18 нм, полученных излучением 248 нм при 5 мторр и комнатной температуре, обладают наименьшим порогом резистивного переключения 0.75 В. С увеличением толщины активной области мемристора до 63 нм напряжение резистивного переключения увеличивается до 1 В. Мемристоры в кроссбар-геометрии на основе пленок TaO_x, полученных излучением 532 нм при 5 мторр и комнатной температуре, обладают наибольшим порогом резистивного переключения 3 В, демонстрируя переход энергонезависимого в энергозависимый тип переключения после нескольких циклов работы. Полученные результаты лазерного синтеза внесут вклад в создание мемристоров на основе оксидов тантала в качестве синапторов – нового типа элементной базы нейроморфных систем искусственного интеллекта.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН в части “выращивания тонких пленок”, Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-29-03032) в части “исследования мемристовых свойств тонких пленок и наноструктур”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Demin V.A., Nekhaev D.V.* // Front Neuroinform. 2018. V. 12. P. 79. <https://doi.org/10.3389/fninf.2018.00079>
2. *Valle J. del, Ramirez J.G., Rozenberg M.J., Schuller I.K.* // J. Appl. Phys. 2018. V. 124. P. 211101. <https://doi.org/10.1063/1.5047800>
3. *Emelyanov A.V., Nikiruy K.E., Serenko A.V. et al.* // Nanotechnology. 2019. V. 31. P. 045201. <https://doi.org/10.1088/1361-6528/ab4a6d>
4. *Erokhin V.* // BioNanoSci. 2020. V. 10. P. 834. <https://doi.org/10.1007/s12668-020-00795-1>
5. *Nikiruy K.E., Emelyanov A.V., Demin V.A. et al.* // AIP Adv. 2019. V. 9. 6. P. 065116. <https://doi.org/10.1063/1.5111083>
6. *Ielmini D., Wang Z., Liu Y.* // APL Mater. 2021. V. 9. P. 050702. <https://doi.org/10.1063/5.0047641>
7. *Amirsoleimani A., Alibart F., Yon V. et al.* // Adv. Intell. Syst. 2020. V. 2. P. 2000115. <https://doi.org/10.1002/aisy.202000115>
8. *Mikhaylov A., Pimashkin A., Pigareva Y. et al.* // Front. Neurosci. 2020. V. 14. P. 358. <https://doi.org/10.3389/fnins.2020.00358>
9. *Sharath S.U., Joseph M.J., Vogel S. Et al.* // Appl. Phys. Lett. 2016. V. 109. P. 173503. <https://doi.org/10.1063/1.4965872>
10. *Goux L., Kim J.Y., Magyari-Kope B. et al.* // J. Appl. Phys. 2015. V. 117. P. 124501. <https://doi.org/10.1063/1.4915946>
11. *Zhou Z., Yang M., Fu Z. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2020. V. 117. P. 243502. <https://doi.org/10.1063/5.0020501>
12. *Bo Y., Zhang P., Zhang Y. et al.* // J. Appl. Phys. 2020. V. 127. P. 245101. <https://doi.org/10.1063/5.0004139>
13. *Ryu H., Kim S.* // Nanomaterials. 2020. V. 10. P. 2159. <https://doi.org/10.3390/nano10112159>
14. *Sun Y.M., Song C., Yin J. et al.* // Appl. Phys. Lett. 2019. V. 114. P. 193502. <https://doi.org/10.1063/1.5098382>
15. *Mikhaylov A., Belov A., Korolev D. et al.* // Adv. Mater. Technol. 2019. V. 5 P. 1900607. <https://doi.org/10.1002/admt.201900607>
16. *Li Y., Sanna S., Norrman K. et al.* // Appl. Surf. Sci. 2019. V. 470. P. 1071. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.11.153>
17. *Boughaba S., Sproule G.I., McCaffrey J.P. et al.* // Thin Solid Films. 2000. V. 358. P. 104. [https://doi.org/10.1016/S0040-6090\(99\)00703-8](https://doi.org/10.1016/S0040-6090(99)00703-8)
18. *Novodvorsky O.A., Parshina L.S., Khranova O.D. et al.* // Chaos Soliton Fract. 2021. V. 142. P. 110457. <https://doi.org/10.1016/j.chaos.2020.110457>
19. *Novodvorsky O.A., Mikhalevskii V.A., Gusev D.S. et al.* // Tech. Phys. Lett. 2018. V. 44. P. 271. <https://doi.org/10.1134/S1063785018030239>
20. *Srivastava S., Thomas J.P., Leung K.T.* // Nanoscale. 2019. V. 11. P. 18159. <https://doi.org/10.1039/C9NR06403F>
21. *Gnanarajan S., Lam S.K.H., Foley C.P.* // J. Appl. Phys. 2007. V. 101. P. 063535. <https://doi.org/10.1063/1.2495937>

22. *Cho D.Y., Lubben M., Wiefels S. et al.* // *Acs. Appl. Mater. Inter.* 2017. V. 9. P. 19287.
<https://doi.org/10.1021/acsami.7b02921>
23. *Parshina L.S., Novodvorsky O.A., Khramova O.D. et al.* // *Opt. Quant. Electron.* 2016. V. 48. P. 316.
<https://doi.org/10.1007/s11082-016-0586-y>
24. *Parshina L.S., Novodvorsky O.A., Khramova O.D. et al.* // *Chaos Soliton Fract.* 2021. V. 142. P. 110460.
<https://doi.org/10.1016/j.chaos.2020.110460>
25. *Perez I., Sosa V., Perera F.G. et al.* // *Vacuum.* 2019. V. 165. P. 274.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.04.037>
26. *Hu. Q., Fan Z., Huang A. et al.* // *J. Appl. Phys.* 2019. V. 126. P. 065104.
<https://doi.org/10.1063/1.5109267>
27. *Kumar S., Graves C.E., Strachan J.P. et al.* // *Adv. Mater.* 2016. V. 28. P. 2772.
<https://doi.org/10.1002/adma.201505435>