

УДК 546.26+544.15+544.227

## МЕМРИСТИВНЫЙ ЭФФЕКТ В ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБКАХ

© 2021 г. М. В. Ильина<sup>1,\*</sup>, О. И. Ильин<sup>2</sup>, О. И. Осотова<sup>2</sup>, С. А. Хубежов<sup>2,3</sup>, О. А. Агеев<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup> Южный федеральный университет, Институт нанотехнологий, электроники и приборостроения, Таганрог, Россия

<sup>2</sup> Южный федеральный университет, Лаборатория технологии функциональных наноматериалов, Таганрог, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Южный федеральный университет, Научно-образовательный центр “Нанотехнологии”, Таганрог, Россия

\*E-mail: mailina@sfedu.ru

Поступила в редакцию 10.06.2021 г.

После доработки 07.07.2021 г.

Принята к публикации 12.07.2021 г.

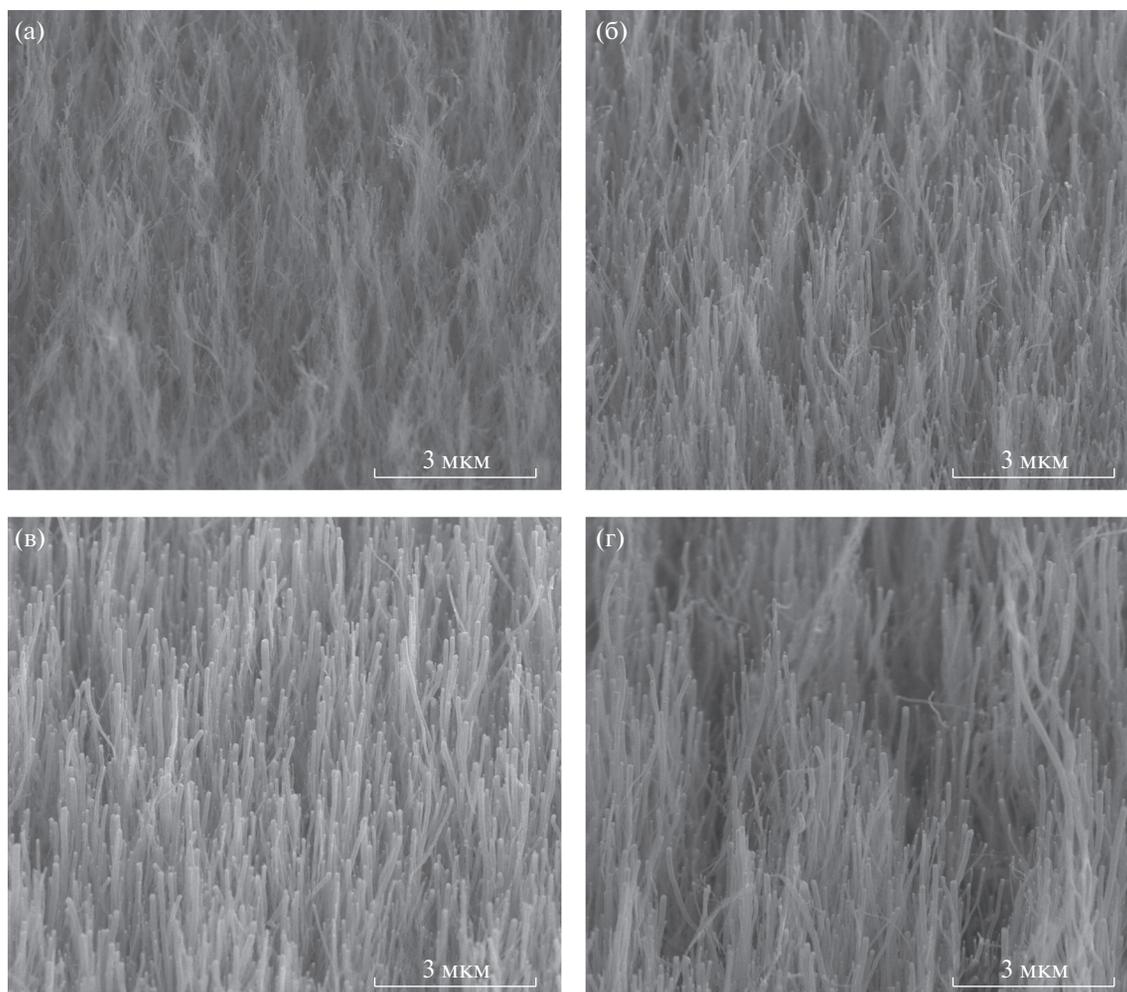
Разработка энергонезависимой памяти является одной из актуальных задач современной науки, что вызвано стремительным развитием носимой электроники. Перспективным направлением в этой области является разработка мемристорных структур, способных менять свое сопротивление в зависимости от величины протекающего через мемристор заряда. Исследован мемристовый эффект в легированных азотом углеродных нанотрубках (УНТ). Установлено, что отношение сопротивлений в высоко- и низкоомном состояниях возрастает с увеличением дефектности УНТ и достигает  $4 \times 10^5$ . Показано, что в УНТ возможно многоуровневое переключение сопротивления, величина которого определяется напряжением записи или деформацией нанотрубки. Полученные результаты могут быть использованы при разработке энергонезависимой памяти на основе УНТ, отвечающей условиям высокой масштабируемости и многоуровневого переключения.

DOI: 10.1134/S199272232106008X

### ВВЕДЕНИЕ

Носимая электроника является одной из стремительно развивающихся областей современной техники, что приводит к необходимости создания новых энергоэффективных запоминающих устройств, обладающих высокой плотностью записи информации и быстродействием, сравнимым с оперативной памятью [1–3]. Для решения данной задачи перспективным направлением является разработка мемристорных структур, способных менять свое сопротивление в зависимости от величины протекающего через мемристор заряда и обеспечивать многоуровневое переключение, необходимое для хранения большого объема информации и нейроморфных вычислений [4–6]. Первые мемристоры были реализованы на оксидах металлов ( $\text{TiO}_2$ ,  $\text{ZnO}$ ,  $\text{HfO}_2$ ,  $\text{NiO}$  и др.), в связи с чем в этом направлении на данный момент достигнут наибольший прогресс [7–10]. Однако в последние годы большое внимание уделяется разработке мемристорных структур на основе углеродных наноструктур (оксиде графена, аморфном углероде и углеродных нанотрубках) [11–17], что вызвано высокими значениями масштабируемости и скорости переключения. При этом из всех углеродных наноструктур

только углеродные нанотрубки (УНТ) демонстрируют многоуровневое переключение, что связано с различными механизмами резистивного переключения [15]. Так, в оксиде графена и аморфном углероде возможно формирование только двух состояний сопротивления, обусловленных либо обратимым процессом регидризации  $sp^3$  и  $sp^2$  состояний атомов углерода, либо электрохимическими процессами восстановления–окисления углерода [11, 12]. В УНТ возможно формирование  $n$ -числа состояний сопротивления, величина которого будет определяться величиной деформации и соответствующего ему внутреннего электрического поля, связанного с проявлением аномальных пьезоэлектрических свойств [15, 16]. Основными трудностями при создании мемристорной структуры на основе УНТ являются формирование в ней контролируемой деформации и точное позиционирование между электродами [18]. Проблему позиционирования позволяет решить использование довольно хорошо отработанной технологии роста ориентированных УНТ на основе метода плазмохимического осаждения из газовой фазы (ПХОГФ) [19–21]. Однако, как показывают исследования, при выращивании ориентированных УНТ методом ПХОГФ в нанотрубках формируются бамбукооб-



**Рис. 1.** РЭМ-изображения исследуемых массивов УНТ, выращенных при температуре и толщине каталитического слоя 615°С и 5 нм (а), 630°С и 10 нм (б), 645°С и 15 нм (в), 660°С и 20 нм (г).

разные дефекты, связанные с внедрением азота в структуру УНТ в процессе роста из технологической атмосферы  $\text{NH}_3$  [22, 23]. При этом внедрение азота в структуру УНТ приводит к существенному изменению электрических параметров и влиянию на процесс резистивного переключения [24, 25]. В связи с этим актуальной задачей является проведение исследований влияния структуры и химического состава УНТ на ее мемристивный эффект.

**Таблица 1.** Геометрические параметры исследуемых УНТ

| Режимы роста       | Диаметр, нм | Длина, мкм |
|--------------------|-------------|------------|
| 615°С, $t = 5$ нм  | 32          | 8.3        |
| 630°С, $t = 10$ нм | 44          | 24.2       |
| 645°С, $t = 15$ нм | 59          | 24.2       |
| 660°С, $t = 20$ нм | 88          | 22.3       |

Цель данной работы – исследование влияния легирования азотом ориентированной УНТ на ее мемристивный эффект.

## МЕТОДЫ

Экспериментальные исследования выполняли на серии образцов вертикально ориентированных УНТ, выращенных методом ПХОГФ на подслое TiN толщиной 100 нм. Температуру роста изменяли от 615 до 660°С. Толщину каталитического слоя никеля ( $t$ ) изменяли от 5 до 20 нм. Мощность DC-плазмы составляла 40 Вт (400 В, 0.1 А). Потоки технологических газов  $\text{C}_2\text{H}_2$  и  $\text{NH}_3$  составляли 70 и 210  $\text{см}^3/\text{мин}$  соответственно. Влияние режимов роста УНТ на их геометрические параметры и структуру детально описано в [18–21]. Изображения массивов УНТ представлены на рис. 1, геометрические параметры – в табл. 1.

Характеризацию УНТ осуществляли с помощью комплекса взаимодополняющих высокочув-

ствительных методов анализа – растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием Nova NanoLab 600 (FEI, Нидерланды), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием Tescan Osiris (FEI, Нидерланды), метода комбинационного рассеяния света (КРС) при длине волны лазерного возбуждения 514 нм с использованием Renishaw InVia Reflex (Renishaw plc, Великобритания) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) с использованием установки K-Alpha ThermoScientific с источником монохроматического рентгеновского излучения  $AlK_{\alpha}$  ( $h_{\nu} = 1486.6$  эВ). Совокупность данных методов позволила получить информацию о кристаллической и электронной структуре, морфологии и элементном составе УНТ.

Исследования мемристивного эффекта УНТ выполняли методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) с использованием зондовой нанолaborатории (ЗНЛ) Ntegra (NTMDT-SI, Россия) [26]. Амплитуда пилообразных импульсов напряжения изменялась от  $\pm 1$  до  $\pm 10$  В, длительность импульса составляла 1 с. В качестве верхнего электрода использовали коммерческий зонд NSG10 с проводящим покрытием TiN. Сила прижима зонда АСМ к поверхности УНТ в процессе измерения вольтамперных характеристик (ВАХ) составляла 20 мкН. Силу прижима рассчитывали как произведение жесткости кантилевера АСМ на величину смещения зонда относительно точки подвода по направлению к нижнему электроду, на котором были выращены УНТ. В качестве нижнего электрода выступал проводящий подслоя TiN. Материал TiN был выбран в качестве электрода, так как он формирует хороший электрический контакт с многослойными УНТ [27]. Отметим, что в ЗНЛ Ntegra при проведении токовой спектроскопии используется линейная шкала в диапазоне токов от 10 до  $-10$  нА, для больших значений начинает использоваться логарифмическое преобразование. На ВАХ, представленных в работе, отражены значения тока, полученные непосредственно с амперметра ЗНЛ Ntegra. Однако значения отношений сопротивлений в высокоомном и низкоомном состояниях пересчитаны с учетом логарифмического преобразования.

Пьезоэлектрический модуль УНТ измеряли с использованием метода силовой микроскопии пьезоотклика (СМП) на основе зависимости амплитуды механических колебаний УНТ от величины прикладываемого переменного напряжения  $U = U_{DC} + U_{AC}(\sin\phi t)$  при  $U_{DC} = \pm 10$  В и  $U_{AC} = \pm 1$  В с частотой 40 кГц. В качестве зонда использовали коммерческий зонд NSG10 с проводящим покрытием TiN. Значение пьезоэлектрического модуля  $d_{33}$  рассчитывали как отношение приращения смещения зонда  $A$  в результате деформации образца к приращению прикладываемого

напряжения:  $d_{33} = k\Delta A/\Delta U_{DC}$ , где  $k$  – коэффициент пропорциональности, связывающий измеренное смещение зонда в наноамперах и смещение поверхности образца в пикометрах, составлял для данной измерительной системы 516 пм/нА.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

*Структура и дефектность УНТ.* Результаты исследований массивов УНТ методом ПЭМ показали, что нанотрубки являются многослойными и содержат бамбукообразные дефекты (рис. 2а). Исследования методом КРС также подтвердили, что исследуемые наноструктуры являются многослойными нанотрубками. На спектрах КРС присутствовали  $G$ -мода на частоте  $1580\text{ см}^{-1}$  и  $D$ -мода на частоте  $1350\text{ см}^{-1}$  с достаточно высокой интенсивностью, вызванной дефектностью УНТ (рис. 2б). При этом анализ спектров показал, что дефектность УНТ уменьшалась с повышением температуры роста и толщины каталитического слоя: отношение интенсивностей  $D$ - и  $G$ -пиков ( $I_D/I_G$ ) уменьшалось от 0.84 до 0.75, полуширина  $D$ -пика уменьшалась от 87 до  $76\text{ см}^{-1}$ .

Исследования методом РФЭС позволили установить тип и концентрацию дефектов, присутствующих в исследуемых УНТ. Так, в зависимости от режимов роста концентрация углерода в образцах составляла 85–89 ат. %, азота – 3.5–4.5 ат. %, кислорода – 6.5–9.5 ат. % и никеля ~1 ат. %. Анализ химических связей атомов углерода показывал (рис. 3а), что концентрация  $C=C$ -связи (284.58–284.64 эВ), характерной для структуры графена и свидетельствующей о гексагональной структуре исследуемых образцов, увеличивается от 65 до 70 ат. % с увеличением температуры роста. При этом концентрация  $C-C$ -связи (284.86–285.01 эВ), характерной для взаимодействия атомов между отдельными стенками УНТ или нарушения двумерной структуры графенового листа, уменьшается от 16 до 12 ат. %. Данная зависимость согласуется с результатами исследований, полученных методом КРС, и указывает на уменьшение дефектности УНТ при увеличении температуры роста и толщины каталитического слоя никеля. Наиболее вероятным источником связи  $C-O$  (286.2 эВ) и  $C=O$  (288.8 эВ) является адсорбат на поверхности УНТ из атмосферных кислорода и воды ввиду того, что спектры РФЭС отражают химическое состояние образца на глубине до 2–3 нм в силу малой длины свободного пробега фотоэлектронов.

Атомы азота, напротив, встраивались в гексагональную решетку УНТ и образовывали три вида дефектов замещения атомов углерода (рис. 3б): с образованием  $C-N$ -связи, с формированием

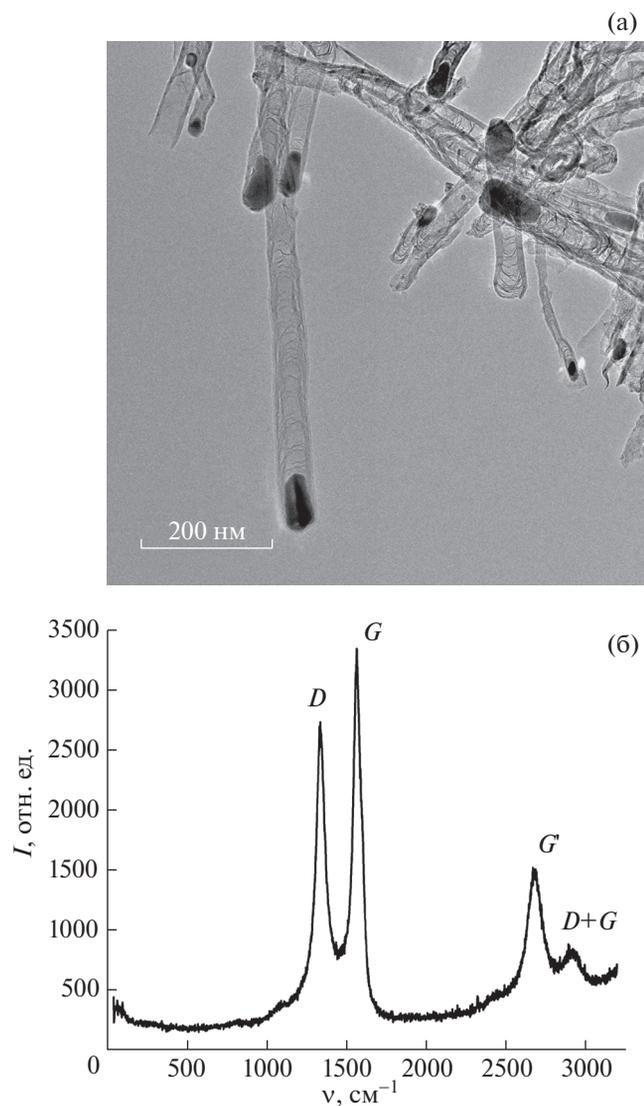


Рис. 2. ПЭМ-изображение (а) и спектр КРС (б) легированных азотом УНТ, выращенных при 645°C и 15 нм.

вакансии и образованием C=N-связи со структурой пиридина и формированием дефекта – пятиугольника и образованием C=N-связи со структурой пиррола.

**Пьезоэлектрические свойства УНТ.** Исследования пьезоэлектрических свойств УНТ методом СМП подтвердили, что с увеличением дефектности УНТ наблюдается увеличение их пьезоэлектрического модуля (рис. 4а). Так, для УНТ, выращенных при температуре 615°C и толщине каталитического слоя 5 нм, величина пьезоэлектрического модуля ( $d_{33}$ ) составила  $287 \pm 17$  пм/В. Для УНТ, выращенных при температуре 660°C и толщине каталитического слоя 20 нм, величина  $d_{33}$  уменьшилась до  $77 \pm 4$  пм/В. Зависимость пьезоэлектрического модуля УНТ от ее степени де-

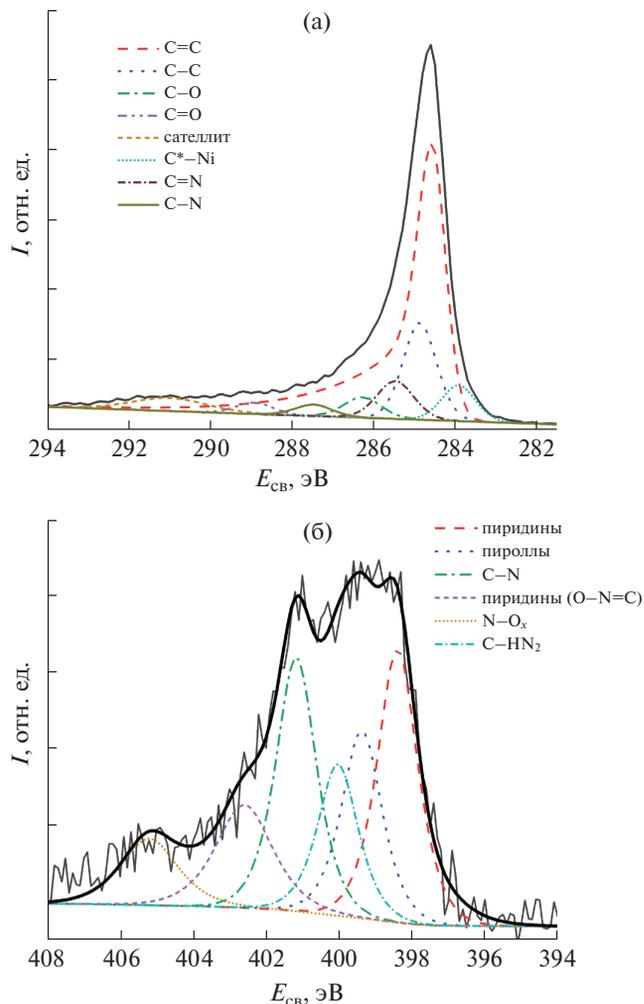
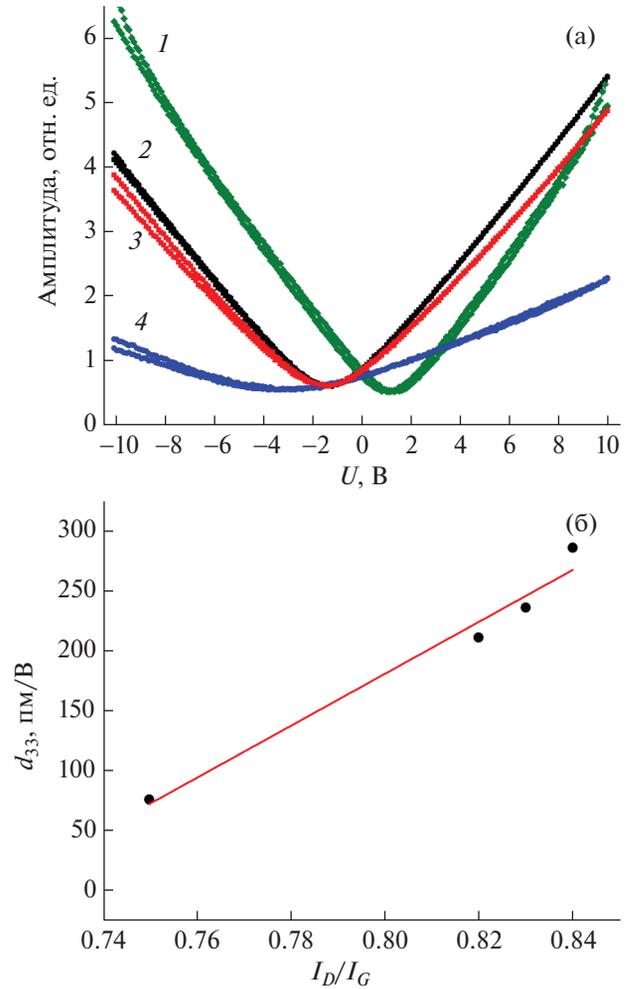


Рис. 3. Спектры РФЭС высокого разрешения легированных азотом УНТ, выращенных при 645°C и 15 нм: а – C1s-линия, б – N1s-линия.

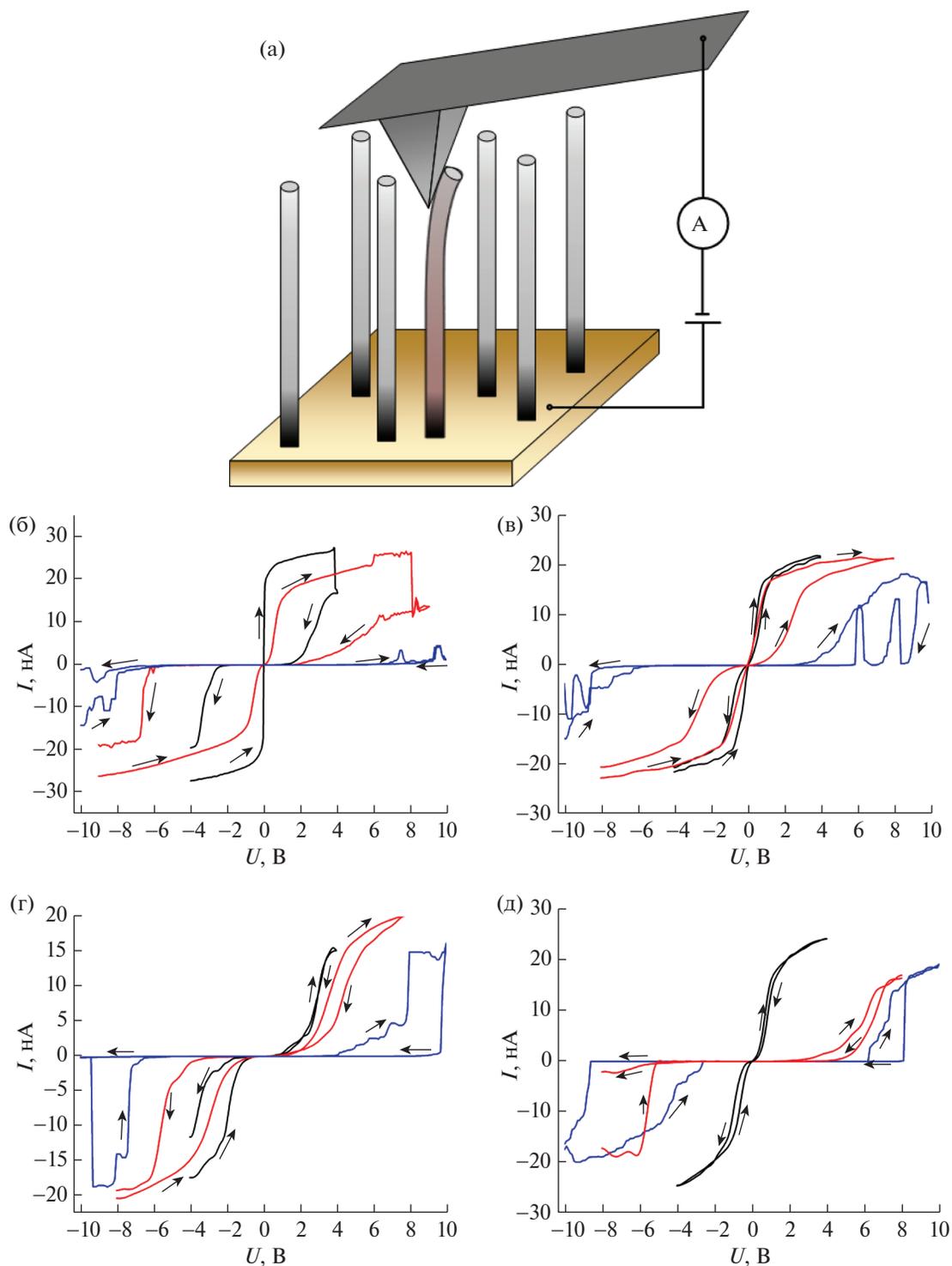
фектности, определяемой как отношение интенсивностей D- и G-пиков спектров КРС, представлена на рис. 4б. Установлено, что для исследуемых УНТ пьезоэлектрические свойства линейно зависят от их дефектности, которая, в свою очередь, зависит от режимов роста УНТ. Это вызвано тем, что внедрение атомов азота в гексагональную решетку УНТ приводит к нарушению ее centrosymmetric структуры, в частности в виде бамбукообразных дефектов, и, как следствие, возникновению anomalously большого пьезоэлектрического эффекта [28]. Кроме того, увеличение диаметра УНТ с увеличением температуры роста и толщины каталитического слоя (табл. 1) также может приводить к уменьшению величины поляризации, возникающей в результате асимметричного перераспределения плотности электронов за счет уменьшения кривизны поверхности графеновой плоскости, образующей УНТ [29, 30].

*Мемристивный эффект в УНТ.* Исследования УНТ методом АСМ показали, что мемристивный эффект с наибольшим значением отношения сопротивлений в высокоомном и низкоомном состояниях (HRS/LRS) наблюдается для массива УНТ, выращенного при температуре 615°C и толщине каталитического слоя 5 нм (рис. 5б), что обусловлено высоким значением пьезоэлектрического модуля данных нанотрубок ( $d_{33} = 287 \pm \pm 17$  пм/В). Кроме того, существенное увеличение значения HRS/LRS данного массива по сравнению с остальными образцами может быть вызвано уменьшением длины УНТ почти в 3 раза (табл. 1). Уменьшение длины УНТ при заданной нагрузке приводит к увеличению ее относительной деформации, что вызывает большие значения механического напряжения и соответствующего ему внутреннего электрического поля УНТ, являющегося источником мемристивного поведения [15]. Отношение HRS/LRS при напряжении чтения (напряжении, при котором рассчитывали значение HRS/LRS) 1 В и напряжении записи (максимальное напряжение, которое прикладывалось к УНТ в процессе измерения ВАХ) 4 В составило  $4 \times 10^5$ , а при напряжении записи 8 В составило  $4.4 \times 10^3$ . Уменьшение отношения HRS/LRS с ростом напряжения записи связано с увеличением величины деформации УНТ в результате проявления обратного пьезоэлектрического эффекта и, как следствие, с увеличением внутреннего электрического поля, противоположно направленного внешнему электрическому полю. В результате при увеличении напряжения записи наблюдается увеличение сопротивления УНТ как в LRS-, так и в HRS-состояниях (рис. 5), а при напряжении записи 10 В деформированная УНТ полностью переключается в HRS-состояние. Интересным является наличие областей со скачкообразным изменением проводимости с ростом напряжения на ВАХ, полученных при напряжении 10 В. Наличие данных областей связано с дрейфом носителей заряда, сформированных на дополнительных донорных уровнях в легированной азотом нанотрубке, в поперечном направлении нанотрубки [24], в то время как дрейф носителей заряда вдоль нанотрубки был незначительным. Аналогичный эффект наблюдался для УНТ, выращенных при 630°C и толщине каталитического слоя 10 нм (рис. 5в). При этом для данного массива УНТ наибольшее отношение HRS/LRS = 20 наблюдалось при напряжении записи 8 В. Повышение напряжения записи связано с уменьшением пьезоэлектрического модуля до  $237 \pm 6$  пм/В. Для УНТ, выращенных при температуре 645°C и толщине каталитического слоя 15 нм, переключение при 4 и 8 В было незначительное (рис. 5г), что связано с уменьшением величины внутреннего электрического поля в результате уменьшения пьезоэлектрического модуля УНТ



**Рис. 4.** Исследование пьезоэлектрического модуля легированных азотом УНТ: а – зависимость амплитуды нормального пьезоотклика от амплитуды прикладываемого напряжения для УНТ, выращенных при 615°C и 5 нм (1), 630°C и 10 нм (2), 645°C и 15 нм (3), 660°C и 20 нм (4); б – зависимость пьезоэлектрического модуля УНТ от ее дефектности.

до  $212 \pm 5$  пм/В. Резистивное переключение наблюдалось только в области высоких напряжений: при напряжении записи 10 В и напряжении чтения 8 В отношение HRS/LRS составило 573. Для УНТ, обладающих наименьшей дефектностью и малым значением пьезоэлектрического модуля ( $77 \pm 4$  пм/В), резистивное переключение также наблюдалось только при напряжении записи 10 В, и HRS/LRS составило 332 (рис. 5д). При этом скачкообразных всплесков тока не наблюдалось, что также связано с уменьшением дефектности УНТ, вызванной внедрением атомов азота. Отметим, что ВАХ всех исследуемых УНТ были асимметричны, что обусловлено наличием потенциала на поверхности УНТ в результате прижима зонда АСМ в процессе измерения [15, 31].



**Рис. 5.** Схема измерения (а) и результаты исследования мемристивного эффекта при различном напряжении записи для легированных азотом УНТ, выращенных при 615°С и 5 нм (б), 630°С и 10 нм (в), 645°С и 15 нм (г), 660°С и 20 нм (д).

Таким образом, мемристивный эффект в УНТ возрастает с увеличением их дефектности и пьезоэлектрических свойств. Установленная закономерность согласуется с ранее предложенным механизмом мемристивного переключения УНТ,

обусловленного процессами формирования и последующего перераспределения неравномерной упругой деформации и пьезоэлектрического потенциала под действием внешнего электрического поля [15, 32]. Согласно данному механизму со-

противление нанотрубки определяется суммой ее удельного сопротивления и дополнительного сопротивления, связанного с образованием внутреннего электрического поля в результате деформации УНТ [15, 32]. При этом при приложении пилообразного импульса напряжения  $U(t)$  на участках ВАХ, соответствующих условию  $dU(t)/dt < 0$ , в деформированной нанотрубке будет формироваться дополнительное сжимающее напряжение, компенсирующее начальное напряжение растяжения, и внутреннее электрическое поле УНТ будет постепенно уменьшаться. На участках ВАХ, соответствующих условию  $dU(t)/dt > 0$ , напротив, будет формироваться дополнительное растягивающее напряжение, приводящее к росту внутреннего электрического поля УНТ. При этом в момент времени, соответствующий смене знака  $dU(t)/dt$  с положительного на отрицательный (либо с отрицательного на положительный), будут наблюдаться смена типа деформации и релаксация избыточного сжимающего (либо растягивающего) напряжения, что приведет к переключению сопротивления УНТ из LRS в HRS (либо из HRS в LRS). Таким образом, разница в высокоомном и низкоомном состояниях УНТ физически обусловлена изменением величины внутреннего электрического поля УНТ в результате перераспределения исходной деформации под действием пилообразного импульса напряжения.

Таким образом, многоуровневое переключение в УНТ можно обеспечить либо путем изменения напряжения переключения, как показано на рис. 5, либо путем изменения величины исходной деформации УНТ. На рис. 6 представлены результаты исследований мемристового эффекта в УНТ, выращенных при температуре  $615^\circ\text{C}$  и толщине каталитического слоя 5 нм, в зависимости от силы прижима зонда АСМ ( $F$ ) к поверхности нанотрубки. Видно, что при минимальном прижиме зонда АСМ к поверхности УНТ ( $F \sim 0$ ) ВАХ является линейной (насыщение при токе более  $\pm 20$  нА связано с применением логарифмического преобразования во встроенном амперметре ЗНЛ Ntegra) и гистерезис отсутствует. При приложении силы более 9 мкН наблюдается гистерезис ВАХ, площадь которого увеличивается с увеличением силы (рис. 6), и при приложении 20 мкН наблюдается вид ВАХ, близкий к прямоугольному, что соответствует  $\text{HRS/LRS} \sim 4 \times 10^5$ . Полученные результаты подтверждают возможность многоуровневого переключения УНТ, что делает их одними из наиболее перспективных углеродных наноструктур для создания мемристов.

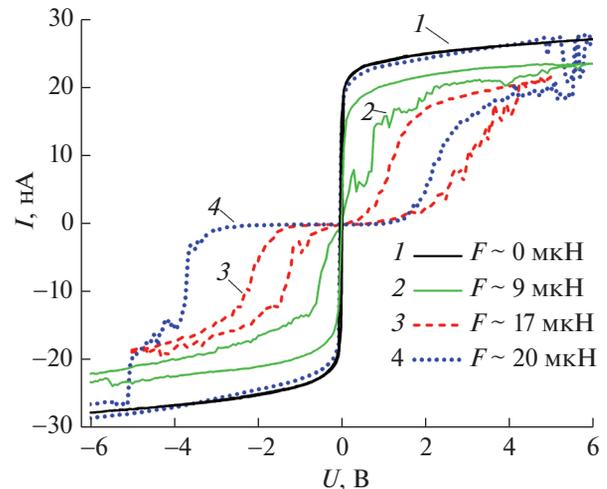


Рис. 6. ВАХ легированной азотом УНТ, выращенной при  $615^\circ\text{C}$  и 5 нм, в зависимости от силы прижима зонда АСМ к ее поверхности  $F$ .

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые продемонстрировано влияние дефектности углеродных нанотрубок, связанной с внедрением атомов азота в их гексагональную структуру, на мемристовый эффект. Показано, что отношение сопротивлений УНТ в высокоомном и низкоомном состояниях достигает  $4 \times 10^5$ , что сопоставимо с переключением в оксидах металлов. Демонстрирована возможность многоуровневого переключения в УНТ путем изменения напряжения переключения или величины их деформации, что является существенным преимуществом УНТ при создании мемристовых структур. Кроме того, высокая масштабируемость УНТ и хорошая совместимость метода ПХОГФ с кремниевой технологией открывают широкие перспективы для использования УНТ для создания элементов памяти с высокой плотностью информации. Однако работы в этом направлении находятся на начальном этапе. Требуются дальнейшие исследования технологических особенностей формирования верхнего электрода к ориентированным УНТ и проведение исследований времени хранения информации в мемристорах на основе легированных азотом УНТ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации; государственное задание в области научной деятельности № 0852-2020-0015.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Meena J., Sze S., Chand U. et al. // *Nanoscale Res. Lett.* 2014. V. 9. P. 526. <https://doi.org/10.1186/1556-276X-9-526>

2. Sun K., Chen J., Yan X. // *Adv. Funct. Mater.* 2020. P. 2006773.  
<https://doi.org/10.1002/adfm.202006773>
3. Jeong D.S., Hwang C.S. // *Adv. Mater.* 2018. V. 30 (42). P. 1704729.  
<https://doi.org/10.1002/adma.201704729>
4. Wang L., Yang C.H., Wen J. et al. // *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* 2015. V. 26. P. 4618.  
<https://doi.org/10.1007/s10854-015-2848-z>
5. Huh W., Lee D., Lee C.H. // *Adv. Mater.* 2020. P. 2002092.  
<https://doi.org/10.1002/adma.202002092>
6. Pan F., Gao S., Chen C. et al. // *Mater. Sci. Eng. R.* 2014. V. 83. P. 1.  
<https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.06.002>
7. Wang H., Hu L., Han W. // *J. Alloys Compd.* 2021. V. 854. P. 157200.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157200>
8. Lee S., Park J.-B., Lee M.-J. et al. // *AIP Adv.* 2016. V. 6. P. 125010.  
<https://doi.org/10.1063/1.4971820>
9. Singh R., Kumar M., Iqbal S. et al. // *Appl. Surf. Sci.* 2021. V. 536. P. 147738.  
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.147738>
10. Tominov R.V., Vakulov Z.E., Avilov V.I. // *Nanomaterials.* 2020. V. 10. P. 1007.  
<https://doi.org/10.3390/nano10051007>
11. Bachmann T.A., Koelmans W.W., Jonnalagadda V.P. et al. // *Nanotechnology.* 2018. V. 29. P. 035201.  
<https://doi.org/10.1088/1361-6528/aa9a18>
12. Viswanath P., De Silva K.K.H., Huang H.H. et al. // *Appl. Surf. Sci.* 2020. V. 532 P. 147188.  
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.147188>
13. Brzhezinskaya M., Kapitanova O.O., Kononenko O.V. et al. // *J. Alloys Compd.* 2020. V. 849. P. 156699.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156699>
14. Raeber T.J., Zhao Z.C., Murdoch B.J. et al. // *Carbon.* 2018. V. 136. P. 280.  
<https://doi.org/10.1016/j.carbon.2018.04.045>
15. Il'ina M.V., Il'in O.I., Blinov Y.F. et al. // *Carbon.* 2017. V. 123. P. 514.  
<https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.07.090>
16. Il'ina M.V., Il'in O.I., Guryanov A.V. et al. // *Fullerenes Nanotub. Carbon Nanostructures.* 2020. V. 28. P. 78.  
<https://doi.org/10.1080/1536383X.2019.1671370>
17. Ильина М.В., Ильин О.И., Блинов Ю.Ф. и др. // *ЖТФ.* 2018. Т. 88. № 11. С. 1726.
18. *Нанотехнологии в микроэлектронике* / Ред. Агеев О.А., Коноплёв Б.Г. М.: Наука, 2019. 511 с.
19. Il'in O.I., Il'ina M.V., Rudyk N.N. et al. *Vertically Aligned Carbon Nanotubes Production by PECVD* // *Perspect. Carbon Nanotub. IntechOpen.* 2019. P. 13.  
<https://doi.org/10.5772/intechopen.84732>
20. Il'in O.I., Il'ina M.V., Rudyk N.N. et al. // *Nanosyst. Phys. Chem. Math.* 2018. V. 9. P. 92.  
<https://doi.org/10.17586/2220-8054-2018-9-1-92-94>
21. Il'in O., Rudyk N., Fedotov A. et al. // *Nanomaterials.* 2020. V. 10. P. 554.  
<https://doi.org/10.3390/nano10030554>
22. Bulyarskiy S.V., Bogdanova D.A., Gusarov G.G. et al. // *Diam. Relat. Mater.* 2020. V. 109. P. 108042.  
<https://doi.org/10.1016/j.diamond.2020.108042>
23. Sharifi T., Nitze F., Barzegar H.R. // *Carbon.* 2012. V. 50. P. 3535.  
<https://doi.org/10.1016/j.carbon.2012.03.022>
24. Lee S.U., Mizuseki H., Kawazoe Y. // *Nanoscale.* 2010. V. 2. P. 2758.  
<https://doi.org/10.1039/c0nr00411a>
25. Lim S.H., Elim H.I., Gao X.Y. // *Phys. Rev. B.* 2006. V. 73. P. 045402.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevB.73.045402>
26. Il'ina M.V., Il'in O.I., Smirnov V.A. et al. *Scanning Probe Techniques for Characterization of Vertically Aligned Carbon Nanotubes* // *At. Microsc. Its Appl. IntechOpen.* 2019. Ch. 13.  
<https://doi.org/10.5772/intechopen.78061>
27. Rao A.M., Jacques D., Haddon R.C. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2000. V. 76. P. 3813.  
<https://doi.org/10.1063/1.126790>
28. Il'ina M.V., Il'in O.I., Guryanov A.V. et al. // *J. Mater. Chem. C.* 2021. V. 9. P. 6014.  
<https://doi.org/10.1039/D1TC00356A>
29. Рудык Н.Н., Ильин О.И., Ильина М.В. и др. // *ЖТФ.* 2021. Т. 91. Вып. 10. С. 1517.
30. Kundalwal S.I., Meguid S.A., Weng G.J. // *Carbon.* 2017. V. 117. P. 462.  
<https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.03.013>
31. Il'ina M., Il'in O., Blinov Y. et al. // *Materials.* 2018. V. 11. P. 638.  
<https://doi.org/10.3390/ma11040638>
32. Ильина М.В., Блинов Ю.Ф., Ильин О.И. и др. // *Изв. РАН. Сер. физ.* 2017. Т. 81. № 12. С. 1681.