

PACS numbers: 79.70.+q, 81.07.Lk, 81.16.Nd, 82.45.Cc, 85.35.Kt, 85.45.Db, 85.45.Fd

## **Полевые эмиссионные катоды на основе пористого анодного оксида алюминия и углеродных нанотрубок**

Д. В. Соловей, Г. Г. Горох, В. Н. Сахарук

*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,  
ул. П. Бровки, 6,  
220013 Минск, Беларусь*

Разработан технологический процесс формирования массивов полевых эмиссионных катодов с заданными диаметрами и шагом расположения на основе пористых матриц анодного оксида алюминия и углеродных нанотрубок. Форма полевых эмиссионных катодов задавалась с помощью фотолитографии, выполненной по поверхности анодного оксида алюминия, и представляла собой набор колонн цилиндрической формы с диаметрами от 10 до 50 мкм, расположенных с шагом 100 и 160 мкм и имеющих высоту 2 мкм. При синтезе углеродные нанотрубки располагались в порах и на поверхности областей из оксида алюминия; при этом нанотрубки, находившиеся на поверхности пористого оксида, имели многостенную структуру, а нанотрубки, расположенные непосредственно в порах, использовали для своего образования элементы, входящие в состав оксида, вероятно, с получением карбидных соединений. Исследования автоэмиссионных свойств показали, что эмиссия электронов из полученных структур равномерна по поверхности массивов, протекает в соответствии с теорией Фаулера–Нордгейма, а разработанная конструкция позволяет полностью устранить эффект экранирования, вызванного близким расположением нанотрубок, синтезированных в пористой матрице оксида алюминия.

Розроблено технологічний процес формування масивів польових емісійних катод із заданими діаметрами й кроком розташування на основі пористих матриць анодного оксиду алюмінію і вуглецевих нанотрубок. Форма польових емісійних катод задавалася за допомогою фотолітографії, виконаної по поверхні анодного оксиду алюмінію, й являла собою набір колонн циліндричної форми з діаметрами від 10 до 50 мкм, розташованих з кроком 100 і 160 мкм, які мали висоту 2 мкм. При синтезі вуглецеві нанотрубки розташовувалися у порах і на поверхні областей з оксиду алюмінію; при цьому нанотрубки, що знаходилися на поверхні пористого оксиду, мали багатостінну структуру, а нанотрубки, розташовані безпосередньо у порах, використовували для свого утворення елементи, що входили до складу оксиду, ймовірно, з одержанням карбідних сполук. Дослідження авто-

емісійних властивостей показали, що емісія електронів з одержаних структур є рівномірною по поверхні масивів, відбувається у відповідності до теорії Фаулера–Нордгейма, а розроблена конструкція уможливіть повністю усунути ефект екранування, спричиненого близьким розташуванням нанорурок, синтезованих у пористій матриці оксиду алюмінію.

Technological process for formation of field-emission cathode arrays with necessary diameter and step arrangement based on porous anodic alumina matrixes and carbon nanotubes is developed. Shape of field-emission cathodes is specified using photolithography methods on a surface of porous anodic alumina and represents cylindrical column arrays with diameter from 10 to 50 microns, step location of 100 and 160 microns, and high of 2 microns. During synthesis, carbon nanotubes are localized inside pores and on the surface of anodic alumina region with obtaining of two-type nanotubes. Nanotubes on the surface of anodic alumina have multiwall structures, but nanotubes inside pores use elements of anodic alumina, probably, with carbides formation. Field emission investigations show homogeneous electron emission from cathodes surface, which proceeds in accordance with the Fowler–Nordheim theory. Developed construction allows elimination of shielding effect caused by short distance between nanotubes synthesized in porous anodic alumina matrix.

**Ключевые слова:** полевые эмиссионные катоды, углеродные нанотрубки, пористый анодный оксид алюминия, эффект экранирования, автоэлектронная эмиссия.

*(Получено 19 октября 2010 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Основное развитие автоэмиссионных структур направлено на уменьшение геометрических размеров холодных катодов. С развитием нанотехнологий, в качестве полевых катодов стали применяться материалы, имеющие искривлённые наноразмерные поверхности, выступы, ребра. Однако наиболее предпочтительными в этом плане оказались наноструктурированные материалы, обладающие значительным аспектным соотношением высоты к диаметру закругления эмитирующей поверхности: наноколонны, нанотрубки, наноразмерные вискеры [1]. Максимальное значение аспектного соотношения высоты к диаметру среди вышеперечисленных материалов может быть достигнуто у углеродных нанотрубок (УНТ), которое может достигать от единиц до десятков тысяч [2, 3], кроме того УНТ обладают уникальными механическими, физическими и электронными свойствами [4], что делает их идеальными кандидатами для автоэмиссионных нанокатодов [5, 6].

Для получения высоких эксплуатационных характеристик автоэмиссионных структур необходимо обеспечить вертикальную ориен-

тацию нанокатодов, локализацию по поверхности подложки, а также управляемую эмиссию электронов по соответствующему сигналу шин питания и управления. Данные требования могут быть достигнуты путём использования направляющих нанопористых диэлектрических матриц анодного оксида алюминия (АОА) [7, 8], полученного в форме определенного рисунка отдельных областей, заданным образом расположенных по поверхности подложки. Модифицированные плёнки АОА с удалённым барьерным оксидным слоем являются самоорганизованной маской для последующего газофазного синтеза в них УНТ [9, 10], а использование фотолитографических процессов позволяет создавать массивы пикселей [11, 12], полностью устраняющих эффект экранирования вызванного близким расположением УНТ в порах матриц АОА. Кроме того пористый оксид алюминия обладает хорошей адгезией к подложке, что придаёт дополнительную жёсткость конструкции в целом и обеспечивает индивидуальную устойчивость каждой углеродной нанотрубке.

В представленной работе описаны физико-химические методы создания полевых эмиссионных катодов (ПЭК) на основе массивов вертикально ориентированных углеродных нанотрубок, синтезированных в пористых матрицах оксида алюминия, полученных на кремниевой подложке, и имеющих определённый рисунок пикселей для устранения эффекта экранирования. Также в работе представлены результаты исследований структурных особенностей синтезированных УНТ и автоэмиссионных характеристик полученных матриц ПЭК.

## 2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных образцов использовали кремниевые подложки диаметром 100 мм *n*-типа проводимости (4,5 Ом·см) с кристаллической ориентацией (100), на которые методом магнетронного распыления в вакууме была нанесена двухслойная система Ti (снизу)–Al толщиной 250 нм и 1,5 мкм, соответственно. Формирование матриц АОА осуществляли методом одностороннего анодирования Al в гальваностатическом режиме при плотности анодного тока 8 мА/см<sup>2</sup> в 0,2 М водном растворе щавелевой кислоты при температуре электролита 20°C, напряжение стационарного роста оксида составляло 48 В. При достижении фронтом анодирования титанового подслоя, поднимали потенциал с развёрткой 1 В/с до 58 В, при котором образцы выдерживали в течение 40 мин. В этот период происходит локальное электрохимическое анодирование титана, сопровождавшееся экспоненциальным снижением анодного тока до величины 50 мкА/см<sup>2</sup>, и приводящее к образованию наноразмерных столбиков оксида титана на дне каждой поры [13], которые в последствии выполняли роль наноконтактов УНТ к подложке. В качестве источника тока исполь-

зовали потенциостат П-5827М, для измерения токов и напряжений использовали универсальные вольтметры В7-40/1 и В7-54/2. Регистрацию и мониторинг *in situ* электрических параметров процесса проводили с помощью general purpose interface bus (GPIB) IEEE 488, соединённого с персональным компьютером с установленным программным обеспечением HP Vee 6.

Затем на поверхности пористой матрицы АОА методами фотолитографии и химического травления формировали рисунок четырёх массивов ПЭК общим размером 5×5 мм, при этом зазор между отдельными массивами был равен 1 мм. Массивы состояли из множества отдельных пикселей в форме восьмигранников с диаметрами 10, 30 и 50 мкм, имеющих высоту 2 мкм, соответствующую толщине пористой плёнки АОА. Шаг между катодами составлял 100 и 160 мкм. Затем пористая матрица АОА была модифицирована в 2 М растворе серной кислоты при температуре 50°C, в результате чего диаметры пор увеличились до 45 нм при расстоянии между центрами 120 нм. Синтез УНТ выполняли методом химического газофазного каталитического пиролиза ксилола в присутствии ферроцена в горизонтальном кварцевом реакторе в атмосфере Ar при 850°C в течение 30 с, после чего реактор охлаждался до комнатной температуры, расход Ar составлял 200 см<sup>3</sup>/мин.

Методом сканирующей электронной микроскопии изучали морфологию поверхности анодных оксидов, а также исследовали поперечные сколы структур. Микрофотографии получали в сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Hitachi S-806 при ускоряющем напряжении 20 кВ. Морфологию поверхности с высоким разрешением изучали в СЭМ Supra 55 WDS при ускоряющем напряжении 3 кВ. Анализ нанотрубок методом комбинационного рассеяния выполняли на КР-спектрометре 'SPECTRA PRO 500' с длиной волны возбуждения 532 нм мощностью 25 мВт и КР-спектрометре 'SPEX' с вариацией длины волны возбуждения 488, 514 и 647 нм мощностью 60 мВт. Распределение основных элементов по глубине наноструктур выполняли с помощью электронной оже-спектроскопии на сканирующем электронном спектрометре РНІ-660 с ускоряющим напряжением 5 кВ. Процесс профилирования был выполнен с использованием ионно-лучевого травления пучком положительно заряженных ионов аргона с энергией 3,5 кэВ.

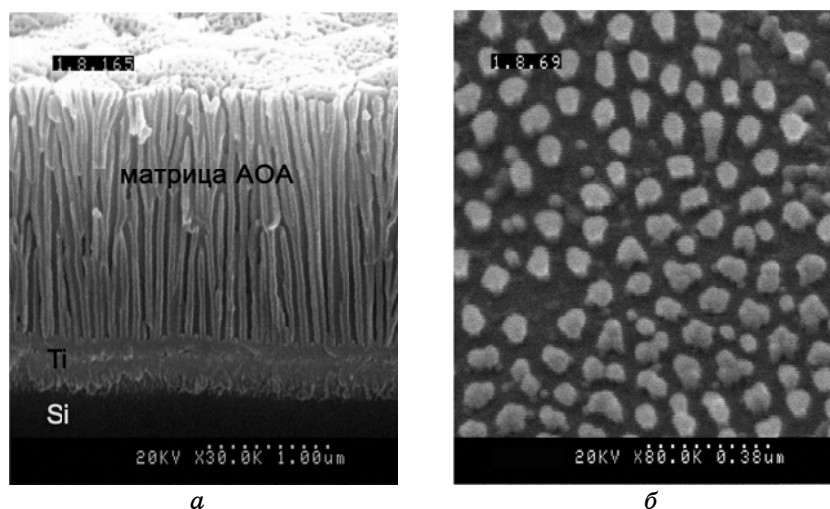
Интегральные исследования автоэлектронной эмиссии осуществляли на универсальной автоматизированной измерительной системе с люминесцентным экраном, позволяющей обеспечивать зазор между катодом и анодом от 50 до 1000 мкм, с рабочим давлением  $2 \cdot 10^{-5}$  Па [14]. В качестве источника тока использовали FUG HCN 250M-5000, обеспечивающий напряжение до 5 кВ при максимальном токе в 50 мА. В импульсном режиме применяли генератор импульсов HP 8013A, подключённый к задающему входу источника питания. Из-

мерения выполняли в диодной конфигурации при расстоянии между катодом и экраном  $300 \pm 5$  мкм в режимах постоянного и импульсного напряжений с длительностью импульсов 2 мс и периодом повторения 20 мс. В качестве анода использовали стеклянный экран с нанесённым слоем оксида индия и олова (ITO—Indium Tin Oxide) и напылённым люминофором на основе ZnS. Напряжение и ток после конверсии на аналогово-цифровом преобразователе регистрировали с помощью персонального компьютера. На основе полученных данных строились вольт-амперные характеристики (ВАХ) в обычных координатах и в координатах Фаулера–Нордгейма. При измерениях в режимах постоянного и импульсного напряжений потенциал между электродами повышали от нуля до уровня, ниже которого мгновенные колебания эмиссионного тока составляли меньше 20%.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ОБСУЖДЕНИЕ

#### 3.1. Формирование массивов полевых эмиссионных катодов

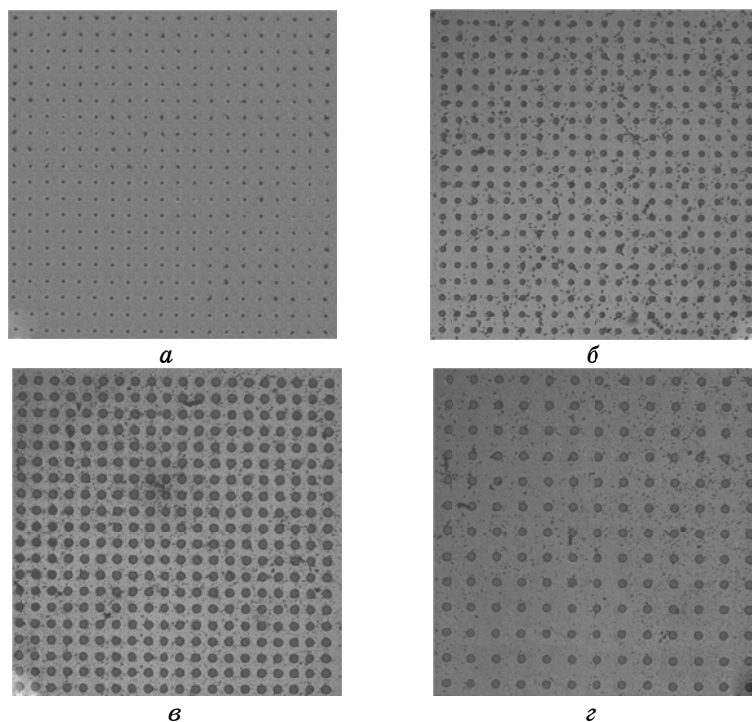
В результате электрохимического анодирования алюминия и титанового подслоя были сформированы матрицы оксида алюминия, средний диаметр пор которых после модификации в 2М-растворе серной кислоты составил 45 нм, расстояние между центрами пор составило 120 нм, высота оксида 2 мкм (рис. 1, а). При достижении фронтом анодирования титанового подслоя произошло растворение барьерного оксидного слоя (БОС) матрицы АОА с образованием на



**Рис. 1.** Микрофотографии пористой матрицы АОА (а) и столбиков оксида титана после селективного удаления оксида алюминия (б)

его месте столбиков оксида титана (рис. 1, б), имеющих высоту 110 нм и диаметр, сопоставимый с диаметром пор. Высота столбиков подбиралась таким образом, чтобы гарантированно превысить толщину БОС и частично заполнить нижние части пор матрицы АОА. Впоследствии столбики оксида титана будут выполнять роль контакта УНТ к подложке, что позволит обеспечить непрерывный и равномерный подвод электронов для последующей эмиссии [9].

Затем для формирования рисунка ПЭК применялись методы фотолитографии и химического травления. С целью определения оптимального размера ПЭК и шага между ними, были разработаны и изготовлены шаблоны структур с разными геометрическими параметрами. Это позволило определить оптимальный размер ПЭК автоэмиссионной структуры и оценить влияние размера и шага на равномерность автоэлектронной эмиссии. Чтобы избежать энергетических потерь на острых изгибах по периметрам катодов, их выполняли в форме окружностей или восьмигранников. Экспериментальная автоэмиссионная структура представляла собой четыре квадратных



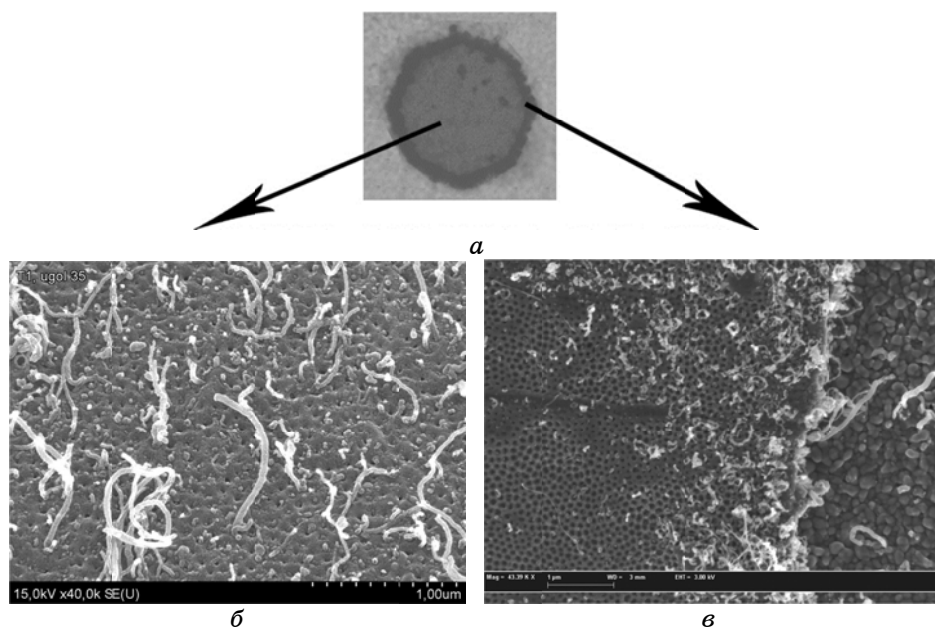
**Рис. 2.** Оптические фотографии тестовой автоэмиссионной структуры с различными размерами катодов и шагом между ними: *а* — диаметр 10 мкм, шаг 100 мкм; *б* — диаметр 30 мкм, шаг 100 мкм; *в* — диаметр 50 мкм, шаг 100 мкм; *г* — диаметр 50 мкм, шаг 160 мкм.

массива ПЭК с разными размерами катодов и шагом между ними. Общий размер структуры составлял  $5 \times 5$  мм<sup>2</sup>, при этом зазор между отдельными массивами был равен 1 мм. Диаметры ПЭК на разных массивах равнялись 10 мкм, 30 мкм и 50 мкм при шаге 100 мкм, а также 50 мкм при шаге 160 мкм (см. рис. 2). Подобная конструкция тестовой структуры позволила исключить эффект экранирования одного катода другим и оптимизировать размеры катодов и шага между ними.

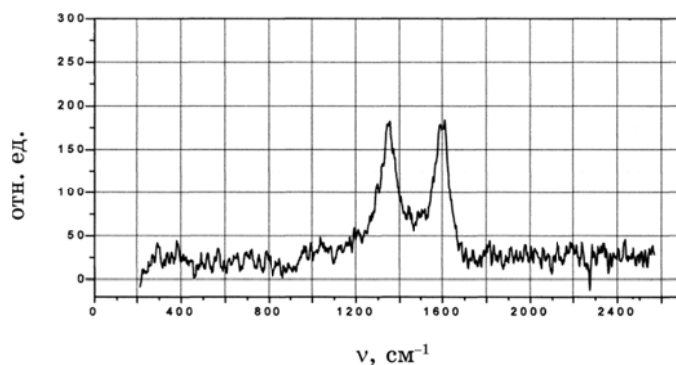
В результате синтеза углеродных нанотрубок внутренняя поверхность стенок каждой поры покрывалась углеродом по всей её длине от основания (столбика оксида титана) до поверхности оксидной матрицы [5], образуя углеродсодержащие нанотрубки, повторяющие форму пор. Диаметр данных нанотрубок составлял 50–55 нм, что на 10–15 нм больше диаметра пор матрицы АОА, толщина стенок нанотрубок составляла 10–15 нм. Контакт между подложкой и нанотрубкой обеспечивался через металлооксидные столбики титана. На поверхности АОА образовалось множество выступающих УНТ, переплетённых между собой, диаметр которых изменялся от 20 до 40 нм, а длина отдельных нанотрубок достигала 2 мкм (рис. 3, б). Во время синтеза УНТ располагались равномерно по всей площади полевого катода, но наибольшее количество выступающих нанотрубок формировалось по периметру катодов (рис. 3, в). В целом использование фотолитографических методов позволило локализовать расположение УНТ в пределах оксидной матрицы, выполненной в виде ПЭК и имеющей форму массивов, заданным образом распределённых по поверхности подложки.

Состав углеродных нанотрубок, выходящих на поверхность матрицы АОА, исследовали с помощью метода спектроскопии комбинационного рассеяния. В спектре комбинационного рассеяния присутствует полоса в области  $1600$  см<sup>-1</sup>, соответствующая дважды вырожденным деформационным колебаниям шестичленного кольца в  $E_{2g}$  электронной конфигурации  $D_{6h}^4$  кристаллической симметрии, что говорит о многостенной структуре УНТ, расположенных на поверхности матрицы АОА (см. рис. 4) [15]. Вторая полоса в области  $1345$  см<sup>-1</sup> соответствует вибрационным состояниям нарушенной гексагональной решётки вблизи границы кристалла и свидетельствует о наличии аморфных переходных форм углерода (измельчённый графит, сажа) [16, 17].

Для исследования распределения концентраций основных элементов по профилю структур от поверхности до кремниевой подложки был выполнен оже-анализ образцов, сформированных на титановом подслое (рис. 5). Спектр показывает изменения концентраций основных элементов (алюминий Al, кислород O, углерод C, титан Ti, кремний Si) в результате поэтапного травливания ионной бомбардировкой поверхности структуры со скоростью порядка 100



**Рис. 3.** Оптическое изображение поверхности отдельного ПЭК диаметром 50 мкм (*a*) и СЭМ микрофотографии в центре (*б*) и на краю (*в*) отдельного взятого ПЭК с синтезированными в пористой матрице АОА углеродными нанотрубками.

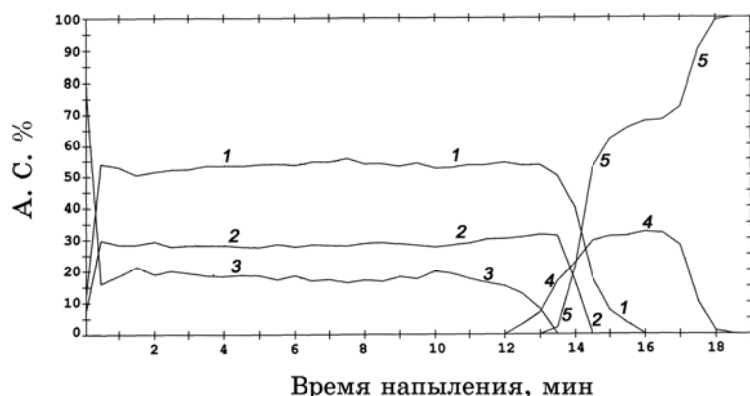


**Рис. 4.** КР-спектр многостенных УНТ, находящихся на поверхности пористой матрицы АОА.

нм/мин.

На поверхности структуры элементом с максимальной концентрацией является С, что связано с УНТ и тонким нанометровым слоем углерода, покрывающего поверхность пористой матрицы (см. рис. 3), толщина которого может достигать до 50 нм. Через 40–50 нм





**Рис. 5.** Оже-спектр распределения концентраций основных элементов структуры АОА с синтезированными УНТ: 1 — кислород (O); 2 — алюминий (Al); 3 — углерод (C); 4 — титан (Ti); 5 — кремний (Si).

от поверхности структуры появляются O и Al, входящие в состав оксида. Их концентрации остаются приблизительно постоянными по всей толщине оксида, концентрация углерода также на протяжении большей части толщины оксида остаётся постоянной, что свидетельствует об образовании углеродсодержащей трубки, располагающейся по всей длине поры. При приближении к основанию пор концентрация C начинает снижаться, так как на дне пор отсутствует БОС, место которого занимают металлооксидные столбики титана, то C начинает с ними контактировать.

Линия концентрации Ti чётко перекрывается с линией концентрации C. Это говорит о том, что углеродсодержащая нанотрубка находится в непосредственном электрическом контакте с металлооксидным столбиком титана, возможно, с образованием карбидного соединения. С момента приближения концентрации углерода к нулю на спектре начинает появляться Si, концентрация которого резко увеличивается при продвижении вглубь. Кремний появляется значительно раньше, чем фронт травления достигает кремниевой подложки. Это может быть связано с тем, что под воздействием высоких температур (синтез УНТ осуществлялся при 850°C) произошла диффузия атомов кремния из подложки в титановый подслои и в основание металлооксидных столбиков титана. Так в глубине титановой плёнки концентрация Si в 2 раза превышает концентрацию Ti, следовательно, при этом возможно образование соединения кремния с титаном (силицид титана).

Важной информацией, полученной с помощью оже-анализа, является соотношение концентраций атомов Al, O и C. Так в обычном  $Al_2O_3$  отношение концентраций Al и O составляет 2/3, что эквивалентно соотношению 40% Al к 60% O. После синтеза УНТ концентрации Al и O

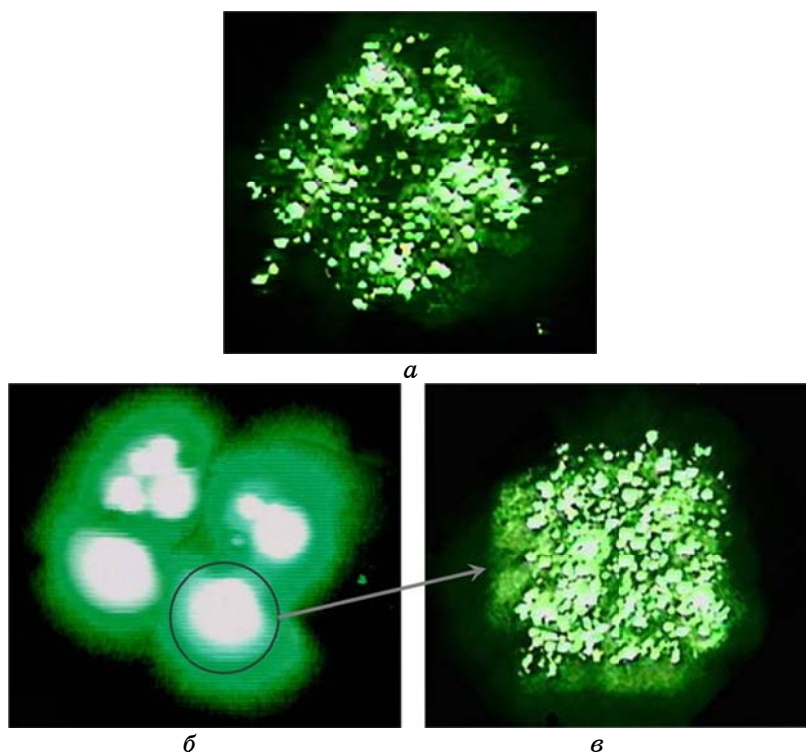
соответственно снизились и составили 29% и 52%. Это может быть связано с тем, что в процессе высокотемпературного синтеза на внутренней поверхности стенок пор происходит восстановление Al и O из оксида посредством углерода, при этом кислород улетучивается, а алюминий соединяется с углеродом с образованием карбидного соединения  $Al_4C_3$  [18]. Также это подтверждается и данными, полученными с помощью СЭМ, так диаметр углеродсодержащих нанотрубок в среднем на 10–15 нм больше диаметра пор исходной матрицы АОА.

### 3.2. Исследования автоэлектронной эмиссии

Исследования автоэмиссионных характеристик выполняли по методике, описанной выше. Первоначально образцы исследовались в режиме постоянного напряжения, а затем в режиме импульсного напряжения, при этом особое внимание уделялось равномерности эмиссии электронов с поверхности массивов ПЭК посредством фотографирования изображения с экрана, покрытого люминофором.

На рисунке 6 представлены фотографии данных изображений. Как видно из фотографий в импульсном режиме (рис. 6, б) инициируется значительно большее число холодных катодов по сравнению с режимом постоянного напряжения (рис. 6, а). Это приводит к тому, что светящиеся точки на экране сливаются, и камера не может их различить. Однако на фотографиях чётко видны четыре области соответствующие четырём разным массивам ПЭК. В режиме постоянного напряжения был получен эмиссионный ток  $563 \text{ мкА/см}^2$  при напряжённости электрического поля  $4 \text{ В/мкм}$ . В режиме импульсного напряжения были достигнуты значительно большие токи на уровне  $130 \text{ мА/см}^2$  при напряжённости  $5,9 \text{ В/мкм}$ . Это связано как с большим количеством инициированных эмиттеров, так и с возможностью достижения больших напряжённостей электрического поля без значительного распыления люминофора, покрывающего экран. Также на рис. 3, в показана фотография экрана, полученная при эмиссии электронов с поверхности единичного массива в котором ПЭК имеют диаметры  $50 \text{ мкм}$  и расположены с шагом  $100 \text{ мкм}$ , из данной фотографии можно определить, что эмитируют порядка 80% ПЭК, входящих в состав массива. При оценке влияния размеров ПЭК на интенсивность свечения люминофора отмечено, что максимальное свечение наблюдается в сегменте с размером ПЭК  $50 \text{ мкм}$  и шагом  $100 \text{ мкм}$ . Это связано как с большим размером ПЭК, так и с оптимальным соотношением между размером ПЭК и шагом их расположения, который составил 2 диаметра самих ПЭК.

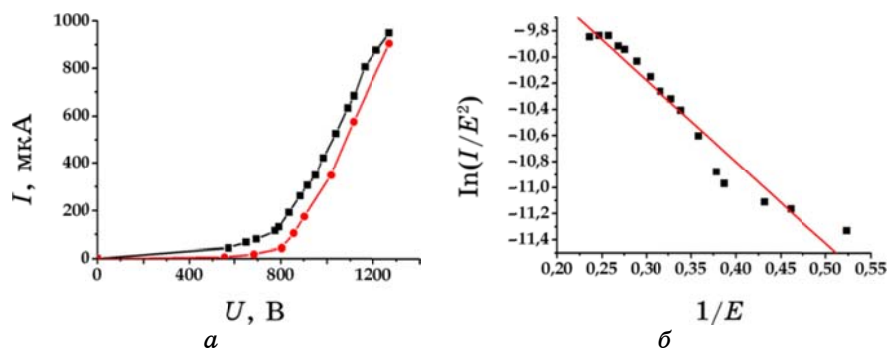
На рисунке 7 показаны вольт-амперные характеристики, полученные в импульсном режиме в обычных координатах и в координатах Фаулера–Нордгейма. Как видно из графиков характеристики имеют экспоненциальный вид. Пороговая напряжённость электри-



**Рис. 6.** Изображения экрана, покрытого люминофором, полученного в результате бомбардировки эмитированными электронами: (а) 4 массивов в режиме постоянного напряжения; (б) 4 массивов в режиме импульсного напряжения; (в) 1-го массива в режиме импульсного напряжения.

ческого поля для обоих режимов измерения составила 1,5 В/мкм при эмиссионном токе 1 мкА. ВАХ не имеют значительного разброса по параметрам, характеристики практически совпадают друг с другом.

После перестройки ВАХ в координатах Фаулера–Нордгейма (см. рис. 7, б) графики приобретают линейный вид, свидетельствующий о квантово-механической природе электронной эмиссии, происходящей в соответствии с теорией Фаулера–Нордгейма, по механизму туннелирования электронов через суженный электрическим полем потенциальный барьер на границе раздела УНТ–вакуум. Отклонения характеристики от прямой линии можно объяснить постепенной приработкой структур и мгновенными колебаниями интегрального тока, вызванными изменениями геометрии и пространственного взаиморасположения отдельных УНТ под действием электрического поля в процессе измерений. По наклону линейной аппроксимации из теории Фаулера–Нордгейма был рассчитан ин-



**Рис. 7.** Вольт-амперные характеристики, полученные в импульсном режиме: (а) стандартные координаты; (б) координаты Фаулера–Нордгейма.

тегральный коэффициент усиления электрического поля, который составил 9180 для режима постоянного напряжения и 11800 для режима импульсного напряжения. При исследовании автоэмиссионных свойств отдельных катодов при помощи зондового устройства пороговые напряжённости электрического поля показали более высокие значения, по сравнению с массивом целиком, так среднее значение пороговых напряжённостей для отдельных ПЭЖ составило 3–4 В мкм. Средний автоэмиссионный ток для единичного катода составил 40 мкА, а рассчитанный из теории Фаулера–Нордгейма коэффициент усиления электрического поля — порядка 560 [19].

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработаны методы формирования массивов полевых эмиссионных катодов, имеющих форму пикселей и заданным образом распределённых по поверхности подложки, на основе углеродных нанотрубок, синтезированных в пористых матрицах анодного оксида алюминия. Полученные нанотрубки были разделены на два типа: классические многостенные углеродные нанотрубки, синтезированные на поверхности матрицы АОА, и углеродсодержащие нанотрубки, синтезированные по стенкам пор матрицы. Многостенные УНТ, синтезированные на поверхности АОА, выполняли роль эмиттеров, с которых осуществлялась эмиссия электронов.

Углеродсодержащие нанотрубки, синтезированные по стенкам пор матрицы АОА, имели протяжённость от поверхности оксида до основания, повторяли форму пор, обладали достаточной электропроводностью и имели электрический контакт с подложкой через металлооксидные столбики титана, что обеспечивало достаточный приток электронов из внешней электрической цепи. Состав данных

нанотрубок до конца не выяснен, однако есть вероятность того, что кроме углерода в них присутствует алюминий, с образованием карбидного соединения. Находящиеся на поверхности УНТ неравномерно покрывали поверхность ПЭЖ, так наблюдается повышенное количество УНТ, синтезированных по периметру пикселей с шириной зоны до десяти микрометров.

Разработанная конструкция автоэмиссионной структуры на основе массивов ПЭЖ, созданная с помощью фотолитографии и химического травления, позволяет получить равномерную по поверхности и управляемую автоэлектронную эмиссию. Изготовленная тестовая структура позволила полностью устранить эффект пространственного экранирования, вызванного близким расположением УНТ в порах АОА. Таким образом, полученные автоэмиссионные структуры на основе УНТ, синтезированных в порах матриц оксида алюминия, могут найти применение в технологии создания тонкоплёночных автоэмиссионных структур для плоских панельных дисплеев.

### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Н. И. Татаренко, В. Ф. Кравченко, *Автоэмиссионные наноструктуры и приборы на их основе* (Москва: Физматлит: 2006).
2. X. Li, X. Zhang, L. Ci, R. Shah, C. Wolfe, S. Kar, S. Talapatra, and P. M. Ajayan, *Nanotechnology*, **19**, No. 45: 455609 (2008).
3. S. Mohammadreza and M. Vaezzadeh, *Physica E: Low-Dimensional Systems and Nanostructures*, **41**, Iss. 9: 1723 (2009).
4. А. И. Воробьева, *Успехи физических наук*, **180**, № 3: 265 (2010).
5. Д. В. Соловей, Е. Л. Прудникова, Г. Г. Горох, *Изв. Нац. акад. наук Беларуси. Серия физ.-техн. наук*, № 1: 114 (2009).
6. D. Lysenkov, J. Engstler, A. Dangwal, A. Popp, G. Müller, J. Schneider, V. M. Janardhanan, O. Deutschmann, P. Strauch, V. Ebert, and J. Wolfrum, *Small*, **3**, No. 6: 974 (2007).
7. M. J. Kim, T. Y. Lee, J. H. Choi, J. B. Park, J. S. Lee, S. K. Kim, J.-B. Yoo, and C.-Y. Park, *Diamond and Related Materials*, **12**: 870 (2003).
8. P. L. Chen, J. K. Chang, C. T. Kuo, and F. M. Pan, *Diamond and Related Materials*, **13**, Iss. 11–12: 1949 (2004).
9. Д. В. Соловей, В. Н. Сахарук, Г. Г. Горох, *Доклады БГУИР*, № 5 (35): 42 (2008).
10. Q.-L. Chen, K.-H. Xue, W. Shen, F.-F. Tao, S.-Y. Yin, and W. Xu, *Electrochimica Acta*, **49**: 4157 (2004).
11. V. Labunov, A. Prudnikava, D. Solovei, G. Gorokh, B. Shulitski, V. Sakharuk, A. Navitski, G. Müller, and A. Basaev, *Proc. of the 29-th International Display Research Conference 'Eurodisplay-2009' (2009, Rome)*, p. 248.
12. A. Navitski, G. Müller, V. Sakharuk, A.L. Prudnikava, B.G. Shulitski, and V.A. Labunov, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **28**, Iss. 2: C2B14 (2010).
13. Д. В. Соловей, В. Н. Сахарук, Г. Г. Горох, *Вакуумная техника и технология*, **20**, № 2: 95 (2010).
14. D. Lysenkov and G. Müller, *Int. J. Nanotechnology*, **2**, No. 3: 239 (2005).

15. L. Valentini, L. Lozzi, C. Cantalini, I. Armentano, J. M. Kenny, L. Ottaviano, and S. Santucci, *Thin Solid Films*, **436**: 95 (2003).
16. M. J. Kim, T. Y. Lee, J. H. Choi, J. B. Park, J. S. Lee, S. K. Kim, J. B. Yoo, and C. Y. Park, *Diamond and Related Materials*, **12**: 870 (2003).
17. A. C. Dillon, A. H. Mahan, J. L. Alleman, M. J. Heben, P. A. Parilla, and K. M. Jones, *Thin Solid Films*, **430**: 292 (2003).
18. S. Mercier, P. Ehrburger, and J. Lahaye, *J. de Physique IV*, **3**: 1723 (1993).
19. Д. В. Соловей, В. Н. Сахарук, А. Новицкий, Г. Г. Горох, Г. Мюллер, *Материалы доклада 19-ой Международной Крымской конференции «СВЧ-техника и телекоммуникационные технологии — КрыМиКо 2009» (2009, Севастополь)*, с. 601.