

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И МАТЕРИАЛЫ МИКРОЭЛЕКТРОНИКИ

УДК 621.382.822

ОРИЕНТИРОВАННЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ ТРУБКИ, СИНТЕЗИРОВАННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

© 2012 г. А. И. Воробьева, Б. Г. Шулицкий

Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники

E-mail: vorobjova@bsuir.by

Поступила в редакцию 24.10.2011 г.

Рассматривается процесс получения матрицы высокоупорядоченных вертикально ориентированных углеродных трубок, синтезированных с использованием шаблона из пористого анодного оксида алюминия. Исследуется влияние режимов синтеза на упорядоченность и топологические параметры углеродных трубок. Обсуждается влияние структурных и морфологических изменений в пористом оксиде алюминия, происходящих в процессе высокотемпературного синтеза углеродных трубок, на рождение и рост углеродных трубок.

1. ВВЕДЕНИЕ

Во многих применениях углеродных нанотрубок (УНТ) требуется получение однонаправленных, вертикально или горизонтально ориентированных УНТ. Чаще всего синтез ориентированных УНТ осуществляют методом химического осаждения из парогазовой фазы (CVD – chemical vapor deposition) жидкофазных и газофазных углеводородов [1, 2] и плазмохимическое осаждение из парогазовой фазы (PECVD – plasma enhanced chemical vapor deposition) [3–5]. Считается, что в методах PECVD локальное электрическое поле управляет ростом однонаправленных УНТ.

Синтез УНТ этими методами можно осуществлять с использованием “летучего” и локализованного на подложке катализаторов. CVD-процесс с использованием “летучего” катализатора осуществляется за счет высокотемпературного разложения углеводородов в смеси с источником катализатора, в качестве которого обычно используют металлоцены [6–8]. В процессе синтеза металлоцен разлагается с образованием металла, который осаждается на подложке в виде наночастиц. Последние и являются катализаторами роста УНТ. Данный метод известен как “CVD-метод с инжектируемым катализатором” или “инжекционный CVD-метод” [9].

Локализованный катализатор обычно формируют на подложке до проведения синтеза УНТ. Существует большое количество методов формирования локализованного катализатора [10, 11], но наиболее распространенный заключается в нанесении металлической пленки нанометровой толщины на поверхность подложки с последующим отжигом, что приводит к образованию наноразмерных островков катализатора. Применение каждого из этих типов катализаторов может по-

разному влиять на морфологию, состав и структуру синтезируемых УНТ.

В ряде работ предлагается выращивать однонаправленные вертикально ориентированные УНТ методами (CVD и PECVD) используя шаблон из пористого оксида алюминия (ПОА) [12–14].

Согласно различным литературным источникам синтез УНТ в порах ПОА можно осуществлять как с использованием катализаторов [15, 16], так и без них [17, 18]. При синтезе УНТ в порах ПОА на подложке (диэлектрической или кремниевой), как правило, используется локализованный катализатор (Ni, Fe, Co), который осаждается в поры ПОА электрохимическими методами. При использовании свободных пленок ПОА со сквозными порами (мембран) синтез осуществляется без катализатора или используются летучие катализаторы, так как электрохимическое осаждение металла в поры с высоким аспектным отношением представляет собой сложную технологическую задачу. Однако результаты, представленные в различных литературных источниках противоречивы, и не дают однозначного представления о влиянии катализатора и механизме роста углеродных нанотрубок в ПОА. Кроме того, спорным является вопрос классификации данных трубок, как УНТ, так как по структурным и электрофизическим свойствам они отличаются от классических многослойных углеродных нанотрубок (МУНТ). Приведенные в данной статье результаты укрепляют уже не раз высказанные сомнения в эффективности классифицирования нанотрубных материалов только на основании размерно-топологических критериев. Поэтому в данной статье для трубок, синтезированных в ПОА, используется термин “углеродные трубки”, а не “углеродные нанотрубки”.

В данной работе рассматривается процесс синтеза вертикально ориентированных углеродных трубок инжекционным CVD-методом в порах ПОА с использованием обоих типов катализаторов. Матрица (мембрана) из ПОА с высоким аспектным отношением (>600) изготавливалась сквозным пористым анодированием алюминиевой фольги. Локализованный катализатор получали осаждением на одну из сторон полученной мембраны тонкой пленки никеля методом магнетронного распыления. На основании экспериментальных исследований морфологии, химического состава и структуры полученного углеродного материала предложен механизм зарождения и роста углеродных трубок в порах ПОА.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходного материала для изготовления матриц ПОА использовали образцы алюминиевой фольги чистоты 99.95% толщиной 100 ± 5 мкм и размером 3×4 см. Перед анодированием образцы химически полировали в смеси ортофосфорной и азотной кислот в пропорции 8 : 1 при температуре раствора $80 \pm 2^\circ\text{C}$ в течение 1 мин. Толщина фольги после полировки составляла 90 ± 5 мкм. Затем образцы помещали в дистиллированную воду (40°C) с последующей промывкой в проточной дистиллированной воде и сушкой при температуре $90\text{--}95^\circ\text{C}$ в термощкафу.

Пористое анодирование образцов фольги проводили двухстадийным методом в 4%-ном водном растворе щавелевой кислоты. На первой стадии формировали ПОА толщиной около 40 мкм в высоковольтном режиме [19]. Затем сформированный ПОА химически удаляли в селективном травителе (35 мл/л 85%-ной H_3PO_4 + 20 г/л CrO_3) при температуре $80 \pm 2^\circ\text{C}$. Вторую стадию анодирования проводили до полного окисления алюминиевой фольги. В результате получали свободную пленку ПОА толщиной около 60 мкм с упорядоченной пористой структурой. Для обеспечения электрического режима при анодировании использовали стабилизированный аналоговый источник питания ТЕС 5818. Напряжение формовки устанавливали разверткой с постоянной скоростью 0.5 В/с. Толщину ПОА контролировали по времени анодирования и с помощью микрометра с точностью ± 5.0 мкм. Температуру электролита поддерживали постоянной с точностью $\pm 0.5^\circ\text{C}$. Полученные в таком режиме матрицы содержали поры диаметром 50–60 нм с аспектным отношением ≥ 600 .

После анодирования осуществляли химическую полировку стенок пор ПОА в 4%-ном водном растворе H_3PO_4 при комнатной температуре в течение 20–60 мин, приводящую к расширению пор и травлению барьерного оксидного слоя на

дне пор. После полировки диаметр пор увеличился до 60–140 нм в зависимости от времени полировки. В результате получали матрицу из ПОА со сквозными вертикально упорядоченными порами (мембрану).

Затем на одну из сторон мембраны методом магнетронного распыления осаждали пленку никеля толщиной от 30 до 60 нм в зависимости от размера пор матрицы. Теоретически при таком способе вакуумного распыления металла на пористые матрицы атомы металла проникают в поры на определенную глубину, зависящую от диаметра пор и не превышающую удвоенного радиуса поры [20]. Практически, при использовании матриц ПОА с аспектным отношением более 600, к моменту захлопывания пор осаждающимся металлом глубина проникновения металла в поры оказывается несоизмеримо меньше длины поры и примерно в три раза меньше удвоенного радиуса поры [21].

Синтез углеродных трубок осуществляли инжекционным CVD методом путем высокотемпературного пиролиза жидкого углеводорода – ксилола [C_8H_{10}] в смеси с летучим источником катализатора – ферроценом [$\text{Fe}(\text{C}_5\text{H}_5)_2$]. Процесс проводили при атмосферном давлении с использованием аргона в качестве газа-носителя. Образцы из ПОА со слоем никеля на одной из сторон помещали в трубчатый реактор из кварца специально созданного для этих целей оборудования [22]. Концентрация ферроцена в смеси с ксилолом составляла (0.1–1.0)%, скорость инжекции реакционной смеси в зону реактора – 1 мл мин⁻¹, температура – 870°C , скорость потока аргона – 100 см³ мин⁻¹, скорость потока NH_3 – 10 см³/мин. Время синтеза составляло 1–10 мин, а скорость охлаждения определялась процессом естественного остывания нагревательного устройства.

Экспериментальные результаты представлены для трех режимов: в режиме 1 (образец 1) синтез осуществлялся в течение 10 мин в 0.1%-ной реакционной смеси, в режиме 2 (образец 2) – в течение 1 мин в 1.0%-ной реакционной смеси; и в режиме 3 (образец 3) синтез осуществлялся в течение 10 мин в 1.0%-ной реакционной смеси.

Морфологию поверхности и поперечных срезов образцов, химический состав и структуру полученного материала и выделенных из него углеродных трубок, а также изменения в структуре самой матрицы ПОА в процессе высокотемпературного отжига, исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ – Philips XL 30 S FEG и Hitachi S-4800), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ – Philips CM-30), ИК-спектроскопии (Perkin-Elmer Spectrum One) и спектроскопии комбинационного рассеяния (КР – твердотельный лазер Nico-

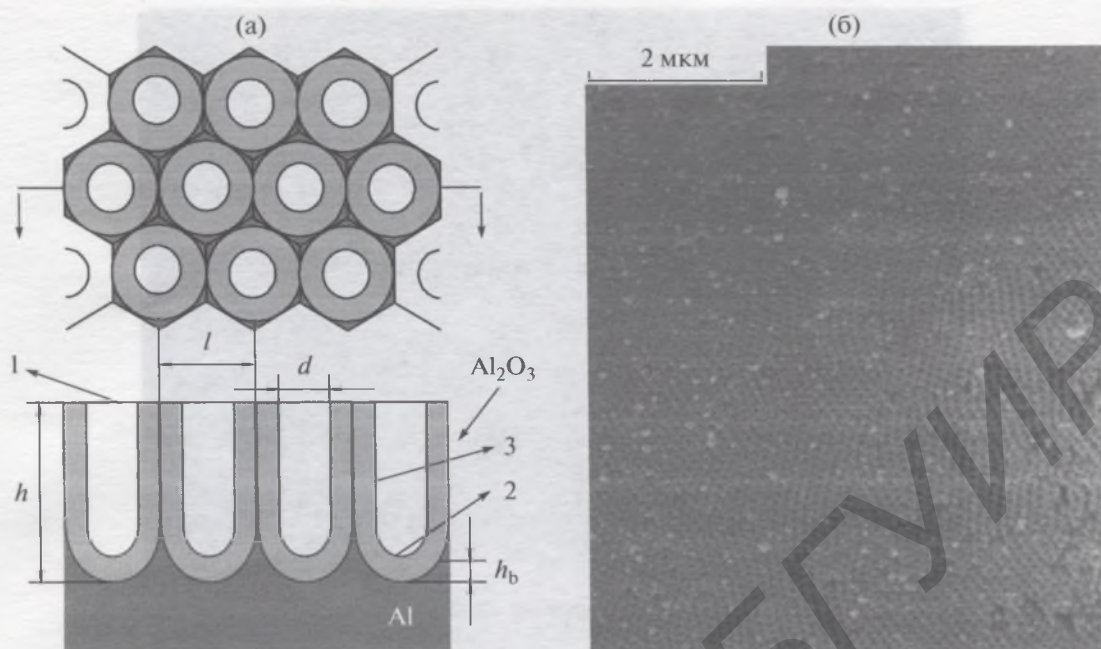


Рис. 1. Схематическое изображение (а) поперечного сечения ПОА: 1 – внешняя поверхность ПОА; 2 – дно поры; 3 – внутренняя поверхность поры; (б) – РЭМ-фотография фрагмента внешней поверхности ПОА до осаждения углеродных трубок.

let Spectrometer “NECSUS 720” с длиной волны $\lambda = 1064$ нм и мощностью 0.1–3 Вт).

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На данном этапе исследований изучались возможности синтеза УНТ с использованием пористой матрицы ПОА и двух катализаторов: частиц никеля, проникших в поры на небольшую глубину в процессе вакуумного распыления никелевой мишени и мелкодисперсных частиц железа нанометрового размера, образующихся при пиролизе ферроцена, которые также могли являться катализаторами роста УНТ. В ряде работ [23–28] отмечается, что в таких условиях синтеза, каждая пора может рассматриваться как сверхминиатюрный химический реактор, в котором перемешаются многоатомные молекулы. Преимущества такого подхода обусловлены возможностью концентрации реагентов и катализатора в ограниченном объеме и с изоляцией реагентов от внешней среды.

На рис. 1 показаны: (а) – схематическое изображение поперечного сечения ПОА: 1 – внешняя поверхность ПОА, 2 – дно поры, 3 – внутренняя поверхность поры; (б) – РЭМ-фотография фрагмента внешней поверхности ПОА до осаждения углеродных трубок.

На рис. 2 показаны РЭМ-изображения поверхности и скола образца синтезированного в режиме 1 до (а) и после (б) ионной очистки по-

верхности. Как видно из рис. 2, в результате ионной очистки с поверхности образца были полностью удалены аморфные углеродные нанобразования и частично стравлен ПОА. При изготовлении поперечных сколов разлом образца происходил в результате разрушения материала матрицы вокруг трубок; сами же трубки в основном сохраняли исходную форму (прямые, длинные и разделенные между собой). Лишь незначительная часть из них раскалывалась по длине. На приведенных изображениях (рис. 2б) хорошо видна сравнительно более “рыхлая” структура матрицы ПОА. При ионном травлении материал матрицы – пористый анодный оксид алюминия – распылялся быстрее, чем материал трубок, поэтому трубки на рис. 2б существенно выступают над поверхностью матрицы ПОА.

На рис. 3 представлены РЭМ-изображения поверхности и скола образца синтезированного в режиме 2 до (а) и после (б) очистки поверхности, а на рис. 4 – РЭМ-изображения поверхности и скола образца синтезированного в режиме 3 до (а) и после (б) очистки поверхности.

Из рис. 3 и 4 видно, что в режимах 2 и 3 в порах ПОА образовались ориентированные трубки такой же конфигурации, как и в режиме 1, но на поверхности образцов сформировались разориентированные, переплетенные УНТ значительно меньшего диаметра. Очевидно, что их рост никак не связан с порами в матрице и с трубками, сформированными в этих порах. Разница в углеродном

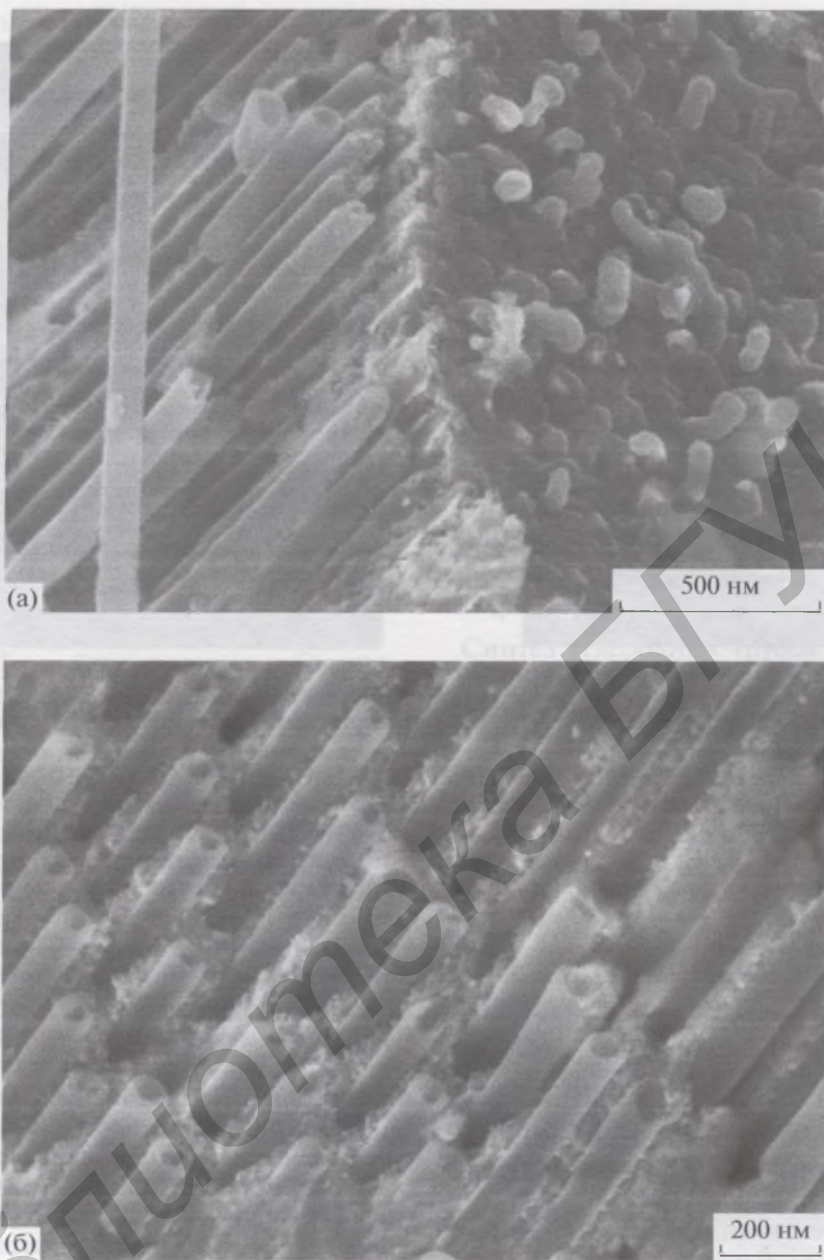


Рис. 2. РЭМ-изображения поверхности и скола образца синтезированного в режиме 1 до (а) и после (б) ионной очистки поверхности.

материале, образующемся на поверхности образцов в различных режимах, обусловлена различной концентрацией ферроцена в реакционной смеси. Обычные УНТ, образующиеся на поверхности ПОА, начинают активный рост лишь при возрастании концентрации ферроцена до 1.0% (режим 2). Диаметр таких трубок (от 10 до 20 нм) значительно меньше диаметра трубок в матрице ПОА, т.е. никак не связан с диаметром пор в матрице. Кроме того, из рис. 3б и 4б видно, что в режиме 2 формируются менее упорядоченные трубки.

Из приведенных фотографий следует, что при ионном травлении полностью удаляются нанотрубки, которые образовались на поверхности, и частично стравливается ПОА. То есть при ионном травлении обычные нанотрубки (на поверхности образца) и материал матрицы – анодный оксид алюминия – расплываются гораздо быстрее, чем материал трубок в матрице. Этот факт свидетельствует о том, что ориентированные трубки (в порах ПОА) обладают большей механической прочностью, чем тонкие разупорядоченные трубки на поверхности матрицы.



Рис. 3. РЭМ-изображения поверхности и скола образца синтезированного в режиме 2 до (а) и после (б) очистки поверхности.

На рис. 5 представлены ПЭМ-изображения нанотрубок двух типов: тонких, диаметром ~ 20 нм, выросших на поверхности матрицы (2 на рис. 5) и большого диаметра ~ 120 нм, синтезированных внутри пор ПОА (1 на рис. 5). Очевидна разница в геометрических размерах и форме образовавшихся на поверхности (2) и внутри матрицы (1) трубок.

В таблице приведены основные геометрические параметры массивов углеродных трубок для образцов, полученных в различных режимах синтеза в сравнении с параметрами исходной матрицы.

Из рисунков и таблицы следует, что в порах матрицы образовались строго ориентированные трубки, повторяющие форму пор с высокой сте-

пенью однородности геометрических размеров (разброс не более 20%).

Трубки имеют открытые концы, внутренний диаметр (40–74) нм и не содержат видимых физических дефектов. Степень упорядоченности и однородности геометрических размеров массива углеродных трубок зависит от однородности геометрических размеров носителя, т.е. от толщины ПОА и режимов его формирования; а также от режима синтеза самих трубок (в основном времени синтеза). Не смотря на высокое аспектное отношение пористого носителя (>600) трубки заполняют пору по высоте полностью в данном временном интервале синтеза. Увеличение времени синтеза приводит к увеличению толщины стенки трубки, а не ее высоты.

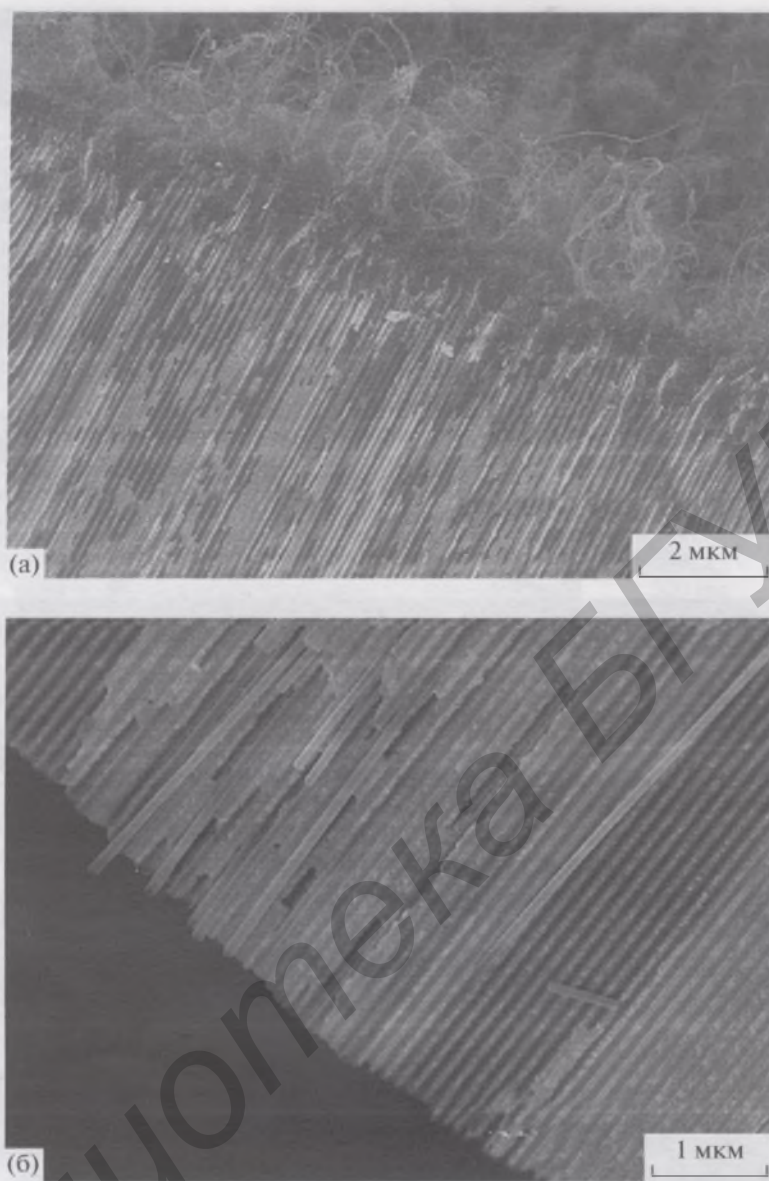


Рис. 4. РЭМ-изображения поверхности и скола образца синтезированного в режиме 3 до (а) и после (б) очистки поверхности.

Для исследования структуры стенок углеродных трубок, образовавшихся в порах ПОА, образцы были исследованы методом спектроскопии комбинационного рассеяния (КР). На рис. 6 показан спектр КР ($\lambda = 532$ нм) образца 1, полученного в режиме 1 после очистки поверхности. В спектре присутствует полоса в области 1595 см^{-1} , соответствующая дважды вырожденным деформационным колебаниям элемента графеновой структуры – шестичленного углеродного кольца в E_{2g} электронной конфигурации D_{6h}^4 кристаллической симметрии. Вторая полоса в области 1360 см^{-1} соответствует вибрационным состояниям разрушенной гексагональной решетки

вблизи границ углеродных кристаллитов и свидетельствует о наличии в синтезируемом массиве частично упорядоченных переходных форм углерода (измельченный графит, карбонизированный углерод). Наличие двух пиков на данных частотах с сопоставимой интенсивностью характерно для графитизированных материалов, состоящих из разупорядоченных углеродных нанокристаллитов [29], углеродных нановолокон [30] или углеродных нанотрубок с высокой степенью дефектности графитовых стенок. Стенки таких трубок представляют собой пакеты из однонаправленных графитовых пластинок с расстоянием между ними примерно 0.34 нм (структуры типа “папье-маше”) [31], а не графеновых плоскостей как в

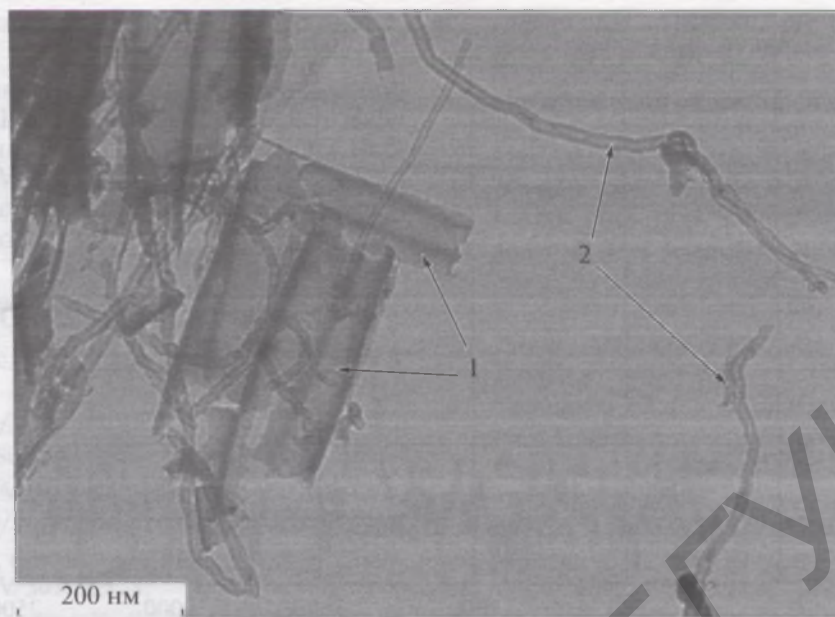


Рис. 5. ПЭМ-изображение нанотрубок двух типов (образец, синтезированный в режиме 3).

многослойных УНТ со структурой типа “матрешки” или “рулон” [32]. Таким образом, КР-спектр свидетельствует лишь о графитизированной структуре стенок трубок, синтезированных в порах ПОА, в отличие от классических многослойных УНТ, стенки которых представляют собой графеновые слои, расположенные на расстоянии 0.34 нм друг от друга [33]. Можно предположить, что полученные образцы представляют собой статистически ориентированные пластинки (чешуйки) графита, которые собираются в поликристаллические агрегаты на стенках поры, образуя вертикально ориентированные слои – многослойные углеродные трубки.

Полученные результаты показали, что существенные особенности высокотемпературного синтеза углеродных трубок в порах ПОА как в одномном нанореакторе обусловлены тем, что сам ПОА оказывается вовлеченным в этот физико-хи-

мический процесс. Анализ структурных преобразований (изменений) и химического состава ПОА в процессе его высокотемпературной обработки был проведен методом ИК-спектроскопии. Десорбция адсорбированной воды (около 6–10%) [34] наблюдается при температуре 110–130°C. ПОА содержит не только свободную, но и связанную воду, образующую соединения $Al_2O_3 \cdot nH_2O$, где n может принимать значения от 1 (толщина пленки меньше 16 мкм) до 3 (толщина пленки больше 50 мкм) [35]. Удаление связанной воды наблюдается в температурном диапазоне 350–550°C. Поэтому при высокотемпературном отжиге ПОА диаметр пор может незначительно увеличиться.

Преобразования в ПОА (в процессе синтеза УНТ) связаны не только с удалением связанной воды, но и с изменениями в структуре ПОА. При отжиге до 500°C ПОА теряет часть связанной воды, потому что разрушаются мостиковые связи

Основные геометрические параметры массивов углеродных трубок для образцов, полученных в различных режимах

Тип образца ¹	Среднее значение внешнего диаметра трубок d , нм	Среднее значение внутреннего диаметра трубок d_0 , нм	Среднее значение расстояния между трубками l , нм	Толщина стенки трубки l_0 , нм
1 (50 нм)	65	40	110	12
2 (65 нм)	90	55	160	17
3 (85 нм)	106	66	152	19
4 (100 нм)	120	74	160	20

¹ Тип образца определяется диаметром пор матрицы после полировки (указан в скобках) и режимом синтеза углеродных трубок: образец № 1 – режим 2, образцы № 2, 3 – режим 1, образец № 4 – режим 3.

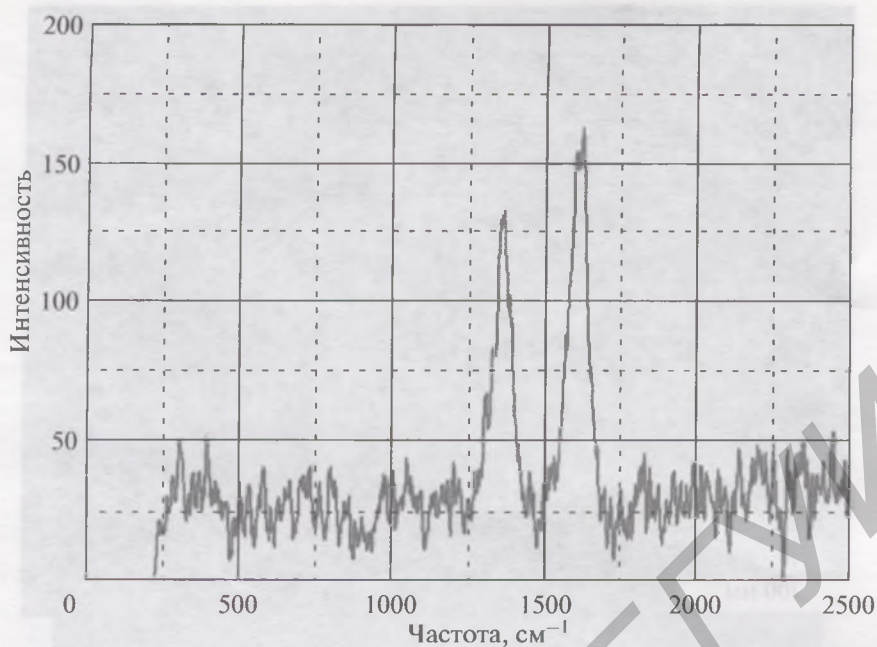


Рис. 6. Спектр комбинационного рассеяния для образца, полученного в режиме I после очистки поверхности.

Al–OH, и гидроокись $\text{Al}(\text{OH})_3$ частично переходит в кристаллический $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$. Этот переход сопровождался уменьшением (сжатием, усадкой) объема оксида в матрице с одновременным незначительным увеличением диаметра пор. Это объясняет увеличение диаметра трубок по сравнению с диаметром пор в исходной матрице. Следовательно, при температурах 850–870°C ПОА, аморфный до начала процесса CVD-осаждения, превращается в каталитически активный поликристаллический γ -оксид. Кристаллизация сопровождается уменьшением объема оксида на 14.3% и выделением 92 кДж/моль тепла [36].

Перечисленные модификации состава, структуры и химической активности оксидной матрицы в условиях синтеза УНТ привели к тому, что образование и рост углеродных трубок имели место одновременно на всей поверхности стенок пор в ПОА, которая сыграла как формообразующую, так и каталитическую роль. В то же время стало очевидным, что при данных условиях синтеза (прежде всего при данной температуре) процессы, происходящие на внутренней поверхности пор ПОА, подавляют каталитическую активность частиц никеля на дне пор. Частицы железа из ферроцена проявили себя как каталитические центры зарождения классических УНТ, не связанных с размерами пор, на внешней поверхности анодного оксида.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что использование свободных пленок ПОА в качестве матриц при CVD-синтезе УНТ позволяет сконцентрировать реагенты в ограниченном наноразмерном пространстве (порах), изолировав их от внешних воздействий, что позволяет эффективно проводить пространственно-ограниченные процессы формирования новых веществ и материалов. Установлено, что происходящие при синтезе углеродных трубок структурные и морфологические изменения в ПОА активизируют поверхность стенок пор, которые приобретают уникальные свойства катализатора роста углеродных трубок.

Материал на основе массива углеродных трубок, встроенных в пористые матрицы поликристаллического $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, представляет значительный интерес для практического использования [37], например, в качестве активных элементов в составе автоэмиссионных катодов [38–40], химических и биологических датчиков [30, 41]. “Нанопробирки”, изготовленные из полученного композита, могут легко заполняться, например, ферромагнитными материалами. Они хорошо диспергируются в воде и этиловом спирте и могут быть использованы в медицине для доставки лекарств *in vivo* [42]. Синтезированные описанным методом углеродные трубки обладают повышенными адсорбционными свойствами по сравнению с известными углеродными материалами (активированный уголь, однослойные и многослойные УНТ) и могут быть использованы само-

стоятельно для создания контейнеров хранения водорода [43].

Авторы выражают благодарность профессору Л. Бальку (L.J. Balk) и доктору Р. Хайдерхоффу (R. Heiderhoff) (университет г. Вупперталь, Bergische Universität Wuppertal) за предоставленную возможность использования растрового электронного микроскопа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Раков Э.Г. // Рос. хим. журн. 2004. Т. XLVIII. № 5. С. 12.
2. Terrones M. et al. // Nature. 1997. V. 388. P. 52.
3. Ren Z.F. et al. // Science. 1998. V. 282. P. 1105.
4. Bower C. et al. // Appl. Phys. Lett. 2000. V. 77. P. 830.
5. Mauger M. et al. // Appl. Phys. Lett. 2004. V. 85. P. 305.
6. Satishkumar B.C., Govindaraj A., Rao C.N.R. // Chem. Phys. Lett. 1999. V. 307. P. 158.
7. Lee C.J., Lyu S.C., Kim H.-W. et al. // Chem. Phys. Lett. 2002. V. 359. P. 109.
8. Kim N.S., Lee Y.T., Park J. et al. // J. Phys. Chem. B. 2003. V. 107. P. 9249.
9. Bai S., Li F. et al. // Chem. Phys. Lett. 2003. V. 373. P. 83.
10. Grobert N., Terrones M., Trasobares S. et al. // Appl. Phys. A. 2000. V. 70. P. 175.
11. Fowlkes J.D., Melechko A.V., Klein K.L. et al. // Carbon. 2006. V. 44. P. 1503.
12. Zhang X.Y., Zhang L.D., Zheng G.H., Zhao L.X. // J. of Crystal Growth. 2001. V. 223. P. 306.
13. Miao J.Y., Cai Y., Chan Y.F., Sheng P., Wang N. // J. Phys. Chem. 2006. V. 110. № 5. P. 2080.
14. Yu K. et al. // Mater. Lett. 2007. V. 61. P. 97.
15. Jeong S.H., Lee K.H. // Synth. Met. 2003. V. 139. P. 385.
16. Hu W.K., Yuan L.M., Chen Z. et al. // J. Nanosci. Nanotechnol. 2002. V. 2. P. 203.
17. Gao H., Mu C., Wang F. et al. // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 93. P. 5602.
18. Yu W.J., Cho Y.S., Choi G.S., Kim D. // Nanotechnology. 2005. V. 16. P. S291.
19. Воробьева А.И., Шулицкий Б.Г., Прудникова Е.Л. // Нано- и микросистемная техника. 2007. Т. 86. № 9. С. 39.
20. Livshutz A.I. // Vacuum. 1979. V. 29. № 3. P. 103.
21. Сокол В.А. Электрохимическая технология гибридных интегральных микросхем. Минск: Бестпринт, 2004. 360 с.
22. Labunov V.A., Shulitski B.G., Nonrestricted large area of vertically aligned carbon nanotubes // Труды III Российско-Японского семинара "Оборудование и технологии для производства компонентов твердотельной электроники и наноматериалов". МИСиС-ULVAC Inc., Москва. 2005. С. 260.
23. Davydov D.N., Sattari P.A., Almawlawi D. et al. // J. Appl. Phys. 1999. V. 86. P. 3983.
24. Martin C.R. // Science. 1994. V. 266. P. 1961.
25. Yin A., Li J. et al. // Appl. Phys. Lett. 2001. V. 9. № 7. P. 1039.
26. Das B., McGinnis S.P. // Appl. Phys. A. 2000. V. 71. P. 681.
27. Третьяков Ю.Д. и др. // Успехи химии. 2004. Т. 73. № 9. С. 974.
28. Pan X. et al. // Nature Materials. 2007. V. 6. P. 507.
29. Персианцева Н.М., Поповичева О.Б., Старик А.М. и др. // Письма в ЖТФ. 2000. Т. 26 (18). С. 50.
30. Апресян Л.А., Власов Д.В., Власова Т.В. и др. // ЖТФ. 2006. Т. 76 (12). С. 140.
31. Feng S.Q., Yu D.P., Hu G. et al. // J. Phys. Chem. Sol. 1997. V. 58. P. 1887.
32. Im W.S., Cho Y.S., Choi G.S. et al. // Diamond Relat. Mater. 2004. V. 13. P. 1214.
33. Дьячков П.И. Углеродные нанотрубки: строение, свойства, применения. М.: Бином. Лаборатория знаний, 2006. 293 с.
34. Богоявленский А.Ф., Котова Е.Г. // Журн. физической химии. 1969. Т. 43. № 10. С. 2449.
35. Верник С., Пиннер Р. Химическая и электрохимическая обработка алюминия и его сплавов. Л.: Судпромгиз, 1960. 300 с.
36. Fernández-Romero, Montero-Moreno J.M., Pellicer E., Peiró F. et al. // Materials Chemistry and Physics. 2008. V. 111. P. 542.
37. Басаев А.С., Шулицкий Б.Г., Воробьева А.И. и др. // Российские нанотехнологии. 2011. Т. 6. № 3-4. С. 8-15.
38. Sun-Kyu Hwang, Junghyun Lee, Soo-Hwan Jeong et al. // Nanotechnology. 2005. V. 16. P. 850.
39. Tatsuya Iwasaki, Taiko Motoi, Tohru Den // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 75(14). P. 2044.
40. Xu N.S., Ejaz Hug // Mater. Sci. Eng. R. 2005. V. 48. P. 47.
41. Milne W.I., Teo K.B.K., Amarasingha G.A.J. et al. // J. of Mater. Chem. 2004. V. 14. P. 933.
42. Hironori Orikasa, Nobuhiro Inokuma, Somlak Ittisanronnachai, Xiao-Hui Wang, Osamu Kitakami, Takashi Kyotani // Chem. Commun. 2008. P. 2215.
43. Wu X.B., Li J.T., Wu G.T. et al. // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 83. P. 3389.