

**А. И. Воробьева**, канд. техн. наук., вед. науч. сотр., **С. Л. Прищепа**, д-р физ.-мат. наук, проф.,  
**Е. А. Уткина**, канд. техн. наук. доц., вед. науч. сотр., **О. М. Комар**, аспирант,  
 Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, г. Минск,  
 Республика Беларусь, e-mail: vorobjova@bsuir.by

## ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ НАНОСТОЛБИКОВ В ПОРИСТОМ ОКСИДЕ АЛЮМИНИЯ

Поступила в редакцию 06.08.2013

*Рассматривается электрохимический метод формирования вертикально ориентированных никелевых наностолбиков с использованием шаблона из тонкого пористого анодного оксида алюминия (ПАОА). Исследуются электрофизические свойства никелевых наностолбиков, встроенных в ПАОА, в сравнении с обычными (не окруженными оксидом) наночастицами нанокристаллического и аморфного никеля.*

**Ключевые слова:** никелевые наностолбики, пористый оксид алюминия, удельная намагниченность, электрохимические процессы

**A. I. Vorobjova, S. L. Prischepa, E. A. Utkina, O. M. Komar**

## FORMATION AND PROPERTIES OF NICKEL NANOPILLARS IN POROUS ALUMINUM OXIDE

*The electrochemical method of formation of vertically oriented nickel nanopillars with the use of template from a porous anodic aluminum oxide (PAOA) is considered. The electrophysical properties of nickel nanopillars embedded in PAOA in comparison with usual (not surrounded with oxide) nanoparticles of nanocrystalline and amorphous nickel are investigated.*

**Keywords:** nickel nanopillars, porous aluminum oxide, specific magnetization, electrochemical processes

### Введение

Магнитные наностолбики (нанонити) представляют собой важное семейство магнитных наноструктур благодаря потенциальным возможностям их применения для создания магнитной памяти с высокой плотностью записи [1–3], одноэлектронных приборов [4], наноэмиттеров в жидкокристаллических индикаторных устройствах (ЖКИ) [5]. Кроме того, магнитные нанокompозитные структуры интересны как материал для фундаментальных исследований магнитных и транспортных свойств в размерно-ограниченных магнитных системах [6], так как они имеют уникальные физические свойства по сравнению с микрокристаллическими и объемными аналогами [7–11].

При изготовлении наноразмерных объектов различного назначения широко используют упорядоченные матрицы из пористого анодного оксида алюминия (ПАОА) благодаря их следующим уникальным свойствам: контролируемые значения размеров пор и расстояний между ними, малый разброс значений этих величин, идеальная цилиндрическая форма пор [12, 13]. Изготовление наноструктур с использованием ПАОА в качестве маски или матричного шаблона (*template*) дешевле, чем изготовление таких же структур методом электронно-лучевой литографии [14], а также позволяет формиро-

вать наноструктуры на поверхности большой площади.

Для формирования магнитных наноразмерных материалов с использованием ПАОА широко используют химические методы, такие как электрохимическое осаждение на переменном токе [15], электрохимическое осаждение на постоянном токе [16, 17], золь-гель методы [18] и др. Обычный процесс осаждения на постоянном токе с использованием пористой мембраны из оксида алюминия состоит из следующих этапов: травление мембраны для получения сквозных пор, осаждение на одну из сторон мембраны проводящего материала для формирования рабочего электрода, и собственно электроосаждение длинных нанонитей [19–23].

Данный метод применим только для свободных пленок пористого оксида алюминия (мембран), которые имеют толщину более 20 мкм (как правило, 50–80 мкм), достаточную для проведения технологических операций. В то же время для большинства наноструктурных применений, отмеченных выше, требуется толщина пористого  $Al_2O_3$  от нескольких сотен нанометров до нескольких микрометров. Такой оксид изготавливают из тонких пленок алюминия, сформированных на подложке методами вакуумного осаждения.

В представленной работе рассматривается процесс формирования матрицы никелевых нанораз-

Основные параметры процесса анодирования и пористого оксида алюминия

Параметр	Электролит	
	№ 1	№ 2
Напряжение анодирования (стадия 1 и стадия 2), $V_a^1, V_a^2, В$	40	80
Время анодирования (стадия 1), $t_a^1, мин$	20	40
Время анодирования (стадия 2) $t_a^2, мин$	15	30
Температура электролита, $T_e, °С$	14	14
Толщина оксида, $H_o, нм$	500	450
Толщина барьерного слоя, $h_b, нм$	40	80
Средний диаметр пор*, $d_p, нм$	40	90
*До процесса утонения		

мерных столбиков в тонком (толщиной до 1,0 мкм) ПАОА на различных функциональных подложках методом электрохимического осаждения. Исследуются электрофизические свойства никелевых наностолбиков, встроенных в ПАОА, в сравнении с обычными (не окруженными оксидом) наночастицами нанокристаллического и аморфного никеля.

## 1. Методика эксперимента

Экспериментальные образцы представляли собой двухслойные тонкопленочные композиции алюминия (Al) и тантала (Ta), осажденные на стандартные ( $6,0 \times 4,8$  см) ситалловые или Si/SiO<sub>2</sub> (диаметр кремниевой подложки 76 мм) подложки. Поликристаллические пленки Al толщиной 2500...3000 нм и Ta толщиной 300...600 нм (адгезионный подслой) получали методом электронно-лучевого распыления в едином вакуумном цикле на установке 01НЭ-7-004 (Оратория-9). Остаточное давление в вакуумной камере при распылении Ta составляло  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Па, температура подложки 523 К, скорость осаждения ( $1,0 \pm 0,2$ ) нм/с. После охлаждения подложек до 423 К и при остаточном давлении  $1,4 \cdot 10^{-4}$  Па на слой Ta осаждали слой Al из мишени марки А-995 (0,005 % примесей) со скоростью ( $5,0 \pm 0,5$ ) нм/с. Толщину и скорость осаждения пленок контролировали кварцевым измерителем толщины.

Далее на каждой подложке формировали окошки (6 окон — на ситалловой и 12 окон — на кремниевой подложке) с площадью рабочей поверхности  $1,0 \text{ см}^2$  методом фотолитографии и плотного анодирования в 1 %-ном водном растворе лимонной кислоты. Маскирование перед плотным анодированием проводили с использованием позитивного фоторезиста ФП-383.

Тонкие пленки пористого оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с упорядоченной структурой изготавливали путем двухстадийного процесса анодирования как описано в работе [24], используя два типа электролита: 3,4 %-ный водный раствор щавелевой кислоты (электролит № 1) и 4 %-ный водный раствор ортофосфорной кислоты (электролит № 2). Параметры процесса анодирования и пористого оксида алюминия представлены в табл. 1.

Перед первым пористым анодированием проводили плотное анодирование пленки алюминия в 1 %-ном водном растворе лимонной кислоты при напряжении в 1,7 раза меньшем, чем напряжение формирования ПАОА. Эта операция улучшает планарность поверхности крупнозернистой пленки Al и процесс пористого анодирования начинается по всей поверхности образца почти одновременно. После второго анодирования образуется относительно упорядоченная пористая пленка оксида алюминия толщиной порядка 500 нм. Таким образом, пленка алюминия анодируется не насквозь (до пленки Ta), а на определенную глубину,

так что оставшаяся пленка Al толщиной 1300...1500 нм является хорошим токопроводящим слоем при осаждении металла в поры. Очень важно, что полученная пленочная композиция остается на подложке.

Перед осаждением металла проводили "утонение" барьерного слоя на дне пор оксида, как описано в работе [25]. Использовали комбинированный процесс утонения. Сначала проводили локальное электрохимическое растворение барьерного слоя только на дне пор сразу после анодирования при постепенном снижении потенциала анодирования с постоянной скоростью 0,5 мВ/с до 15 В, затем с постоянной скоростью 0,2 мВ/с до 5 В. Когда потенциал достигает минимального значения, толщина барьерного оксида на дне пор становится близкой к 5...7 нм. Дальнейшее уменьшение потенциала анодирования может вызвать отслаивание окисной структуры от пленки алюминия во время осаждения металла. Затем проводили химическое травление остатков барьерного слоя в 4 %-ном водном растворе ортофосфорной кислоты при комнатной температуре (20 °С) в течение 30 мин. Полученная матрица из ПАОА со сквозными каналами на тонкой пленке оставшегося алюминия является рабочим электродом при электрохимическом осаждении никеля.

Для осаждения никеля в пористый оксид алюминия использовали электролит следующего состава (в г/л): NiSO<sub>4</sub> · 7H<sub>2</sub>O (140); NiCl<sub>2</sub> · 6H<sub>2</sub>O (30); H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> (25); Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (60), pH = 5,2. Осаждение проводили либо в трехэлектродной ячейке при постоянном потенциале в диапазоне -1,6...-2,0 В (относительно Ag/AgCl<sub>нас</sub> электрода сравнения) в течение 3...10 мин (DC-осаждение), либо в импульсном режиме: -12...+4 В. Число импульсов — от 44 до 120. В качестве вспомогательного электрода использовали графитовую пластину.

Морфологию поверхности и поперечных срезов образцов полученного материала исследовали с помощью растровой электронной микроскопии

(РЭМ — Philips XL 30 S FEG) и атомно-силовой микроскопии (АСМ) на приборах Nanotop NT-206 ("Микротестмашины", Беларусь) и Solver P47H (NT-MDT Co., Россия). Измерения осуществляли в контактном режиме в атмосферных условиях с использованием кремниевых кантиллеров CSC12/15. Компьютерная обработка экспериментальных данных проводилась с помощью пакета прикладных программ "SX (Surface Explorer)".

Исследования фазового состава экспериментальных образцов проводили методом рентгеноструктурного анализа (X-ray diffraction, XRD) с использованием дифрактометра ДРОН-2 (CuK $\alpha$ -излучение с длиной волны  $\lambda = 0,154056$  нм) и дифрактометра PANalyticalX'pertProMPD). Электромагнитные измерения проводили на установке "Поле 086-ТЕСЛА".

## Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены данные рентгенофазового анализа экспериментальных образцов (металлсодержащих нанокompозитов Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — Ni), полученных в режиме импульсного осаждения (а) и при постоянном потенциале (б) в первом электролите. Форма приведенных спектров с узкими пиками позволяет однозначно утверждать, что композит имеет кристаллическую структуру.

Кроме рефлексов никеля (44,52°) на рентгенограммах присутствуют пики, соответствующие алюминиевой пленке (38,52°). Матрица Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> является рентгеноаморфной и не вносит существенного вклада в дифракционные спектры. Лишь при малом содержании никеля (рис. 1, в) на рентгенограмме наблюдается гало, соответствующее рассеянию рентгеновского излучения на пористой матрице (23,25°).

Сигналы от кристаллического никеля четко выражены и по интенсивности почти не отличаются для образцов с двух циклов осаждения в разных режимах. Индексирование рентгенограмм и уточнение параметров элементарной ячейки проводили с использованием справочно-расчетных таблиц [26]. Никель кристаллизуется в кубической сингонии с параметром гранецентрированной элементарной ячейки  $a = 3,5224$  Å [27].

По формуле Дебая—Шерера были рассчитаны размеры когерентных областей (кристаллитов никеля), которым соответствуют полученные пики:

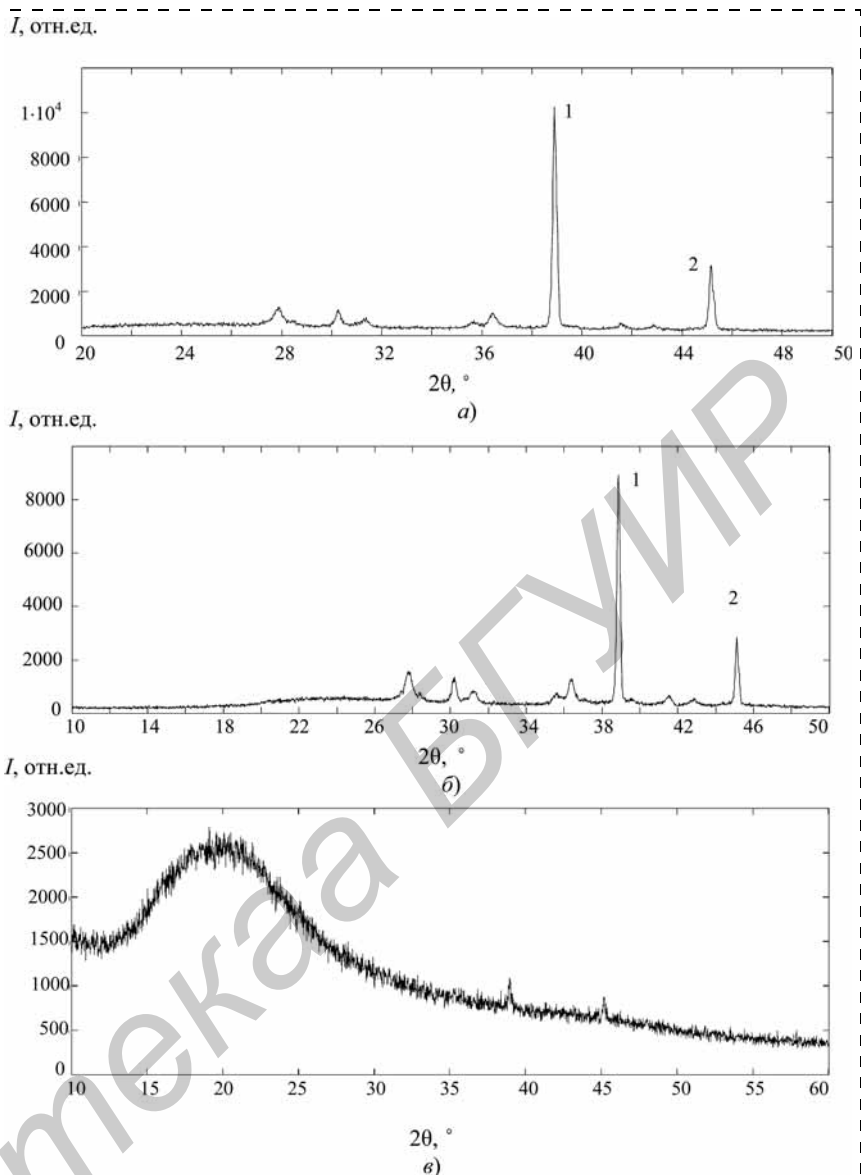


Рис. 1. Рентгеновская дифрактограмма нанокompозита Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (электролит № 1) — Ni для двух типов образцов:

а — никель получали в режиме импульсного осаждения (88 импульсов); б — при постоянном потенциале (−1,8 В, 5 мин); в — для Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с малым содержанием никеля (−1,8 В, 30 с)

$$L = \frac{0,9\lambda}{B\cos\theta},$$

где  $L$  — размер кристаллитов;  $\lambda$  — длина волны рентгеновского излучения;  $B$  — полная ширина пика на уровне средней линии (в половине максимума) и  $\theta$  — половина угла дифракции пика кристаллической ориентации. Табл. 2 содержит полученные структурные данные для двух типов образцов.

Из полученных результатов можно сделать вывод, что формирующиеся кристаллиты Ni имеют гранецентрированную кубическую структуру (fcc) с основным кристаллографическим направлением [111]. Сравнение данных для пяти образцов двух типов показывает, что средний размер кристаллитов лежит в диапазоне 17...24 нм.

Данные рентгеноструктурного анализа

Кристаллическая ориентация	2θ	B	L, нм	Интенсивность, %
Ni (111) <sup>1</sup>	44,52 (44,51) <sup>2</sup>	0,38	23	30
Ni (111)	44,58 (44,51)	0,49	17,5	30
Al (111)	38,52	0,43	—	100

<sup>1</sup> Импульсный режим.  
<sup>2</sup> В скобках приведены значения из работы [26].

Для определения топографических параметров микроструктуры образцов (микрорельефа поверхности) были проведены АСМ-исследования на микроскопах отечественного производства Nanotop NT-206 ("Микротестмашины", Беларусь) и Solver P47H (NT-MDT Co., Россия), рис. 2 и 3.

Исследовали нанокompозиты Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — Ni (столбики никеля, встроенные в пористый оксид алюминия) и столбики никеля без оксида после селективного травления последнего в растворе следующего состава: 1,8 масс. % H<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub> и 7,4 масс. % H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> при температуре 85 °С. По АСМ-изображениям (Solver P47H (NT-MDT Co., Россия) оценивали протяженность наностолбиков вдоль оси пор, и однородность их распределения на площади 4 × 4 мкм для различных условий осаждения. Топография поверхности свободных столбиков никеля без оксида алюминия для образцов, полученных в режиме импульсного осаждения, показана на рис. 2.

На рис. 3 приведены 2D-АСМ-изображение поверхности образца после травления оксида алюминия (а) и профили поверхности этого образца на различных участках поверхности (б, в), полученные с использованием прибора Nanotop NT-206, для образца с никелем, осажденным при постоянном потенциале.

На АСМ-изображениях видна совокупность регулярных, примыкающих друг к другу куполообразных столбиков никеля. Изображения поверхности, снятые на различных участках образцов каждого типа, имели идентичный характер, что свидетельствовало о достаточно хорошей воспроизводимости и повторяемости результатов. Вблизи фронта барьерного слоя поры заполнены практически на 100 %.

Значения характеристических параметров микрорельефа, полученные в результате статистического анализа АСМ-профилей на площади 4×4 мкм, и основные геометрические параметры экспериментальных образцов

Основные топографические параметры экспериментальных образцов

Параметры	Тип подложки	
	Кремний	Ситалл
Диаметр столбиков $d^1$ , нм	60...80 (67,0) <sup>2</sup>	60...85
Расстояние между столбиками $D$ , нм	100...120 (107,8)	100...125
Высота столбиков $h$ , нм	40...60	40...65
Разброс высот рельефа $Z_{mean}$ , нм	15,505	22,617

<sup>1</sup> Определяется на уровне средней линии.  
<sup>2</sup> В скобках представлены значения, полученные по профилям, приведенным на рис. 3.

приведены в табл. 3. Расчетное значение расстояния между столбиками (расстояние между ячейками в пористом оксиде алюминия, равное диаметру ячейки) определяется по формуле  $D_{я} = 2k_a \cdot V_a + d_p = 2 \cdot 0,9 \cdot 40 + 40 = 112$  нм, где  $D_{я}$  — диаметр ячейки;  $k_a$  — постоянная анодирования, равная для данного электролита 0,9 нм/В. Полученное значение хорошо согласуется со значением  $D$  профиля на рис. 3, б (107,8 нм).

На рис. 4 показаны РЭМ-фотографии поверхности нанокompозита Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — Ni для двух типов образцов: никель осаждали при постоянном потенциале (рис. 4, а); в импульсном режиме (рис. 4, б). Из фотографий видно, что степень заполнения пор никелем выше для образцов, полученных в импульсном режиме.

АСМ-исследования показали, что вблизи фронта барьерного слоя ПАОА поры заполнены практически

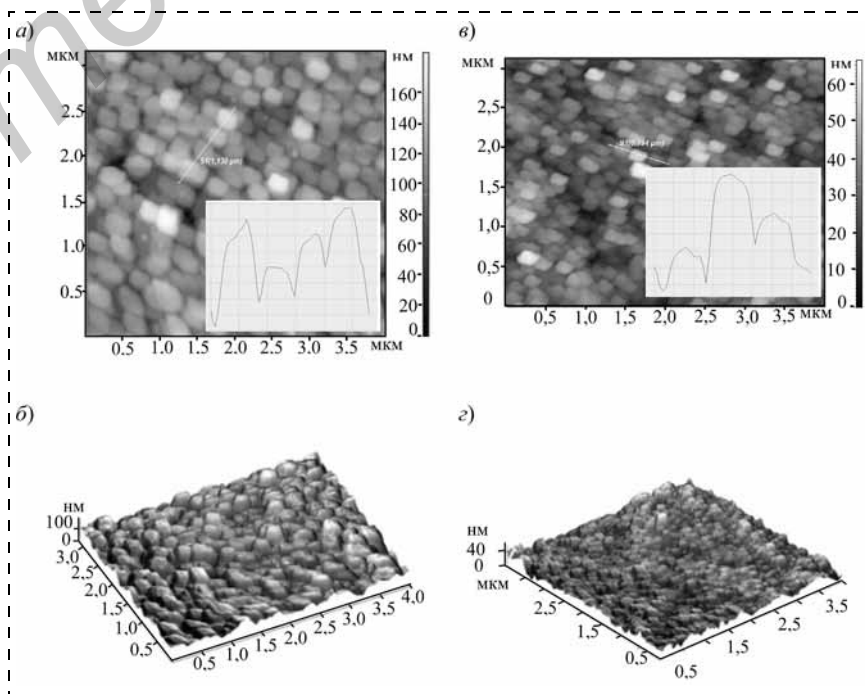


Рис. 2. 2D- и 3D-АСМ-изображения поверхности свободных столбиков Ni: а, б — оксид сформирован в электролите № 2; в, г — оксид сформирован в электролите № 1; на вставках профили, соответствующие маркировочным линиям на 2D-изображениях

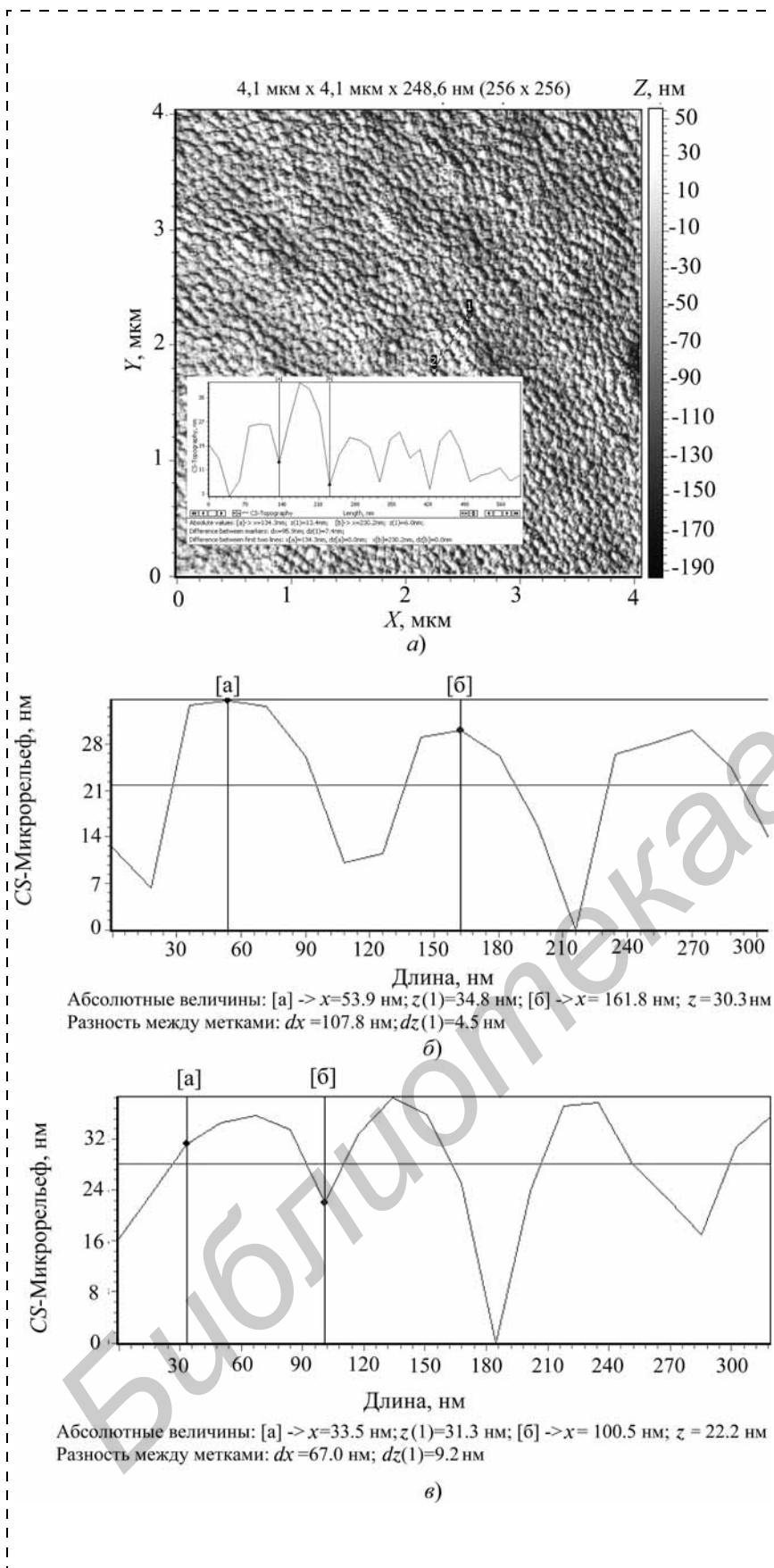


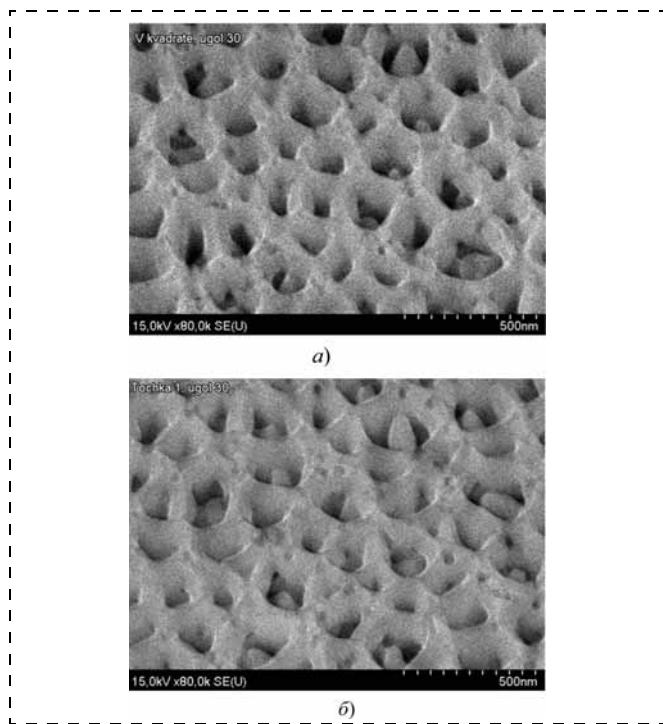
Рис. 3. 2D АСМ-изображение поверхности образца, после травления оксида алюминия (а), и профили поверхности этого образца на различных участках поверхности (б, в). Никель осаждали при постоянном потенциале (-1,8 В, 3 мин) в поры  $Al_2O_3$ , полученного в электролите № 1

ски на 100 %. РЭМ-фотографии поверхности образцов показывают, что не все поры заполнены и/или не в одинаковой степени. Скорость заполнения пор металлом различается ввиду образования пузырьков водорода на поверхности оксида во время осаждения, флуктуаций толщины барьерного слоя, и степени упорядоченности пористого оксида алюминия. Никель предпочтительно осажается в тех порах, которые не заблокированы пузырьками водорода, и длина столбиков различается. Поэтому такой параметр профилей как высота столбиков, определяемый и свойствами матрицы, и условиями проведения синтеза, имеет разброс порядка 30 %. Более узкое (с разбросом не более 10 %) распределение столбиков по размерам при использовании тонких пленок, осажденных на подложки, пока еще трудно достижимая задача без использования технологии импринтинга.

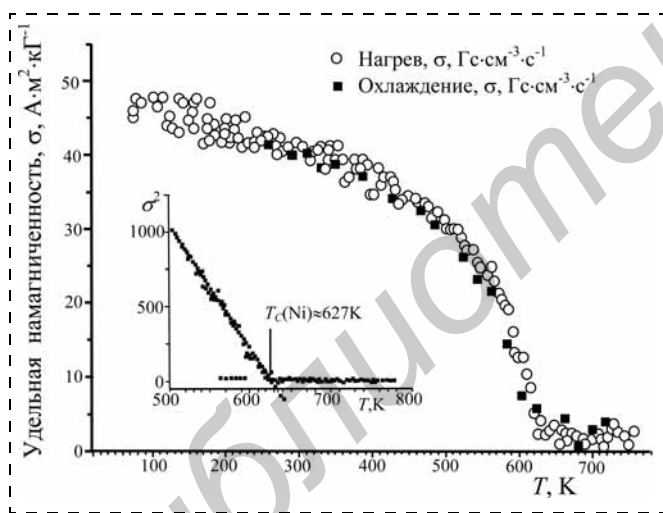
Были проведены также исследования температурных зависимостей удельной намагниченности полученного композитного материала. Температурные зависимости удельной намагниченности  $\sigma = f(T)$  изучены в диапазоне температур 77...700 К в режимах нагревания и охлаждения образцов (рис. 5).

Температуру Кюри ( $T_C$ ) для полученного электролитического никеля определяли согласно закону Кюри — Вейсса:  $\sigma(T) \approx (1/T/T_C)^{1/2}$ . На вставке к рис. 5 показана зависимость  $\sigma^2(T)$ , что позволяет определить значение  $T_C$  электролитического никеля как 627 К. Это значение согласуется с температурой Кюри массивного никеля.

Значение удельной намагниченности ( $40 \text{ А} \cdot \text{м}^2 \cdot \text{кг}^{-1}$  при охлаждении и  $45 \text{ А} \cdot \text{м}^2 \cdot \text{кг}^{-1}$  при нагревании) соответствует размерам нанокристаллитов и условиям съемки [28]. Для массивного никеля удельная намагниченность равна  $58,9 \text{ А} \cdot \text{м}^2 \cdot \text{кг}^{-1}$  [29]. Из полученных данных определили магнитный момент атома никеля, равный  $0,46 \mu_B$  ( $\mu_B$  — магнетон Бора), что меньше, чем магнитный момент атома Ni ( $0,62 \mu_B$ ), известный из литературы [30]. Меньшие значения удельной намагниченности и магнитного момента скорее всего вызваны размерными эффектами.



**Рис. 4.** РЭМ-фотографии поверхности нанокompозита  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (электролит № 2) — Ni для двух типов образцов: *a* — никель получен при постоянном потенциале (−1,8 В, 10 мин); *б* — никель получен в режиме импульсного осаждения (120 импульсов)



**Рис. 5.** Температурные зависимости удельной намагниченности электролитического никеля, осажденного в пористый оксид алюминия (электролит № 1)

## Заключение

Детально изучен метод осаждения никеля в упорядоченные наноканалы тонкого пористого оксида алюминия, находящегося на подложке. Представленный метод формирования матрицы упорядоченных, металлических наностолбиков — дешевый и гибкий в отношении размеров столбиков и

толщины пористой структуры. Толщина барьерного слоя и диаметр пор могут варьироваться в широких пределах независимо друг от друга.

Экспериментальные исследования показали, что на начальном этапе осаждения около 100 % пор заполняются никелем, а наблюдаемые флуктуации в скорости роста наностолбиков зависят от флуктуаций толщины барьерного слоя, степени совершенства матрицы из оксида и режима осаждения. С увеличением потенциала и времени при DC-осаждении выделение водорода становится доминирующим процессом, подавляя однородное осаждение и уменьшая коэффициент заполнения пор.

Исследования структурных свойств никелевых нанонитей, встроенных в ПАОА, в сравнении с обычными (не окруженными оксидом) наночастицами нанокристаллического никеля, показали, что полученный материал имеет параметры, свойственные наночастицам нанокристаллического никеля размером около 18 нм.

Предлагаемый метод электрохимического осаждения может быть использован для осаждения таких материалов, как Fe, Co, и NiFe-сплавов, которые находят применение в качестве ферромагнитных материалов для запоминающих устройств с высокой плотностью записи и хранения информации, а также устройств спинтроники. Вертикально ориентированные, однонаправленные столбики из чередующихся металлических нанослоев представляют значительный интерес для создания регулярной структурированной вертикально ориентированной среды, содержащей большое количество магнитных однодоменных наноразмерных частиц [31, 32]. В этом случае осаждение многослойных тонкопленочных композиций магнитных и немагнитных материалов, например Ni—Cu—Fe, в пористый оксид возможно только при определенных фиксированных потенциалах, при этом оксид алюминия должен оставаться на подложке в контакте с токоподводящим слоем.

*Работа выполнена в рамках Государственной научно-технической программы "Нанотехнологии и наноматериалы" Министерства образования Республики Беларусь.*

*Авторы выражают благодарность канд. физ.-мат. наук Янушкевичу Казимиру Иосифовичу (ИФТТП НАНБ) за помощь при проведении исследований магнитных свойств экспериментальных образцов.*

## Список литературы

1. AlMawlawi D., Coombs N., Moskovits M. Magnetic Properties of Fe Deposited into Anodic Aluminum Oxide Pores as a Function of Particle Size // J. Appl. Phys. 1991. V. 70. P. 4421—4426.
2. Li F., Metzger R. M., Doyle W. D. Influence of particle size on the magnetic viscosity and activation volume of Fe nanowires in alumina films // IEEE Trans. Magn. 1997. V. 33. N 5. P. 3715—3717.

3. **Nielsch K., Wehrspohn R. B., Barthel. J.** et al. Hexagonally ordered 100 nm period nickel nanowire arrays // *J. Appl. Phys. Lett.* 2001. V. 79. № 9. P. 1360–1364.
4. **Tager A. A., Xu J. M., Moskovits M.** Spontaneous charge polarization in single-electron tunneling through coupled nanowires // *Phys. Rev. B.* 1997. V. 55. P. 4530–4538.
5. **Kruis F. E., Nielsch K., Fissan H.** et al. Preparation of size-classified PbS nanoparticles in the gas phase // *Appl. Phys. Lett.* 1998. V. 73. P. 547–556.
6. **Fert A., Piraux L.** Magnetic nanowires // *J. Magn. Magn. Mater.* 1999. V. 200. P. 338–358.
7. **Karch J., Birringer R. and Gleiter H.** Ceramics ductile at low temperature // *Nature.* 1989. V. 330. P. 556.
8. **Gleiter H.** Nanocrystalline materials // *Prog. Mater. Sci.* 1989. V. 33, № 4. P. 223–315.
9. **Hahn H. and Averback R. S.** Low-Temperature Creep for Nanocrystalline Titanium Oxide // *J. Am. Ceram. Soc.* 1991. V. 74 (11). P. 2918–2921.
10. **Beck D. D., Siegel R. W.** The Dissociative Adsorption of Hydrogen Sulfide Over Nanophase Titanium Dioxide // *J. Mater. Res.* 1992. V. 7. P. 2840–2845.
11. **McMichael R. D., Shull R. D., Swartzendruber L. J., Bennett L. H.** Magnetocaloric effect in superparamagnets // *J. Magn. Magn. Mater.* 1992. V. 11. P. 29–33.
12. **Wang X. F., Zhang L. D., Shi H. Z.** et al. Ordered single-crystalline Bi nanowire arrays embedded in nanochannels of anodic alumina membranes // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2001. V. 34 (3). P. 418–421.
13. **Li L.** Influence of phosphorous acid on electrodeposition of cobalt in pores of porous anodic films of aluminum // *J. Mater. Sci. Lett.* 2001. V. 20. P. 1459–1461.
14. **Routkevitch D., Tager A. A., Haruyama J.** et al. Nonlithographic nano-wire arrays: fabrication, physics, and device applications // *IEEE Trans. Electron Dev.* 1996. V. 147. P. 1646–1658.
15. **Xu J., Xu Y.** Fabrication and Magnetic Property of Binary Co–Ni Nanowire Array by Alternating Current Electrodeposition // *Appl. Surf. Sci.* 2007. V. 253 (17). P. 7203–7206.
16. **Lin S. W., Chang S. C., Hu S. F.** et al. Fabrication and magnetic properties of nickel nanowires // *J. Magn. Magn. Mater.* 2004. V. 282. P. 28.
17. **Cho J. U., Wu J. H., Min J. H.** et al. Control of magnetic anisotropy of Co nanowires // *J. Magn. Magn. Mater.* 2006. V. 303. P. 281.
18. **Wu G. S., Xie T., Yuan X. Y.** et al. Controlled synthesis of ZnO nanowires or nanotubes via sol-gel template process // *Solid State Commun.* 2005. V. 134. P. 485–489.
19. **Forrer P., Schlottig F., Siegenthaler H.** Electrochemical preparation and surface properties of gold nano wire arrays formed by the template technique // *J. Appl. Electrochem.* 2000. V. 30. P. 535.
20. **Tian M., Wang J., Kurtz J.** et al. Electrochemical Growth of Single-Crystal Metal Nanowires via a Two-Dimensional Nucleation and Growth Mechanism // *Nano. Lett.* 2003. V. 3. P. 919–923.
21. **Yin A. J., Li J., Jian W.** et al. Fabrication of highly ordered metallic nanowire arrays by electrodeposition // *Appl. Phys. Lett.* 2001. V. 79. P. 1039–1042.
22. **Sellmyer D. J., Zheng M., Skomski R.** Magnetism of Fe, Co and Ni nanowires in self-assembled arrays // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2001. V. 13. P. R433.
23. **Pan H., Liu B. H., Yi J. B.** et al. Growth of Single-Crystalline Ni and Co Nanowires via Electrochemical Deposition and Their Magnetic Properties // *J. Phys. Chem. B.* 2005. V. 109. P. 3094–3098.
24. **Воробьева А. И., Уткина Е. А.** Получение тонких пористых оксидов алюминия с регулярной упорядоченной структурой // *Микроэлектроника.* 2005. Т. 34. № 2. С. 125–134.
25. **Воробьева А. И., Уткина Е. А., Комар О. М.** Однородное осаждение никеля в поры упорядоченного тонкого оксида алюминия // *Микроэлектроника.* 2013. Т. 42, № 1. С. 1–11.
26. **Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А.** Рентгенографический и электронографический анализ металлов (справочно-расчетные таблицы). М.: Metallurgizdat, 1963. 92 с.
27. **Xiaohui Lin, Guangbin Ji, Tingting Gao** et al. Ultrafine Fe–Co nanowires: Fabrication and heat treatment influence on the structure and magnetic properties // *Solid State Communications.* 2011. V. 151. P. 1708–1711.
28. **You-wei Du, Ming-xiang Xu, Jian Wu** et al. Magnetic properties of ultrafine nickel particles // *J. Appl. Phys.* 1991. V. 70 (10), №15. P. 5903–5907.
29. **Pauthenrt R.** High Field Magnetism / Ed. M. Date. Amsterdam: North-Holland Publ. Com., 1983. 77 p.
30. **Dormann J. L., Fiorani D., Tronc E.** Magnetic relaxation in fine-particle systems // *Adv. Chem. Phys.* 1997. V. 98. P. 283–294.
31. **Foong T. R. B., Sellinger A., Xu X.** Origin of the bottle-necks in preparing anodized aluminium oxide (AAO) templates on ITO glass // *ACS Nano.* 2008. V. 2 (11). P. 2250–2256.
32. **Sun L., Hao Y., Chien C.-L., Searson P. C.** Tuning the properties of magnetic nanowires // *IBM Journal Res. & Dev.* 2005. V. 49, № 1. P. 79–102.