

## НИЗКОПороГОВАЯ ПОЛЕВАЯ ЭМИССИЯ ЭЛЕКТРОНОВ ТОНКИМИ ПЛЕНКАМИ МЕТАЛЛОВ

**И.С. Бизяев, П.Г. Габдуллин, Н.М. Гнучев, А.В. Архипов**

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
Санкт-Петербург, Российская Федерация

В работе экспериментально исследованы эмиссионные свойства тонких пленок нескольких металлов (Mo, Ni, W, Ti и Zr), нанесенных на кремниевые подложки методом магнетронного распыления. При эффективной толщине 6 – 10 нм, многие образцы пленок показали способность эмитировать электроны при комнатной температуре в поле с макроскопической напряженностью порядка единиц В/мкм. Оптимизированная процедура термополевой обработки позволяла дополнительно активировать их эмиссионные свойства, снижая эмиссионный порог в несколько раз. Была выявлена корреляция эмиссионных свойств пленок с топографией их поверхности, определяемой методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). При этом выраженной корреляции эмиссионной способности с прочими характеристиками покрытий (в том числе с видом металла и типом проводимости подложки) обнаружено не было. Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют в пользу двухтемпературной («горячезлектронной») модели эмиссионного механизма для изученных покрытий.

**Ключевые слова:** полевая эмиссия, тонкая пленка, атомно-силовая микроскопия, эмиссия горячих электронов

**Ссылка при цитировании:** Бизяев И.С., Габдуллин П.Г., Гнучев Н.М., Архипов А.В. Низкопороговая полевая эмиссия электронов тонкими пленками металлов // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. 2021. Т. 14. № 1. С. 111–127. DOI: 10.18721/JPM.14108

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

## LOW-FIELD ELECTRON EMISSION FROM THIN FILMS OF METALS

**I.S. Bizyaev, P.G. Gabdullin, N.M. Gnuchev, A.V. Arkhipov**

Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,  
St. Petersburg, Russian Federation

The paper presents an experimental study of the low-threshold field electron emission from thin films of metals (Mo, W, Zr, Ni and Ti) deposited on silicon substrates by magnetron sputtering. Several samples of such films having effective thickness in the range 6 – 10 nm were capable of room-temperature electron emission in electric field with macroscopic intensity as low as a few kV/mm. Optimized thermofield treatment procedure further improved their emission properties reducing the threshold field by several times. AFM study revealed a correlation between film's emission properties and their surface topography. At the same time, no equally pronounced correlation of the emissivity with other characteristics of coatings (including the sort of the metal and the silicon substrate conductivity type) was detected. Results of the study witness in favor of two-temperature (or hot-electron) emission mechanism for the investigated coatings.

**Keywords:** field emission, thin film, atomic force microscopy, hot-electron emission

**Citation:** Bizyaev I.S., Gabdullin P.G., Gnuchev N.M., Arkhipov A.V., Low-field electron emission from thin films of metals, St. Petersburg Polytechnical State University Journal. Physics and Mathematics. 14 (1) (2021) 111–127. DOI: 10.18721/JPM.14108

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

## Введение

Одним из привлекательных приложений наноструктурированных материалов является их применение в составе холодных (ненакаливаемых) катодов электронных устройств. В настоящее время на практике в них чаще всего используются металлические или кремниевые острия либо углеродные нанотрубки и сходные с ними волокна [1 – 5]. Однако многие исследователи считают перспективными и холодные эмиттеры электронов, не имеющие острий, – с относительно гладкой эмитирующей границей [3 – 9] – даже несмотря на то, что практически конкурентоспособных систем такого типа пока не было предложено.

В одном из экспериментальных видов холодных катодов, изучавшихся начиная с 1960-х гг. [10 – 13], в качестве основного элемента была использована nanoостровковая металлическая (или углеродная) пленка на диэлектрической подложке. Ток в пленке между нанесенными поверх нее электродами протекает в результате туннельного переноса электронов через зазоры, разделяющие островки. При этом наблюдаются электролюминесценция и эмиссия электронов в вакуум. Механизм такой эмиссии не был окончательно установлен, но, согласно наиболее популярной модели [13 – 15], он включает в себя следующие процессы:

- эмитируются горячие электроны,
- разогревается электронная подсистема островков под действием инжектируемого в них тока,
- поддерживается высокая электронная температура как следствие нарушения энергообмена между электронами и решеткой, характерного для наноразмерных объектов.

Справедливость данной модели подтверждалась наблюдением эмиссии и при использовании иных (помимо токового)

способов накачки энергии электронов в островках – в частности, при воздействии инфракрасного (ИК) излучения [13, 16].

Другой вид экспериментальных образцов холодных эмиттеров изучался в работах [17 – 19]. Было показано, что углеродные nanoостровковые пленки на кремниевых подложках способны эмитировать электроны при комнатной температуре в достаточно слабых электростатических полях (макроскопическая напряженность составляла порядка 1 В/мкм) и без каких-либо дополнительных воздействий, таких как возбуждение поверхностным током. При этом на поверхности не обнаруживалось ни участков с низкой работой выхода, ни высокоаспектных элементов топографии (острий, волокон и т. п.).

Для описания эмиссионной способности таких пленок нами была предложена модель [20, 21], во многом сходная с описанной выше моделью горячих электронов. Предположение о замедленной релаксации горячих носителей в nanoостровках в этой модели также использовалось, но оно обосновывалось особенностями электронной структуры  $sp^2$ -гибридизированного углерода [22, 23].

Первичной целью данной работы была экспериментальная проверка справедливости последнего предположения. Требовалось установить, действительно ли холодная эмиссия электронов в электрическом поле макроскопической напряженности порядка 1 В/мкм (без иных внешних воздействий, таких как протекание поверхностного тока или ИК-облучение) возможна лишь для углеродных островковых пленок или же она будет наблюдаться также и для металлических пленок аналогичной структуры.

Дальнейшие исследования были направлены на определение закономерностей обна-



руженной низкопороговой эмиссии электронов тонкими металлическими пленками.

### Методика эксперимента

Образцы металлических пленок наносились на естественно окисленные подложки из легированного кремния методом магнетронного напыления с использованием установки НЕХ производства Mantis Deposition (Великобритания). Подложки предварительно очищались ультразвуковой обработкой в растворе ацетона и подвергались дополнительной термической очистке при температуре около 150 °С после установки на предметный столик ростовой камеры и откачки системы до давления  $10^{-5}$  Торр. Перед напылением покрытия очищалась также и мишень магнетрона, для чего подложки закрывались специальным экраном в течение первых пяти минут работы распылителя. Возможности установки позволяли проводить процесс напыления металлов при давлении остаточных газов порядка  $10^{-6}$  Торр, регулировать скорость напыления (от 0,13 до 1,0 Å/с) и температуру подложек (от комнатной до 250 °С). Мониторинг эффективной («номинальной») толщины покрытия производился методом кварцевых микровесов.

Эмиссионные свойства образцов испытывались в экспериментальном приборе, собранном на базе вакуумной установки ТСН-2, при давлении остаточных газов порядка  $10^{-9}$  Торр. Прибор содержал шесть идентичных секций и позволял проводить параллельное тестирование соответствующего числа образцов. Каждый из них закреплялся на отдельном предметном столике, оснащенный подогревателем прямого накала, благодаря которому температура образца могла регулироваться в диапазоне от комнатной до 600 °С. Электрическое поле создавалось в планарном зазоре шириной 0,6 мм между образцом и торцом цилиндрического анода, диаметр которого составлял 6 мм.

После установки в прибор партии образцов и предварительной откачки осуществлялось их обезгаживание прогревом до

150 °С. Далее могла проводиться процедура термополевого активирования эмиссионных свойств покрытий, разработанная ранее в ходе экспериментов с наноуглеродными эмиттерами [24]. Для металлических пленок параметры процедуры были оптимизированы методом подбора.

При измерении эмиссионных характеристик между образцом и анодом прикладывалось медленно меняющееся напряжение вплоть до максимальной величины в 4,5 кВ от управляемого высоковольтного источника. Временные интервалы его нарастания и спада (линейных во времени) составляли 35 с, что соответствует частоте 12 мГц. Напряжение  $U(t)$  и ток эмиссии  $I(t)$  фиксировались цифровым осциллографом и использовались для получения эмиссионных характеристик  $I(U)$ .

Образцы покрытий, прошедшие эмиссионные тесты, изучались с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) NanoDST Pacific Nanotechnology (США) в так называемом полуконтактном (CloseContact) режиме. Это позволяло в ходе оперативных измерений в невакуумных условиях определять «истинную» топографию поверхности с абсолютными значениями нормальной координаты при минимальном влиянии адсорбированных слоев атмосферных газов и воды на результаты измерений. Тем не менее, для удаления избыточно плотного слоя летучих веществ некоторые образцы перед проведением АСМ-измерений были прогреты на воздухе до температуры выше 100 °С в течение 2 ч. Помимо АСМ, в ряде случаев использовался сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) MIAIA3 Tescan (Чехия) с возможностью ЭДС-анализа элементного состава поверхности.

Ограничение набора экспериментальных методов, использованных в ходе описываемых первичных экспериментов, позволило провести оперативное тестирование большого числа образцов, которые различались материалом металлических покрытий, их толщиной, параметрами процесса напыления и типом подложки.

### Экспериментальные результаты

**Эмиссионные свойства образцов и возможность их активирования.** Опыты с образцами металлических покрытий на кремниевых подложках подтвердили способность части таких образцов эмитировать электроны в электрическом поле с макроскопической напряженностью  $E$  (определяется как отношение приложенного напряжения к ширине полевого зазора) порядка единиц В/мкм. Измеренные эмиссионные характеристики (рис. 1) имели, как правило, экспоненциальный вид в «прямых» координатах  $I(U)$  и хорошо аппроксимировались линейной зависимостью в координатах Фаулера – Нордгейма

$$\ln(I/U^2) = f(1/U),$$

что принято считать подтверждением полевой (туннельной) природы эмиссионного механизма.

Как и для изучавшихся ранее наноуглеродных материалов [24], эмиссионная способность пленок металлов могла быть активирована применением следующей процедуры термополевой обработки.

К образцу прикладывалось электрическое поле небольшой напряженности (около 1 В/мкм), и производился нагрев образца со скоростью примерно 5 °С/мин до появления эмиссионного тока величиной 100 нА; либо, в отсутствие поля, до достижения температуры 600°С (точка появления тока термоэмиссии).

Для многих покрытий автоэмиссионный ток появлялся и начинал нарастать со временем уже при температуре примерно 300°С. По достижении величины 100 нА, напряжен-

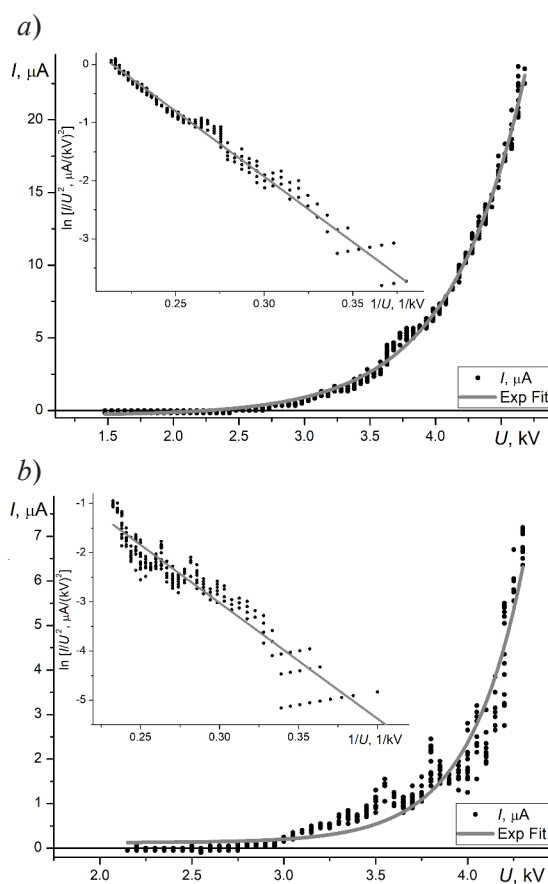


Рис. 1. Эмиссионные характеристики образцов пленок Mo (a) и Zr (b) эффективной толщиной 6 нм. На вставках приведены те же зависимости в координатах Фаулера – Нордгейма



Таблица

Основные параметры изученных пленок и их эмиссионные свойства

№ опыта	Материал		Скорость напыления, Å/с	$E_{th}$ , В/мкм	$I_{max}$ , мкА
	покрытия ( $d_{nom}$ , нм)	подложки			
1	Mo (6)	КДБ 10	0,2	3,0	2,2
	Zr (6)		0,5	4,3	8,0
	Ni (6)		1,0	5,0	2,6
	W (6)		1,0	не определены	
	Ti (6)		0,2	нет эмиссии	
2	Mo (6)	Si + 200 нм оксида	1,0	нет эмиссии	
	Mo (8)			нет эмиссии	
3	Mo (4)	КДБ 10	0,2	4,8	0,05
	Mo (6)			3,0	2,20
	Mo (4)	КЭФ 7.5		4,0	0,15
	Mo (6)			6,4	0,03
4	Mo (2)	КДБ 10	0,2	нет эмиссии	
	Mo (4)			не определены	
	Mo (6)			3,0	2,2
	Mo (8)		1,0	3,2	12
	Mo (10)			4,0	25
	Mo (20)			нет эмиссии	
5	Mo (6) № 1	КДБ 10	0,13	3,2	4,16
	Mo (6) № 2		1,0	4,2	23,70
	Mo (6) № 3*			3,6	1,53

Обозначения:  $d_{nom}$  – номинальная толщина металлической пленки;  $E_{th}$  – пороговая напряженность электрического поля (определялась по моменту появления тока, равного около 100 нА),  $I_{max}$  – максимальный ток эмиссии.

Примечания. Температура подложки составляла 100 °С; исключение составлял образец № 3\* в опыте 5, для которого она была равна 150 °С.

ность поля постепенно уменьшали, стабилизируя ток на указанном значении; нагрев образца прекращали, и, после некоторой паузы, начинали медленное его охлаждение до комнатной температуры, по-прежнему поддерживая величину тока эмиссии на уровне 100 нА (для этого специально подбирали напряжение, подаваемое на полевой зазор).

Благодаря применению описанной процедуры к образцам с наилучшими эмиссионными свойствами, уровень напряжения, который требовался для отбора тока заданной величины, удавалось снизить в не-

сколько раз. Попытки упростить процедуру, например активировать образец без приложения электрического поля, а только температурным воздействием, либо отключать поле в процессе охлаждения активируемых образцов, оказались безуспешными. Их результатом неизменно становилась утрата эмиссионной способности исследуемыми структурами.

В таблице представлены в сжатой форме результаты экспериментов по изучению влияния различных параметров тонких металлических пленок на их эмиссионную способ-

ность. Более полному их описанию посвящены последующие разделы статьи.

Эмиссионная способность образцов (лучших из соответствующей серии) характеризуется в таблице двумя величинами. Одна из них – пороговое значение макроскопической напряженности поля  $E_{th}$ , которое определялось по моменту появления тока, равного примерно 100 нА. Другая – максимальное значение тока  $I_{max}$ , которое удавалось отбросить из области образца, расположенной напротив анода (его диаметр равен 6 мм).

**Сравнение эмиссионных свойств тонких пленок разных металлов.** Для выяснения влияния материала покрытия на его эмиссионные свойства были изготовлены образцы пленок пяти разных металлов: молибдена, циркония, никеля, вольфрама и титана, имеющих одинаковую номинальную толщину  $d_{ном}$  (дана в скобках в таблице). Сводка результатов проведенного сопоставления также представлена в таблице.

Наилучшую эмиссионную способность проявили образцы покрытий из молибдена Мо (см. рис. 1,а). Вследствие этого, большая часть экспериментов в рамках данной работы проводилась именно с молибденовыми пленками. Практически все образцы Мо-покрытий с номинальной толщиной в диапазоне 6 – 10 нм могли эмитировать электроны при напряженности поля менее 10 В/мкм. На рис. 2,а приведено типичное АСМ-изображение Мо-покрытия эффективной толщиной 6 нм. По его виду можно заключить, что покрытие неоднородное, при этом средний латеральный размер возвышенных участков («островков») близок к 20 нм при их высоте 1 – 2 нм. Плотность расположения островков составляет около 500 мкм<sup>-2</sup>.

Пленки циркония характеризовались сходной топографией поверхности. На типичном для них АСМ-изображении (рис. 2,б) выделяются зерна со средним поперечным размером примерно 30 нм и высотой до 2 нм; их количество составляет около 400 на мкм<sup>2</sup>. Эмиссионная способность таких пленок проявлялась даже до процедуры термополевого активирования, а после нее допол-

нительно улучшалась (см. рис. 1,б и таблицу).

По признаку топографии поверхности, пленки никеля заметно отличалась от пленок металлов, описанных выше. Присутствовавшие на АСМ-изображениях неоднородности имели существенно больший размер и вытянутую форму. Длина наблюдающихся «возвышенностей» для типичного случая (см. рис. 2,с) достигает 60 – 100 нм при высоте до 5 – 8 нм, причем эти возвышенности, насколько можно судить по изображениям, соединены в общую сеть. Пленки никеля отличались от пленок молибдена и циркония и по эмиссионным свойствам, причем в худшую сторону. После активирования они проявляли некоторую эмиссионную способность, но ток автоэмиссии был крайне нестабильным. По достижении величины 2 – 4 мкА ток необратимо прекращался; вероятно, происходило разрушение небольшого числа имевшихся на поверхности эмиссионных центров.

Типичное АСМ-изображение поверхности вольфрамовой пленки (рис. 2,д) аналогично по структуре изображениям молибденовой и циркониевой. Однако топографические особенности здесь несколько крупнее: их поперечный размер в среднем равен 80 нм, а высота – 3 нм. Эмиссионная способность пленок вольфрама была худшей, чем у рассмотренных ранее металлов. При нагреве до 500 °С в процессе активирования эмиссионный ток 100 нА мог быть получен при напряжении 3,5 кВ (на эмиссионном зазоре, равном 0,6 мм). Однако после остывания образца пороговые значения напряжения лежали выше 4 кВ, что делало регистрацию эмиссионных зависимостей технически невозможной.

При анализе приведенных экспериментальных данных следует учитывать, что АСМ-изображения не позволяют однозначно установить, являются ли наблюдаемые неоднородности топографии изолированными островками металла. Результаты СЭМ-ЭДС-картирования, проведенного для нескольких образцов, свидетельствуют о том, что металлические покрытия номинальной толщиной 6 нм (и более) на участках, не

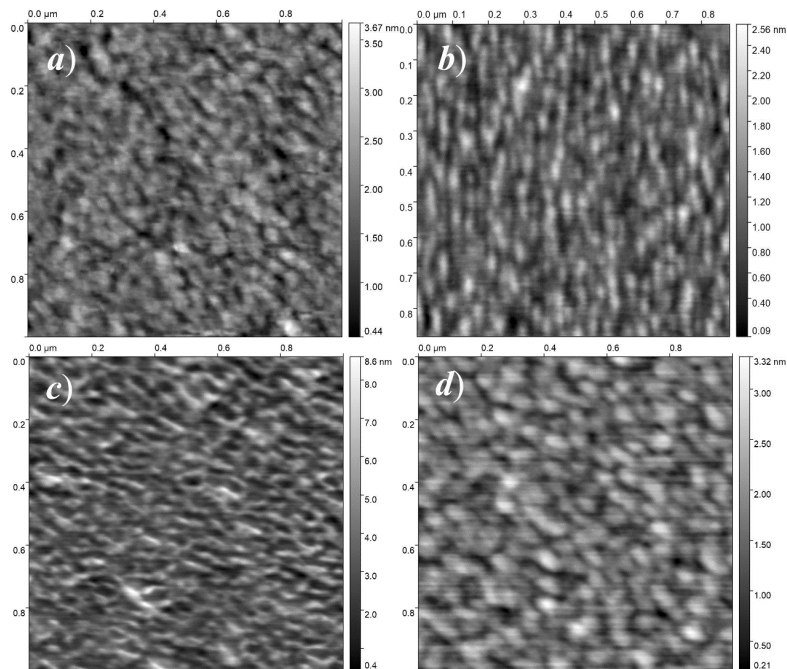


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности образцов металлических покрытий из Mo (a), Zr (b), Ni (c), W(d) с эффективной толщиной 6 нм

поврежденных при эмиссионном тестировании действием электрических разрядов (они расположены вне активно эмитировавших областей), являлись сплошными. Следовательно, полученные АСМ-изображения во многих случаях выявили лишь локальную неоднородность толщины пленок, но не их разделение на изолированные островки, чего можно было ожидать ввиду имевшихся данных для углеродных покрытий с аналогичными эмиссионными свойствами [17 – 19]. Тем не менее, сопоставление эмиссионной способности металлических покрытий с параметрами их АСМ-изображений позволило выявить показательную корреляцию (подтвержденную и результатами, представленными в последующих разделах): наилучшей эмиссионной способностью обладали образцы с наименьшим масштабом топографической неоднородности поверхности.

Результаты эксперимента с пленками титана заслуживают отдельного обсуждения. Их отличало полное отсутствие эмиссионной способности; процедура термополевого активирования также не дала нужного результата. Изображение поверхности одной из

изготовленных стандартным образом пленок этого металла приведено на рис. 3,а. Металл образует здесь изолированно расположенные островки большого размера (по сравнению с зернами на изображениях других покрытий, приведенных на рис. 2), приблизительно до 1 мкм. Островки имеют характерный вид дендритных структур, «растущих» от центрального выступа значительной (десятки нанометров) высоты. Островки нанометровых размеров здесь отсутствуют – этот факт был специально проверен.

Такая морфология титановой пленки представляется необычной, поскольку для этого металла в принципе характерна высокая адгезия к кремнию и его диоксиду, что, в частности, позволяет использовать слои титана в качестве буферных при нанесении пленок других металлов (см., например, работу [25]). Вместе с тем известно, что структура титановых пленок существенно зависит от способа и условий их нанесения [26]. Рост дендритоподобных («фрактальных») кластеров, сходных по форме и размерам с обнаруженными на наших образцах титановых пленок (см. рис. 3), наблюдался и был теоре-

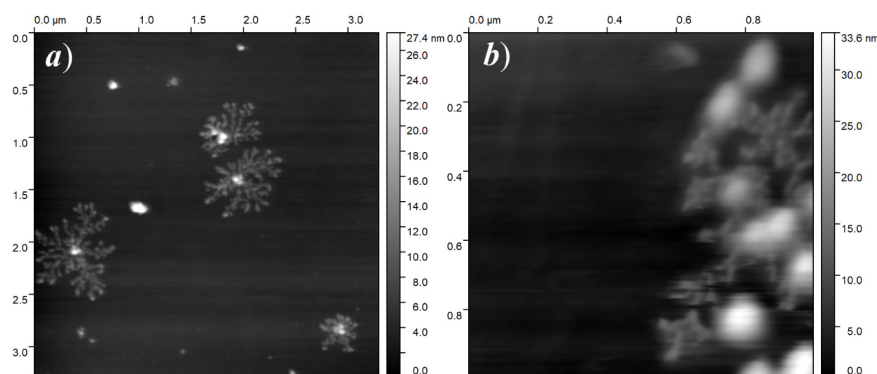


Рис. 3. АСМ-изображения дендритных структур на поверхностях двух образцов покрытий: Ti (a) и Mo, нанесившегося на пластину Si с толстым слоем (около 200 нм) оксида (b)

тически описан, например, в работе [27]. Для реализации предложенного там механизма формирования дендритов требуется, чтобы тонкий поверхностный слой подложки был непроводящим (обычно эту роль выполняет слой оксида), а осаждаемый материал приходил на нее в заряженном состоянии. В этом случае поле накопленного поверхностного заряда препятствует осаждению нового материала на всех участках, кроме окрестностей дефектов непроводящего слоя, позволяющих заряду «стекать» в объем подложки. Именно здесь начинается рост покрытия, распространяющегося по поверхности в виде совокупности дендритных структур, электрически связанных с подложкой через дефекты в оксидном слое.

Для условий нанесения титанового покрытия в данной работе оба критерия реализуемости описанного выше сценария могли быть выполнены:

на использовавшихся кремниевых подложках сохранялся естественный слой оксида;

при реализации метода магнетронного распыления значительная часть материала приходит к подложке в заряженном состоянии [28].

Вопрос о том, какие именно особенности использованных нами подложек, мишеней или режима распыления привели к формированию титанового покрытия в виде совокупности дендритоподобных островков, требует дальнейшего изучения. С позиций основной цели данного исследования, наи-

более важным представляется вывод об отсутствии способности к низкороговой холодной эмиссии электронов у титанового покрытия, состоящего из крупных кластеров-дендритов.

Для проверки предположения о влиянии электрической зарядки поверхности на морфологию получаемых пленок был поставлен специальный эксперимент (см. опыт № 2 в таблице). Пленки молибдена были нанесены с использованием одного из стандартных режимов напылительной установки на кремниевые подложки с собственной проводимостью и искусственно окисленной поверхностью. Толщина слоя оксида составляла 200 нм, что позволяло ожидать усиления эффектов, связанных с зарядкой поверхности, по сравнению со случаем естественно окисленных подложек. И действительно, некоторые участки таких покрытий по морфологии существенно отличались от Mo-пленок на кремнии с естественным слоем оксида (см. рис. 2, a) и имели сходство с покрытиями Ti (см. рис. 3, a): на поверхности формировались дендритные структуры, «привязанные» к линейным и точечным дефектам (см. рис. 3, b). Такие образцы не проявили эмиссионной способности ни до, ни в ходе процедуры термополевого активирования. Помимо морфологических особенностей покрытий, отсутствие эмиссионной активности можно связать и с затрудненным транспортом носителей к эмиссионным центрам через толстый слой оксида.





**Зависимость эмиссионных свойств покрытий от типа проводимости подложки.** Природа горячэлектронного механизма эмиссии электронов предполагает возможность существенного влияния свойств подложки на эмиссионную способность пленок. Для экспериментальной оценки степени и характера такого влияния, две пленки молибдена, различающиеся значениями эффективной толщины, выращивались на естественно окисленных подложках из кремния *p*-типа марки КДБ 10 и из кремния *n*-типа КЭФ 7.5.

Сводные данные об эмиссионной способности таких образцов приведены в таблице (опыт № 3). В целом можно отметить несколько более высокую эмиссионную способность пленок, выращенных на подложках с дырочной проводимостью. Кроме того, образцы покрытий на *n*-кремнии, спустя не продолжительное время (14 сут) после процедуры активации, потеряли свои эмиссионные свойства. Наилучшими параметрами обладал образец Мо-покрытия на подложке КДБ 10 с дырочной проводимостью, имевший эффективную толщину 6 нм. Для него оказались характерными не только высокая эмиссионная способность, но и необходимый отклик на процедуру термополевого активирования. Ввиду этих свойств, именно подложки с дырочной проводимостью использовались в большинстве экспериментов данной работы.

Вместе с тем, отмеченное различие в эмиссионной способности образцов покрытий на разных подложках могло определяться не самим типом их проводимости, а морфологией создававшихся пленок. АСМ-изображения поверхности образцов молибденовых покрытий одинаковой эффективной толщины 6 нм на подложках разного типа представлены на рис. 4. Различия в топографии пленок достаточно заметны: зерна покрытия на *p*-Si подложке имеют меньшие латеральные размеры (30 – 50 нм). Структура пленок, имеющих поверхность с такой топографией, оказалась, по нашему заключению, оптимальной по признаку их

эмиссионной способности.

**Зависимость эмиссионных свойств от толщины покрытий.** Для прояснения связи эмиссионных свойств покрытий с их толщиной, были изготовлены образцы пленок молибдена номинальной толщиной от 2 до 20 нм на кремниевых подложках КДБ 10 с дырочной проводимостью. Сводка полученных для них наилучших эмиссионных параметров представлена в таблице (опыт № 4).

Для покрытий толщиной 2 и 4 нм устойчивой низкопороговой эмиссии получить не удалось. В отличие от них, покрытия с номинальной толщиной 6 нм демонстрировали низкий порог включения и стабильный эмиссионный ток. Однако максимальные значения отбираемого тока для них были невелики, что может говорить о небольшом числе активировавшихся эмиссионных центров. Для пленок 8 нм были характерны несколько более высокие пороговые значения электрического поля, но максимальные величины отбираемого тока  $I_{\max}$  для них выросли более чем в 5 раз, по сравнению с пленками 6 нм. Пленки с номинальной толщиной 10 нм имели еще более высокий порог включения, но и максимальные значения отбираемых токов для них оказались рекордными для такого типа структур, изученных нами. Образец с эффективной толщиной пленки 20 нм вообще не обладал эмиссионными свойствами; процедура его термополевого активирования также не принесла требуемых результатов.

АСМ-изображения поверхности Мо-покрытий разной толщины на подложках одного типа (КДБ 10) приведены на рис. 4,а и 5 (для покрытия толщиной 6 нм). Закономерный характер изменения топографии поверхности образцов с увеличением количества нанесенного вещества иллюстрируется также графиком на рис. 6, где представлена зависимость от эффективной толщины покрытий для «нормированной шероховатости» изображений, рассчитанной средствами пакета Gwyddion.

На рис. 5,а, представляющем покрытие наименьшей толщины (2 нм), на площадке

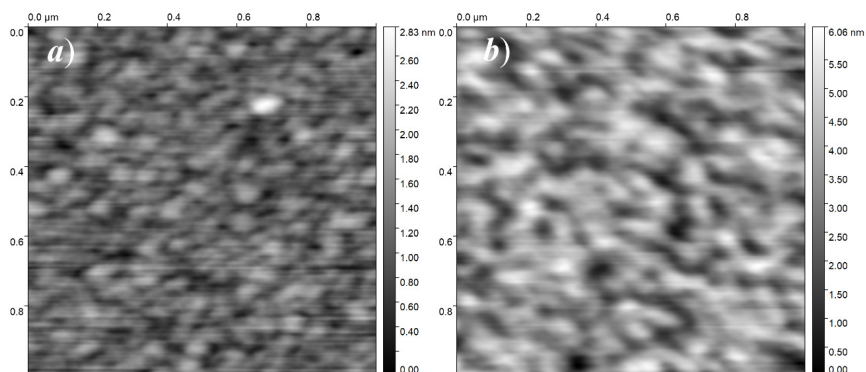


Рис. 4. АСМ-изображения поверхности пленок Мо на подложках КДБ 10 (а) и КЭФ 7.5 (b).  
Эффективная толщина пленок – 6 нм

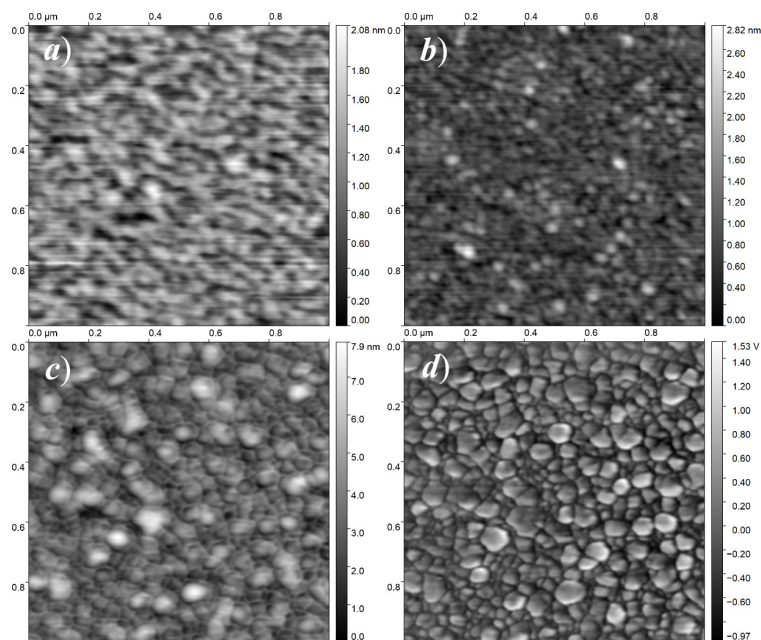


Рис. 5. АСМ-изображения топографии поверхности пленок Мо с разной эффективной толщиной, нм: 2 (а), 8 (b), 10 (c); d – «фазовое» изображение участка поверхности (c).  
Пленки выращены на подложке КДБ 10

1 мкм<sup>2</sup> обнаруживается лишь несколько выделяющихся особенностей (зерен) с характерным поперечным размером до 30 – 50 нм и высотой до 1 – 2 нм. Приблизительно таковы размеры островков, которые, в соответствии с эмиссионными моделями, использованными в работах [13 – 15, 20, 21], связывались с центрами низкопороговой полевой эмиссии. На поверхностях покрытий толщиной 6 нм и 8 нм (см. рис. 4,а и 5,б соответственно) зерна тех же размеров присутствуют в значительно

большем количестве, что может определять высокую эмиссионную способность таких пленок. В то же время АСМ-изображения пленки 10 нм (см. топографию поверхности образца на рис. 5,с и соответствующее «фазовое» распределение на рис. 5,д) показывают покрытие, составленное соприкасающимися доменами несколько большего поперечного размера и высоты. Впрочем, зерна размера, определенного нами в качестве «оптимального», здесь также присутствуют. Меньшее

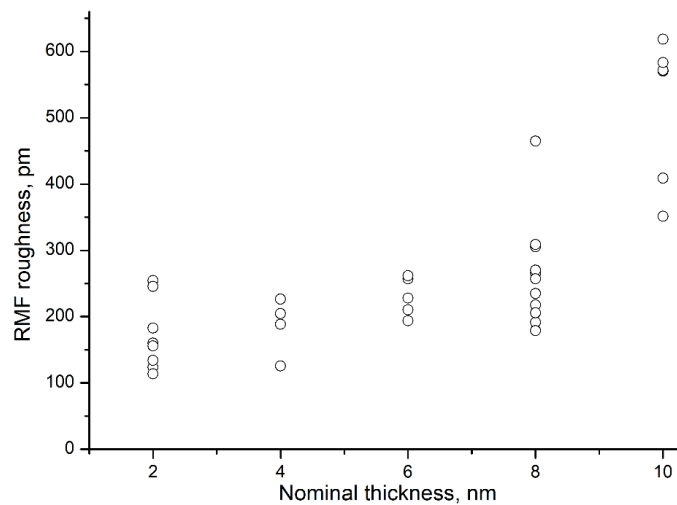


Рис. 6. Зависимости среднеквадратичного параметра шероховатости поверхности пленок Мо (по данным АСМ-изображений) от значений их эффективной толщины. Рассчитано средствами пакета Gwyddion

их число можно объяснить более высоким полевым порогом эмиссии для таких покрытий, а большая стабильность и устойчивость эмиссии может определяться как раз наличием несколько более крупных островков. При дальнейшем росте толщины Мо-покрытия (образец 20 нм) кристаллиты, по-видимому, формировали устойчивую многослойную структуру, и пленка утрачивала эмиссионную способность.

**Зависимость эмиссионных свойств от параметров процесса нанесения пленок.** Изложенные выше экспериментальные результаты свидетельствуют о связи эмиссионных свойств покрытий с их морфологией. Известно, что морфология покрытий может изменяться при варьировании условий их нанесения. Поэтому в ходе данной работы сопоставлялись покрытия, различавшиеся лишь особенностями технологии их выращивания. Для сравнения были выбраны пленки молибдена эффективной толщиной 6 нм на кремниевых подложках с дырочной проводимостью. Параметры процесса изготовления трех таких образцов приведены в таблице (опыт № 5). Топография поверхности полученных пленок показана на СЭМ-изображениях (рис. 7).

На поверхности образца покрытия № 1

(см. рис. 7,а), сформированного при температуре 100°C и наименьшей скорости роста (0,13 Å/с), присутствовали зерна с типичным поперечным размером 20 нм. Их плотность можно оценить как равную примерно 500 мкм<sup>-2</sup>. На изображении образца № 2 (см. рис. 7,б), сформированного при той же температуре, но при большей скорости нанесения, зерна имеют больший средний размер: 30 – 40 нм; их количество на единицу площади составило примерно 300 мкм<sup>-2</sup>. Образец № 3 (см. рис. 7,с) был сформирован при повышенной температуре подложки (150°C) и высокой скорости роста пленки (1 Å/с). Средний размер зерен здесь оказался наименьшим (примерно 15 – 20 нм) при широком распределении по размерам. Концентрация зерен составляла приблизительно 700 мкм<sup>-2</sup>.

Таким образом, очевидно, что наблюдается различие морфологии покрытий, при том что разновидность зерен, предположительно ассоциируемая с центрами низкороговой эмиссии, присутствовала на поверхности во всех случаях.

В соответствии с этим, все три образца обладали способностью к низковольтной эмиссии электронов при заметном количественном различии эмиссионных параметров (см.

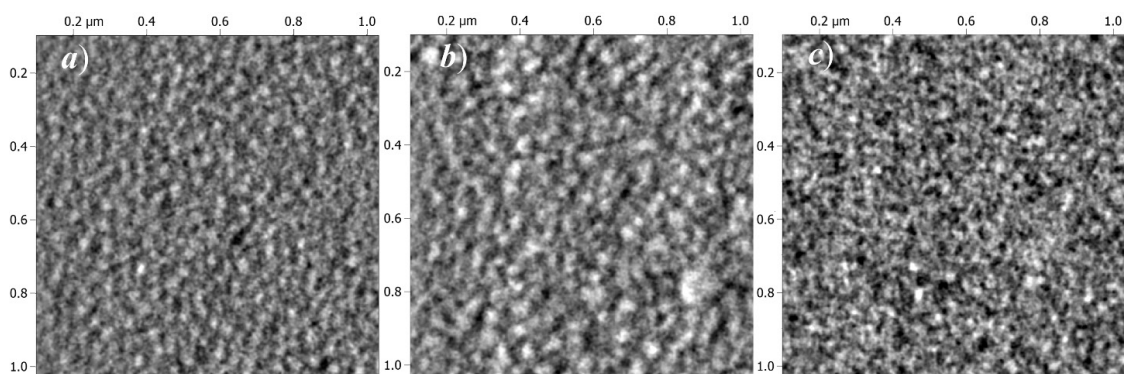


Рис. 7. СЭМ-изображения (детектор вторичных электронов) для образцов № 1 (а), № 2 (b) и № 3 (с), изготовленных в различных условиях (см. опыт № 5 в таблице и описание в тексте)

опыт № 5 в табл.). Корреляция топографии поверхности образцов с их эмиссионной способностью соответствовала отмеченным ранее тенденциям.

Образец № 1 с наименьшим пространственным масштабом неоднородностей характеризовался самым низким порогом эмиссии.

Пороговое поле для образца № 2, с самыми крупными зернами, было самым высоким, но наивысшей оказалась и максимальная величина отбираемого тока  $I_{\max}$  (вольтамперная характеристика эмиссии приведена на рис. 1,а).

Образец № 3 продемонстрировал самую низкую величину допустимого тока эмиссии и промежуточные значения порогового поля.

### Обсуждение результатов и выводы

Основным результатом представленной работы можно считать сам факт обнаружения низковольтной эмиссии электронов тонкими пленками металлов, сформированными на окисленном кремнии.

Установлено наличие корреляции эмиссионной способности пленки с ее морфологией (насколько о ней можно судить по АСМ-данным). При этом влияние иных факторов, а именно вида металла и типа проводимости подложки, оказалось более слабым.

В проведенных экспериментах была подтверждена эффективность для металлических покрытий термополевого активирования автоэмиссионной способности,

предложенной ранее для углеродных пленок [24]. Указанное активирование во многом аналогично процедуре «электроформовки», необходимой (по данным обзора [13] и упоминаемых там работ) для наблюдения эмиссии электронов из металлических пленок при протекании по ним поверхностного тока. Физическое содержание этого процесса предположительно состоит в миграции атомов металла, приводящей к формированию изолированных островков размером до 100 нм, разделенных промежутками, на которых при появлении латеральной разности потенциалов концентрируется электрическое поле. При протекании электрического тока носители заряда преодолевают промежутки между островками путем туннелирования, что создает благоприятные условия для формирования популяции горячих электронов, которые могут быть эмитированы в вакуум. Эффект усиливается благодаря подавлению электрон-фононного взаимодействия в наноразмерных островках [13 – 15, 20, 21]. На начальных этапах предложенной процедуры термополевого активирования повышенная температура ускоряет поверхностную миграцию атомов и способствует формированию островков. Из литературы известно, что тонкие сплошные металлические пленки, нанесенные на диэлектрические подложки при низкой температуре, приобретают островковую структуру в результате нагрева до 300 – 600°С [29]. В представленных экспериментах для инициации процесса активирова-



ния эмиссионных свойств большинства покрытий требовался их нагрев до температуры из этого же диапазона. После появления эмиссионного тока, формированию оптимальной структуры покрытия могут способствовать дополнительные факторы, вызываемые его протеканием, а именно локальный нагрев и ионная бомбардировка поверхности; ранее было показано [30, 31], что облучение потоками ионов также способствует трансформации тонких сплошных металлических пленок в островковые (деветинг, *англ. dewetting*). Возможность формирования участков покрытия (эмиссионных центров) со структурой, оптимальной по признакам эффективности разогрева электронной подсистемы островков и эмиссии электронов в вакуум, должна определяться, прежде всего, толщиной металлической пленки и ее изначальной морфологией – размером и концентрацией уже имеющихся в ее составе кристаллитов. Именно это и наблюдалось в проведенных экспериментах.

Помимо прочего, изложенная выше гипотеза о механизме активирования эмиссионной способности изучавшихся покрытий объясняет и небольшие величины полученных эмиссионных токов, которые не превышали десятков микроампер при токоотборе с площади примерно  $0,3 \text{ см}^2$ . Если действие факторов, связанных с протеканием эмиссионного тока, вызывает повышение эмиссионной способности локальной области покрытия, то создается положительная обратная связь между эмиссионным током и эмиссионной способностью, которая должна приводить к быстрому разрушению большинства эмиссионных центров. (И действительно, на СЭМ-изображениях (рис. 8) поверхности образцов, прошедших эмис-

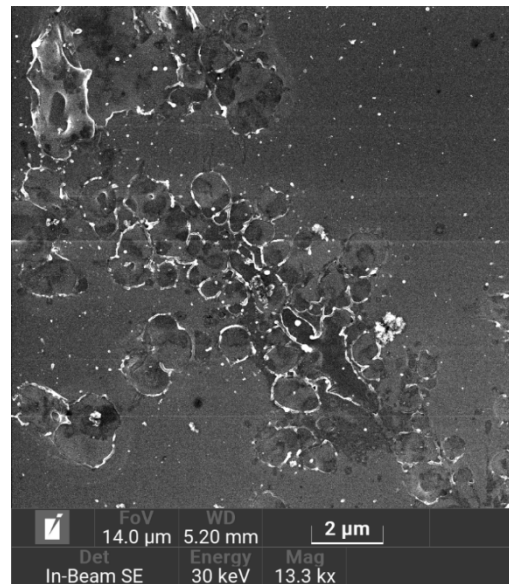


Рис. 8. СЭМ-изображение поверхности образца покрытия Мо толщиной 10 нм после эмиссионных тестов

сионные тесты, зачастую наблюдалось большое число кратеров, которые можно отождествить с разрушенными центрами эмиссии, даже если при тестировании не регистрировалось пробоев полевого зазора).

Из-за того, что формирующиеся центры эмиссии постоянно активируются вплоть до саморазрушения, время жизни большинства из них оказывается небольшим. Это ограничивает число одновременно функционирующих эмиссионных центров и среднюю величину плотности отбираемого тока. Возможно, перспективы достижения высоких значений средней плотности эмиссионного тока пленочных холодных эмиттеров следует связать с нахождением способа управления локальными эмиссионными токами – например, введением систем микроэлектродов или резистивных балластных слоев.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Елецкий А.В. Холодные полевые эмиттеры на основе углеродных нанотрубок // УФН. 2010. Т. 180. № 9. С. 897–930.
2. Егоров Н.В., Шешин Е.П. Автоэлектронная эмиссия. Принципы и приборы. М.: Интеллект, 2011. 704 с.
3. Егоров Н.В., Шешин Е.П. Современное состояние автоэмиссионной электроники

// Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2017. № 3. С. 5–15.

4. **Giubileo F., Di Bartolomeo A., Iemmo L., Luongo G., Urban F.** Field emission from carbon nanostructures // *Applied Sciences*. 2018. Vol. 8. No. 4. P. 526.

5. **Fursey G.N.** Field emission in vacuum microelectronics. New York: Kluwer Academic–Plenum Publishers, 2005, 205 p.

6. **Фурсей Г.Н., Поляков М.А., Баграев Н.Т., Закиров И.И., Нащекин А.В., Бочаров В.Н.** Низкопороговая полевая эмиссия из углеродных структур // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2019. № 9. С. 28–39.

7. **Kleshch V.I., Smolnikova E.A., Orekhov A.S., Kalvas T., Tarvainen O., Kauppinen J., Nuottajarvi A., Koivisto H., Janhunen P., Obratsov A.N.** Nano-graphite cold cathodes for electric solar wind sail // *Carbon*. 2015. Vol. 81. January. Pp. 132–136.

8. **Haque A., Narayan J.** Electron field emission from Q-carbon // *Diamond and Related Materials*. 2018. Vol. 86. June. Pp. 71–78.

9. **Давидович М.В., Яфаров Р.К.** Импульсные и статические автоэмиссионные ВАХ углеродных нанокластерных структур: эксперимент и его интерпретация // *Журнал технической физики*. 2019. Т. 89. № 8. С. 1282–1293.

10. **Borzjak P.G., Sarbej O.G., Fedorowitsch R.D.** Neue Erscheinungen in sehr dünnen Metallschichten // *Physica Status Solidi*. B. 1965. Vol. 8. No. 1. Pp. 55–58.

11. **Nepijko S.A., Kutnyakhov D., Protsenko S.I., Odnodvoretz L.V., Schönhense G.** Sensor and microelectronic elements based on nanoscale granular systems // *Journal of Nanoparticle Research*. 2011. Vol. 13. No. 12. Pp. 6263–6281.

12. **Shen Z., Wang X., Wu S., Tian J.** Numerical analysis of the surface-conduction electron-emitter with a new configuration // *Modern Physics Letters*. B. 2016. Vol. 30. No. 10. P. 1650137.

13. **Fedorovich R.D., Naumovets A.G., Tomchuk P.M.** Electron and light emission from island metal films and generation of hot electrons in nanoparticles // *Physics Reports*. 2000. Vol. 328. No. 2–3. Pp. 73–179.

14. **Bilotsky Y., Tomchuk P.M.** Peculiarity of electron-phonon energy exchange in metal nanoparticles and thin films // *Surface Science*. 2008. Vol. 602. No. 1. Pp. 383–390.

15. **Tomchuk P., Bilotsky Y.** New peculiarity in the temperature and size dependence of electron-lattice energy exchange in metal nanoparticles // *International Journal of Modern Physics*. B. 2014. Vol. 28. No. 31. P. 1450220.

16. **Gloskovskii A., Valdaitsev D.A., Cinchetti M., et al.** Electron emission from films of Ag and Au nanoparticles excited by a femtosecond pump-probe laser // *Physical Review*. B. 2008. Vol. 77. No. 19. P. 195427.

17. **Архипов А.В., Габдуллин П.Г., Гордеев С.К., Журкин А.М., Квашенкина О.Е.** Фотостимуляция проводимости и электронные свойства автоэмиссионных нанокластерных покрытий на кремнии // *Журнал технической физики*. 2016. Т. 86. № 12. С. 135–144.

18. **Andronov A., Budylna E., Shkitun P., Gabdullin P., Gnuchev N., Kvashenkina O., Arkhipov A.** Characterization of thin carbon films capable of low-field electron emission // *Journal of Vacuum Science and Technology*. B. 2018. Vol. 36. No. 2. P. 02C108.

19. **Gabdullin P., Zhurkin A., Osipov V., Besedina N., Kvashenkina O., Arkhipov A.** Thin carbon films: correlation between morphology and field-emission capability // *Diamond and Related Materials*. 2020. Vol. 105. May. P. 107805.

20. **Arkhipov A.V., Zhurkin A.M., Kvashenkina O.E., Osipov V.S., Gabdullin P.G.** Electron overheating during field emission from carbon island films due to phonon bottleneck effect // *Наносистемы: физика, химия, математика*. 2018. Т. 9. № 1. С. 110–113.

21. **Arkhipov A.V., Eidelman E.D., Zhurkin A.M., Osipov V.S., Gabdullin P.G.** Low-field electron emission from carbon cluster films: combined thermoelectric/hot-electron model of the phenomenon // *Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures*. 2020. Vol. 28. No. 4. Pp. 286–294.

22. **Dubois S.M.-M., Zanolli Z., Declerck X., Charlier J.-C.** Electronic properties and quantum transport in graphene-based nanostructures // *The European Physical Journal*. B. 2009. Vol. 72. No. 1. Pp. 1–24.



23. Варламов А.А., Кавокин А.В., Лукьянчук И.А., Шарапов С.Г. Аномальные термоэлектрические и терромагнитные свойства графена // Успехи физических наук. 2012. Т. 182. № 11. С. 1229–1234.
24. Бондаренко В.Б., Габдуллин П.Г., Гнучев Н.М., Давыдов С.Н., Кораблёв В.В., Кравчик А.Е., Соколов В.В. Эмиссионные характеристики порошков из нанопористого углерода // Журнал технической физики. 2004. Т. 74. № 10. С. 113–116.
25. Thomsen L.B., Nielsen G., Vendelbo S.B., Johansson M., Hansen O., Chorkendorff I. Electron emission from ultralarge area metal-oxide-semiconductor electron emitters // Journal of Vacuum Science & Technology. B. 2009. Vol. 27. No. 2. Pp. 562–567.
26. Arshi N., Lu J., Lee C.G., Yoon J.H., Koo B.H., Ahmed F. Thickness effect on properties of titanium film deposited by d.c. magnetron sputtering and electron beam evaporation techniques // Bulletin of Materials Science. 2013. Vol. 36. No. 5. Pp. 807–812.
27. Mishin M.V., Zamotin K.Y., Protopopova V.S., Alexandrov S.E. Atmospheric pressure PECVD nanoparticles: Mechanism of nanoparticle self-organisation into micron sized fractal clusters on a solid surface // Physical Chemistry, Chemical Physics. 2015. Vol. 17. No. 11. Pp. 7138–7148.
28. Каштанов П.В., Смирнов Б.М., Хиплер Р. Магнетронная плазма и нанотехнология // Успехи физических наук. 2007. Т. 177. № 5. С. 473–510.
29. Niekkel F., Schweizer P., Kraschewski S.M., Butz B., Spiecker E. The process of solid-state dewetting of Au thin films studied by in situ scanning transmission electron microscopy // Acta Materialia. 2015. Vol. 90. 15 May. Pp. 118–132.
30. Lo Savio R., Repetto L., Guida P., Angeli E., Firpo G., Volpe A., Ierardi V., Valbusa U. Control of the micrometric scale morphology of silicon nanowires through ion irradiation-induced metal dewetting // Solid State Communications. 2016. Vol. 240. August. Pp. 41–45.
31. Тужилкин М.С., Беспалова П.Г., Мишин М.В., Колесников И.Е., Карабешкин К.В., Карасев П.А., Титов А.И. Формирование наночастиц Au и особенности травления подложки Si после облучения атомарными и молекулярными ионами // Физика и техника полупроводников. 2020. Т. 54. № 1. С. 90–96.

*Статья поступила в редакцию 14.10.2020, принята к публикации 24.11.2020.*

#### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**БИЗЯЕВ Иван Сергеевич** — аспирант, научный сотрудник лаборатории «Самоорганизующиеся высокотемпературные наноструктуры» Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

195251, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
ivanbiziaev@yandex.com

**ГАБДУЛЛИН Павел Гарифович** — кандидат физико-математических наук, доцент Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

195251, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
gabdullin\_pg@spbstu.ru

**ГНУЧЕВ Николай Михайлович** — доктор физико-математических наук, профессор Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

195251, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
nmg@rphf.spbstu.ru

**АРХИПОВ Александр Викторович** — доктор физико-математических наук, доцент Высшей инженерно-физической школы Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого, Санкт-Петербург, Российская Федерация.

195251, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29  
arkhipov@rphf.spbstu.ru

## REFERENCES

1. **Eletskii A.V.**, Carbon nanotube-based electron field emitters, *Physics—Uspekhi*. 53 (9) (2010) 863–892.
2. **Egorov N., Sheshin E.**, Field emission cathode-based devices and equipment. In: *Field Emission Electronics*. Springer Series in Advanced Microelectronics, Vol. 60. Springer, Cham, 2017.
3. **Egorov N.V., Sheshin E.P.**, On the current state of field-emission electronics, *J. Surf. Invest.: X-ray, Synchrotron Neutron Tech.* 11 (2) (2017) 285–294.
4. **Giubileo F., Di Bartolomeo A., Iemmo L., et al.**, Field emission from carbon nanostructures, *Appl. Sci.* 8 (4) (2018) 526.
5. **Fursey G.N.**, *Field emission in vacuum microelectronics*, Kluwer Academic–Plenum Publishers, New York, 2005.
6. **Fursey G.N., Polyakov M.A., Bagraev N.T., et al.**, Low-threshold field emission from carbon structures, *J. Surf. Invest.: X-ray, Synchrotron Neutron Tech.* 13 (5) (2019) 814–824.
7. **Kleshch V.I., Smolnikova E.A., Orekhov A.S., et al.**, Nano-graphite cold cathodes for electric solar wind sail, *Carbon*. 81 (January) (2015) 132–136.
8. **Haque A., Narayan J.**, Electron field emission from Q-carbon, *Diam. Relat. Mater.* 86 (June) (2018) 71–78.
9. **Davidovich M.V., Yafarov R.K.**, Pulsed and static field emission VAC of carbon nanocluster structures: experiment and its interpretation, *Tech. Phys.* 64 (8) (2019) 1210–1220.
10. **Borzjak P.G., Sarbej O.G., Fedorowitsch R.D.**, Neue Erscheinungen in sehr dünnen Metallschichten, *Phys. Status Solidi*, B. 8 (1) (1965) 55–58.
11. **Nepijko S.A., Kutnyakhov D., Protsenko S.I., et al.**, Sensor and microelectronic elements based on nanoscale granular systems, *J. Nanopart. Res.* 13 (12) (2011) 6263–6281.
12. **Shen Z., Wang X., Wu S., Tian J.**, Numerical analysis of the surface-conduction electron-emitter with a new configuration, *Mod. Phys. Lett. B*. 30 (10) (2016) 1650137.
13. **Fedorovich R.D., Naumovets A.G., Tomchuk P.M.**, Electron and light emission from island metal films and generation of hot electrons in nanoparticles, *Phys. Rep.* 328 (2–3) (2000) 73–179.
14. **Bilotsky Y., Tomchuk P.M.**, Peculiarity of electron-phonon energy exchange in metal nanoparticles and thin films, *Surf. Sci.* 602 (1) (2008) 383–390.
15. **Tomchuk P., Bilotsky Y.**, New peculiarity in the temperature and size dependence of electron-lattice energy exchange in metal nanoparticles, *Int. J. Mod. Phys. B*. 28 (31) (2014) 1450220.
16. **Gloskovskii A., Valdaitsev D.A., Cinchetti M., et al.**, Electron emission from films of Ag and Au nanoparticles excited by a femtosecond pump-probe laser, *Phys. Rev. B*. 77 (19) (2008) 195427.
17. **Arkhipov A.V., Gabdullin P.G., Gordeev S.K., et al.**, Photostimulation of conductivity and electronic properties of field-emission nanocarbon coatings on silicon, *Tech. Phys.* 62 (1) (2017) 127–136.
18. **Andronov A., Budylna E., Shkitun P., et al.**, Characterization of thin carbon films capable of low-field electron emission, *J. Vac. Sci. Technol. B*. 36 (2) (2018) 02C108.
19. **Gabdullin P., Zhurkin A., Osipov V., et al.**, Thin carbon films: correlation between morphology and field-emission capability, *Diam. Relat. Mater.* 105 (May) (2020) 107805.
20. **Arkhipov A.V., Zhurkin A.M., Kvashenki-na O.E., et al.**, Electron overheating during field emission from carbon island films due to phonon bottleneck effect, *Nanosystems: Physics, Chemistry, Mathematics*. 9 (1) (2018) 110–113.
21. **Arkhipov A.V., Eidelman E.D., Zhurkin A.M., et al.**, Low-field electron emission from carbon cluster films: combined thermoelectric/





hot-electron model of the phenomenon, Fuller. *Nanotub. Car. N.* 28 (4) (2020) 286–294.

22. **Dubois S.M.-M., Zanolli Z., Declerck X., Charlier J.-C.**, Electronic properties and quantum transport in graphene-based nanostructures, *Eur. Phys. J., B.* 72 (1) (2009) 1–24.

23. **Varlamov A.A., Kavokin A.V., Luk'yanchuk I.A., Sharapov S.G.**, Anomalous thermoelectric and thermomagnetic properties of graphene, *Physics–Uspekhi.* 55 (11) (2012) 1146–1151.

24. **Bondarenko V.B., Gabdullin P.G., Gnuchev N.M., et al.**, Emissivity of powders prepared from nanoporous carbon, *Tech. Phys.* 49 (10) (2004) 1360–1363.

25. **Thomsen L.B., Nielsen G., Vendelbo S.B., et al.**, Electron emission from ultralarge area metal-oxide-semiconductor electron emitters, *J. Vac. Sci. Technol. B.* 27 (2) (2009) 562–567.

26. **Arshi N., Lu J., Lee C.G., et al.**, Thickness effect on properties of titanium film deposited by d.c. magnetron sputtering and electron beam evaporation techniques, *Bull. Mater. Sci.* 36 (5) (2013) 807–812.

27. **Mishin M.V., Zamotin K.Y., Protopo-**

**va V.S., Alexandrov S.E.**, Atmospheric pressure PECVD nanoparticles: Mechanism of nanoparticle self-organisation into micron sized fractal clusters on a solid surface, *Phys. Chem. Chem. Phys.* 17 (11) (2015) 7138–7148.

28. **Kashtanov P.V., Smirnov B.M., Hippler R.**, Magnetron plasma and nanotechnology, *Physics–Uspekhi.* 50 (5) (2007) 455–488.

29. **Niekiel F., Schweizer P., Kraschewski S.M., et al.**, The process of solid-state dewetting of Au thin films studied by in situ scanning transmission electron microscopy, *Acta Mater.* 90 (15 May) (2015) 118–132.

30. **Lo Savio R., Repetto L., Guida P., et al.**, Control of the micrometric scale morphology of silicon nanowires through ion irradiation-induced metal dewetting, *Solid State Commun.* 240 (August) (2016) 41–45.

31. **Tuzhilkin M.S., Bespalova P.G., Mishin M.V., et al.**, Formation of Au nanoparticles and features of etching of a Si substrate under irradiation with atomic and molecular ions, *Semiconductors.* 54 (1) (2020) 137–143.

*Received 14.10.2020, accepted 24.11.2020.*

## THE AUTHORS

### **BIZYAEV Ivan S.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russian Federation  
ivanbizyayev@yandex.com

### **GABDULLIN Pavel G.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russian Federation  
gabdullin\_pg@spbstu.ru

### **GNUCHEV Nikolay M.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russian Federation  
nmg@rphf.spbstu.ru

### **ARKHIPOV Alexander V.**

*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University*

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russian Federation  
arkhipov@rphf.spbstu.ru