

## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ МОДИФИКАЦИИ АЛМАЗОГРАФИТОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ДЛЯ СИЛЬНОТОЧНЫХ ПОЛЕВЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭЛЕКТРОНОВ

© 2019 г. Р. К. Яфаров\*

Саратовский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,  
ул. Зеленая, 38, Саратов, 410019 Российская Федерация

\*E-mail: pirpc@yandex.ru

Поступила в редакцию 27.02.2019 г.

После доработки 24.03.2019 г.

Принята к публикации 10.04.2019 г.

Обоснованы и сформулированы требования и проблемы при создании катодных материалов для сильноточных полевых источников электронов. С использованием неравновесной микроволновой плазмы паров этанола низкого давления определены области режимов для получения нанокомпозитных пленочных покрытий, содержащих алмазную и графитовую фазы в различных объемных соотношениях. Обнаружен зависящий от температуры осаждения эффект самоорганизации алмазных нанокристаллитов в графитовых и полимероподобных углеродных пленках на кварцевых и поликорковых подложках. Показано, что выбором режимов неравновесной конденсации алмазографитовых нанокомпозитов может быть получено снижение порога полевой эмиссии электронов с 15...17 до 4...6 В/мкм и увеличение плотности автоэмиссионного тока в импульсе микросекундной длительности свыше 100 А/см<sup>2</sup>.

DOI: 10.1134/S0033849419120180

### ВВЕДЕНИЕ

Создание элементной базы вакуумной микроэлектроники и сильноточных автоэмиссионных катодов для устройств генерации сигналов СВЧ- и субтерагерцового диапазонов является в настоящее время актуальной задачей, поскольку устройства, работающие на принципах автоэлектронной эмиссии, являются радиационно стойкими и обладают сверхвысоким быстродействием. Одним из наиболее перспективных материалов для создания подобного типа устройств являются наноуглеродные пленочные структуры [1–3].

Проблема получения сильноточного туннелирования электронов неразрывно связана с фундаментальными материаловедческими проблемами, которые обусловлены поиском условий повышения прочности катодных материалов при эксплуатации в сильных электрических и неоднородных тепловых полях. Работа автоэмиссионного катода (АЭК) сопровождается ионной бомбардировкой его поверхности, адсорбцией и десорбцией ионов и молекул остаточных газов, поверхностной миграцией атомов. Стабильность его работы чрезвычайно чувствительна к изменению геометрии эмиссионных центров и к состоянию их поверхности. В зависимости от конкретной конструкции и режима эксплуатации АЭК, перечисленные процессы, по-разному или в некоторой совокупности, приводят к ряду эффектов, изменяющих режим его работы. К этим эффектам относятся: катодное распыление

материала эмиттера, изменение количества и расположения эмиссионных микровыступов, изменение работы выхода электронов, разогрев катода и электромеханические напряжения.

Таким образом, материалы АЭК должны обладать определенной совокупностью свойств: низкими и стабильными значениями работы выхода электронов, малым коэффициентом катодного распыления, высоким значением механической прочности, высокой электро- и теплопроводностью. Кроме того, материалы должны быть технологичными и доступными.

### 1. ФОРМИРОВАНИЕ ТРЕБОВАНИЙ К СИЛЬНОТОЧНЫМ АЭК

Автоэлектронная эмиссия осуществляется с эмиссионных выступов, где реализуется наибольшая напряженность электрического поля. В связи с этим является очевидным, что для повышения стабильности и долговечности сильноточных АЭК необходимо также стремиться к снижению токовой нагрузки на каждый из них. Максимальное значение электротепловой нагрузки зависит от свойств используемого многоострийного эмиттерного материала.

Идеальными электрофизическими свойствами для применения в качестве долговечных высокостабильных АЭК обладает нанокристаллический алмаз, у которого кроме традиционных свойств алмаза, присущих массивному кристал-

лическому состоянию, присутствуют квантовые эффекты, характерные для низкоразмерных систем. Достоинства этого материала заключаются в сочетании рекордно высоких дрейфовой скорости носителей тока и электрической прочности кристаллов с высокой теплопроводностью (2000 Вт/(м К), что в пять раз превышает теплопроводность меди) [4]. Практически это означает, что для автоэмиссии можно использовать сильные электрические поля без опасения, что материал катода разрушится под влиянием импульса тока или джоулева тепла. Перспективны также его уникальные электронно-эмиссионные свойства, связанные с отрицательным электронным сродством, которое присуще широкозонным полупроводникам [5, 6]. Благодаря этим свойствам, нанокристаллические алмазные покрытия нанострий и пленки, полученные с использованием неравновесной микроволновой плазмы, способны обеспечивать чрезвычайно высокую плотность тока (до 60...100 мА на острие!) и стабильность.

В работе [7] с использованием традиционных микроэлектронных технологий разработан метод изготовления многострийных автоэмиттеров с алмазным покрытием. Эмиттеры представляют собой кремниевые острия диаметром от 1 до 10 мкм, с длиной (высотой) не менее 10 мкм, с радиусом закругления при вершине менее 10 нм, углом при вершине менее 30°. Они выполнены из нитевидных кристаллов кремния, выращенных на монокристаллической кремниевой подложке методом эпитаксии.

Большая высота и малый радиус закругления вершины автоэлектронных эмиттеров обеспечивают большой коэффициент усиления поля. Вместе с тем, алмазные частицы на вершине или алмазоподобные пленочные покрытия, обладающие пониженной эффективной работой выхода, в сочетании с указанными характеристиками эмиттеров обеспечивают низкие рабочие напряжения, снижают требования к рабочему вакууму из-за низкого коэффициента катодного распыления, способствуют повышению деградационной стойкости катода.

Расчеты показывают, что полученные острия имеют поверхностную плотность в интервале от  $10^3$  до  $10^4$  см $^{-2}$ . При этом для получения плотности тока до 100 А/см $^2$  и выше токовая нагрузка на каждый эмиссионный центр должна составить  $10^4$ ... $10^5$  мА. Однако, согласно теоретическим оценкам и наилучшим достигнутым экспериментальным образцам, такие автоэмиссионные матрицы в принципе не могут обеспечить получение заданных плотностей автоэмиссионных токов.

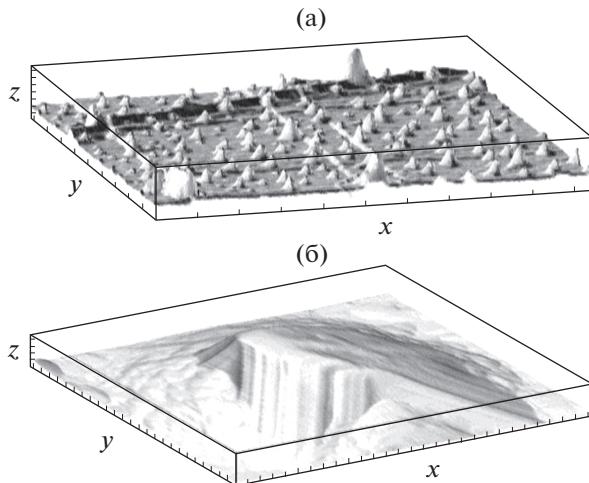
Таким образом, для получения высокостабильных и деградационно стойких эмиттеров с плотностью автоэмиссионного тока до 100 А/см $^2$  и выше необходимо иметь многострийные катодные материалы с поверхностной плотностью острий не менее, чем  $10^6$ ... $10^8$  см $^{-2}$ . При этом токовая нагрузка на каждое острие может составить

от 1 до 100 мА, что согласно известным литературным данным является достижимым при использовании острийных алмазных эмиттеров.

При поверхностной плотности острий  $10^6$ ... $10^8$  см $^{-2}$  период их расположения должен быть меньше 10 мкм, а в идеале – меньше 1 мкм. С точки зрения использования современных литографических микроэлектронных технологий создание таких многострийных матриц представляется вполне реализуемой задачей. Однако это приведет к неоправданному удорожанию стоимости таких изделий. Решение проблемы, как и в случае изготовления квантовых точек [8], может быть достигнуто разработкой новых технологий создания алмазных многострийных катодных материалов с использованием явлений самоорганизации. Следует отметить, что по законам статистики большое количество острий, имеющих флуктуацию тока с каждого из них около 50%, уменьшает флуктуацию общего тока, которая для таких концентраций эмиссионных центров не превысит 1%. При этом должны быть решены вопросы транспорта электронов к эмиттирующим центрам, так как сам по себе алмаз является инертным материалом и хорошим диэлектриком.

За последние три десятилетия синтез алмазных пленок методом химического осаждения из паровой фазы, активированной газовым разрядом, привлекал большое внимание исследователей [9–11]. Ключевым вопросом являлась разработка технологий управляемого синтеза алмазных пленок. Сейчас хорошо известно, что методики высокочастотного и микроволнового плазменного химического осаждения из газовой фазы ((HFCVD – high frequency chemical vapor deposition и MPCVD (microwave plasma chemical vapor deposition)) являются двумя доминирующими способами активации газовых реагентов под действием тепла и плазмы. Однако недостатки метода HFCVD, связанные с загрязнением атомами металлических электродов в процессе роста, препятствовали нанесению алмазных пленок высокого качества. Алмазные пленки, осажденные методом MPCVD, могут иметь структуру от высококачественного, почти идеального монокристалла до поликристаллического алмаза с разным размером зерна и могут использоваться в самых разных областях науки, техники, медицины и других областях [12–14]. Микрокристаллический алмаз обычно получают в среде, обогащенной водородом, тогда как нанокристаллический алмаз – в среде, обогащенной аргоном и водородом [15–18].

Большой интерес представляют результаты работ [19–28], в которых с помощью метода MPCVD удалось синтезировать так называемые гибридные наноалмазографитовые пленочные структуры. Так, например, в работе [28] гибридная алмазографитоваяnanoструктура была приготовлена в микроволновой плазме смеси метана и водорода без добавок аргона или азота. Показано, что нанокристаллический алмаз благодаря его отрица-



**Рис. 1.** ACM-изображения; а – наноалмазная углеродородная матрица (шага деления по оси x: 1 мкм, по оси y: 1 мкм, по оси z: 0.1 мкм), б – наноалмазный кристаллит в ней (шага деления по оси x: 0.1 мкм, по оси y: 0.1 мкм, по оси z: 0.01).

тельному электронному сродству демонстрирует превосходные свойства полевой эмиссии [22]. Получены значения низкопорогового поля автоэмиссии для алмазографитовыхnanoструктур от 2.91 до 11.6 В/мкм [23–27]. Отмечается, что алмазные nanoструктуры имеют огромный потенциал для применения в эмиссионной электронике.

Целью данной работы было исследование возможностей использования метода MPCVD с единственным реагентом для получения композиционных пленочных структур на основе графита с включениями алмазных нанокристаллитов с поверхностью плотностью не менее  $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$ .

## 2. МЕТОДИКА И РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Плазмохимическое осаждение углеродных пленочных покрытий проводили в вакуумной установке с использованием СВЧ ионно-плазменного источника на частоте 2.45 ГГц [29]. Мощность СВЧ-излучения и индукция магнитного поля составляли 250 Вт и 875 Гс. Величина магнитного поля обеспечивала выполнение условий электронного циклотронного резонанса (ЭЦР), при котором степень ионизации плазмы составляла около 5%. Осаджение осуществляли на кварцевые и поликорковые подложки с использованием в качестве рабочего вещества паров этанола при давлении от 0.05 до 1.0 Па. Подложки в экспериментах нагревали до температуры  $300 \pm 10^\circ\text{C}$ . Исследования углеродных структур осуществляли с использованием методов электронной и атомно-силовой микроскопии (ACM), а также рентгеноструктурного анализа и комбинационного рассеяния света (КРС). Исследования автоэмиссионных свойств проводили в

условиях высокого вакуума ( $10^{-5}$  Па) на диодной структуре, способной изменять расстояние между электродами с точностью до 1 мкм. Расстояние между катодной структурой и анодом составляло 120 мкм. Диаметр рабочей поверхности анода, изготовленного из углеродного материала МПГ-6, составлял 3 мм. Пороги начала автоэмиссии определяли по напряженности электрического поля, при которой токи автоэмиссии составляли 5 мА.

В результате исследований определены области режимов, обеспечивающих как раздельное получение углеродных пленочных структур заданной аллотропной модификации (алмазные и графитовые), так и нанокристаллических структур, содержащих алмазную и графитовую фазы в различных объемных соотношениях. Установлено, что при температурах подложек выше  $200^\circ\text{C}$  в области давлений паров этанола между конденсацией в СВЧ-плазме алмазных и графитовых пленочных структур наблюдалось осаждение нанокомпозиционных углеродных покрытий, представляющих собой графитовую матрицу с включениями алмазоподобных нанокристаллитов. Разработана низкотемпературная технология получения ультрадисперсных алмазов в углеродородных матрицах. Технология позволяет управлять размерами и концентрацией наноалмазов в полученных композитных структурах соответственно от 4 до 100 нм и от  $5 \times 10^6$  до  $1.4 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$  (рис. 1–3). Погруженность наноалмазов в матрицы исключает их агрегирование в прочные образования, которые формируются, как правило, в случае сухих детонационных порошкообразных ультрадисперсных алмазов. Благодаря возможности нанесения на подложки из любых материалов имеются широкие перспективы использования нанокомпозиционных углеродных покрытий в качестве антифрикционных и теплопроводящих клеевых покрытий, включая создание ударно прочных углепластиков для авиакосмической промышленности.

Установлено, что при температурах подложек выше  $200^\circ\text{C}$  в области давлений паров этанола между конденсацией в СВЧ-плазме алмазных и графитовых пленочных структур происходило осаждение нанокомпозиционных углеродных покрытий, представляющих собой графитовую матрицу с включениями алмазоподобных нанокристаллитов (рис. 1). Их размер и концентрация зависят от режима осаждения (рис. 2). Рентгеноструктурные исследования графитовых матриц с включениями алмазоподобных нанокристаллитов показали присутствие в них включений мелкокристаллической фазы графита (002), алмазоподобной фазы кубической ориентации (111) и гексагональных решеток различных структурных модификаций (лонсдейлит, C(20H)). Исследования образцов, полученных в режимах СВЧ-плазмы с положительным смещением, при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) "JEOL" показали наличие интенсивной катодолюминесценции в видимом спектральном диапазоне.

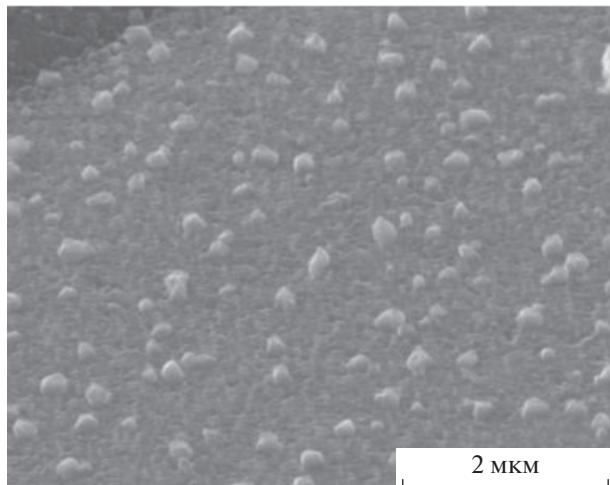


Рис. 2. СЭМ-изображение нанокомпозитной алмазо-графитовой пленочной структуры.

пазоне. Как известно, это свидетельствует о том, что кроме атомов углерода в состоянии  $sp^2$ -гибридизации, как в графите и графене, в структуре находятся также атомы углерода в состоянии  $sp^3$ -гибридизации, как в алмазе или метане. Эти результаты подтверждены данными по КРС (рис. 4).

На рис. 5 приведены экспериментальные зависимости тока эмиссии от напряженности электрического поля в диодной структуре на основе композитных наноуглеродных пленок с различным содержанием наноалмазной фазы, полученных при различных ускоряющих потенциалах в процессе синтеза. Можно видеть, что с увеличением потенциала на подложкодержателе в процессе синтеза, способствующего увеличению содержания наноалмазной фазы в углеродной матрице, эмиссионные кри-

ые смещаются в область меньших напряженностей электрического поля. При этом достигается уменьшение порога напряженности электрического поля автоэлектронной эмиссии в 4–6 раз, по сравнению с аморфными гидрогенезированными углеродными пленками, полученными другими способами: от обычных 20...40 до 5...7 В/мкм.

### 3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Обнаруженный эффект самоорганизации алмазных нанокристаллитов в графитовых и полимероподобных углеводородных матрицах обусловлен следующим. Микроволновая плазма в диапазоне давлений паров этанола от 0.01 до 0.5 Па за счет изменения частоты столкновений и вводимой при ЭЦР СВЧ-мощности позволяет генерировать широкий энергетический спектр свободных электронов. В результате их неупругих столкновений с молекулами плазмообразующего газа возникают ионы и атомы углерода различных степеней возбуждения, которые в результате термоударов на холодной подложке и локальных пересыщений образуют зародыши новой фазы той или иной аллотропной модификации. При этом вероятность зарождения наноалмазов возрастает, поскольку преобладающими при их образовании являются не термодинамические факторы, а процессы физической кинетики.

При отрицательных смещениях на подложкодержателе в процессах плазмохимического синтеза в полученных углеродных структурах увеличивается содержание связанныго водорода в виде моногидридных и дигидридных связей. Активное поступление водорода в процессе роста препятствует термодинамически равновесной конденсации графитовой фазы и усиливает влияние кинетических факторов, которые способствуют образова-

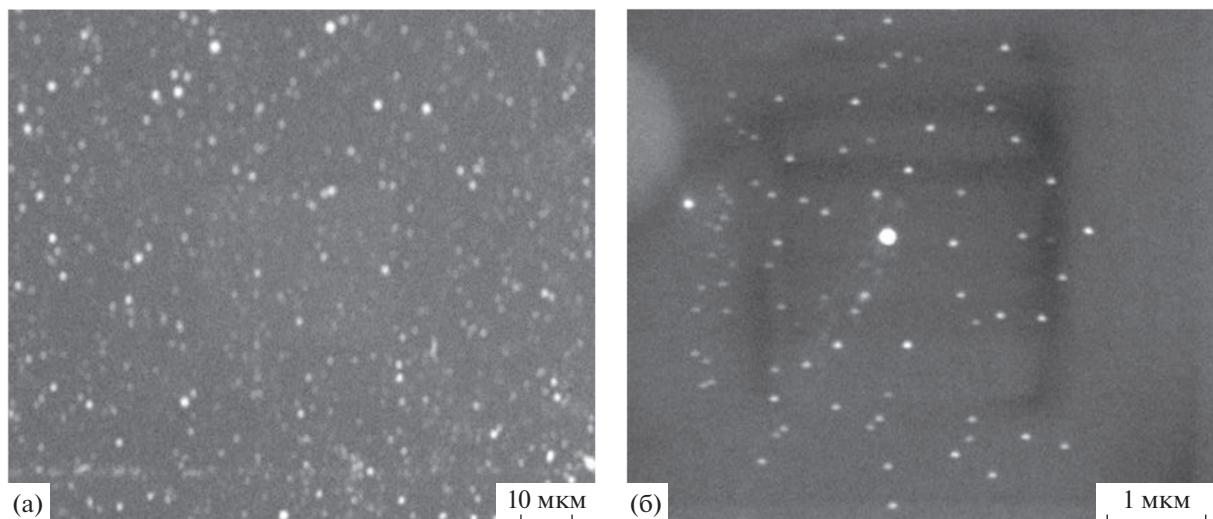


Рис. 3. СЭМ-изображения алмазографитовых пленочных структур с поверхностной плотностью наноалмазных включений  $10^6\ldots10^8 \text{ см}^{-2}$ , полученных с увеличением 1000 (а) и 20000 (б).

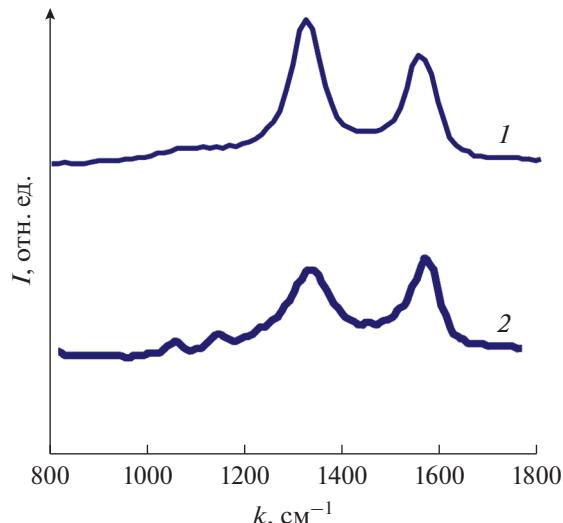


Рис. 4. Спектры КРС (зависимость интенсивности  $I$  от рамановского сдвига  $k$ ) для углеродных пленок, полученных при различных смещениях  $U$  в СВЧ-плазме паров этанола: +200 В (кривая 1); -300 В (кривая 2).

нию фаз со смешанными  $sp^3$ - и  $sp^2$ -связями. В спектрах КРС этих пленок (кривая 2 на рис. 4) наблюдается достаточно широкая полоса в области 1330  $\text{cm}^{-1}$ , что свидетельствует о большом разбросе по размерам образующихся  $\pi$ -связанных кластеров, которые характерны для графитовых структур, а также небольшие гауссоподобные выступы в области 1120 и 1180  $\text{cm}^{-1}$ , которые соответствуютnanoалмазной модификации углерода. При положительных смещениях поступление ионизированного водорода в пленку уменьшается и процесс ее роста протекает в более термодинамически равновесных условиях. В спектрах КРС этот факт выражается в том, что полоса в области 1330  $\text{cm}^{-1}$  становится более узкой и сильной по сравнению с пиком в области 1580  $\text{cm}^{-1}$  (кривая 1 на рис. 4). Трансформация полосы в области 1330  $\text{cm}^{-1}$ , по сравнению с той же полосой в спектре КРС углеродных пленок, полученных при отрицательных смещениях, происходит за счет отсутствия полосы 1250  $\text{cm}^{-1}$ , которая обусловлена колебаниями С—С-связей в узлах разветвления структуры. Такая трансформация пиков КРС свидетельствует о более однородных и больших по размерам  $\pi$ -связанных графитовых кластеров, а также об уменьшении разветвленности структуры и лучшей локализации их системы сопряжения (рис. 3). Это способствует уменьшению энергии активации проводимости в полученной композитной структуре и улучшению условий доставки электронов к nanoалмазным кристаллитам, которые имеют размеры меньше длины дебаевского экранирования, что способствует улучшению поверхностной проводимости nanoалмазов, и обладают квантово-размерными свойствами. Возникающее квантовое ограничение в алмазных нанокристаллах способствует увеличению собственной (нулевой) энергии элек-

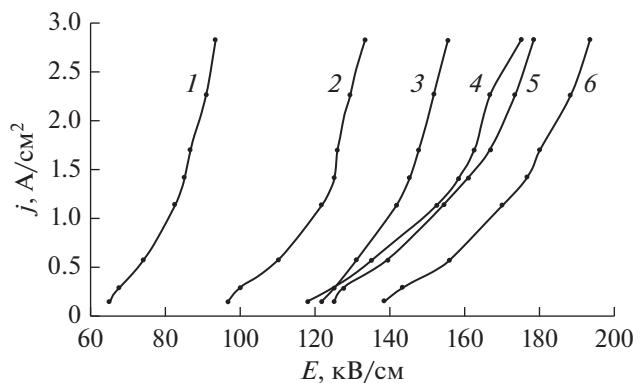


Рис. 5. Зависимости плотности туннельного тока  $j$  от напряженности электрического поля  $E$  для nanoалмазографитовых пленок, полученных при различных смещениях на подложкодержателе в процессе синтеза. Кривые 1–6 соответствуют смещениям  $U$ : +300; +200; +100; -100; -200; -300 В.

tronov и прозрачности потенциального барьера при автоэлектронной эмиссии.

Высокая поверхностная плотность и большая суммарная поверхность алмазных нанокристаллитов и, соответственно, большое число поверхностных (таммовских) уровней являются важными факторами, влияющим на усиление эмиссии. Эти уровни расположены по энергии выше уровня Ферми, определяемого для нанокристаллитов, т.е. в области барьера. Для электронов на этих уровнях высота и ширина барьера поникаются, и они с этих уровней туннелируют, как с неких ступенек, после чего уровни занимают электроны из зоны проводимости графитовой матрицы.

Диэлектрические свойства nanoалмазных эмитирующих центров дополнительно увеличивают ток автоэмиссии холодного катода за счет уменьшения сил зеркального изображения, которые способствуют уменьшению толщины потенциальных барьеров при туннелировании электронов [30]. Алмазные нанокристаллиты на поверхности графитовой матрицы устойчивы к разогреву и имеют очень малый радиус кривизны. Благодаря этому они являются естественными элементами, усиливающими поле. Перепад между средним минимальным и максимальным радиусами кривизны эмитирующих выступов, полученных в одном технологическом цикле, не велик. Поэтому эффективная эмитирующая поверхность занимает большую часть поверхности пленки. Она обладает пониженной эффективной работой выхода и более высокой деградационной стойкостью.

Таким образом, в алмазографитовых нанокомпозитных структурах появляется принципиальная возможность существенного увеличения прозрачности потенциального барьера без повышения напряженности внешнего электрического поля. Согласно теории Фаулера–Нордгейма это обеспечивает повышение плотностей токов автоэмиссии при

более низком уровне напряженностей внешних электрических полей. Полученное таким образом уменьшение рабочих напряжений автоэмиссии позволяет увеличить запас электрической прочности синтезированных пленочных алмазографитовых структур. Результаты предварительных исследований автоэмиссионных свойств полученных алмазографитовых пленочных структур показали, что максимальные плотности автоэмиссионных токов при эмиссии с торца пленочной структуры на порядки превышают плотности автоэмиссионных токов при планарной автоэмиссии и позволяют получать ленточные источники электронов с плотностью автоэмиссионного тока в импульсе более 100 А/см<sup>2</sup> [31].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработанная технология плазмохимического синтеза наноалмазографитовых пленочных структур позволяет формировать эмиттеры холодных электронов при температурах от 250 до 350°C. Это дает возможность совместить ее с технологиями микроэлектронного производства. Основными областями применения композиционных наноалмазографитовых материалов являются создание на их основе элементной базы радиационно-стойкой вакуумной микроэлектроники, энергоэффективных источников белого света, плоских катодолюминисцентных экранов и дисплеев. Полученный нанокомпозитный углеродный материал может быть использован при создании сильноточных автоэмиссионных катодов для нового поколения современных электровакуумных приборов: генераторов и усилителей мощности сантиметрового и миллиметрового диапазонов длин волн с ультракоротким временем готовности и долговечностью, не уступающей долговечности приборов с традиционными термокатодами. Применение этих катодов в клистронах и лампах бегущей волны приведет к качественному улучшению технических характеристик систем радиолокации, радиопротиводействия и бортовых радиосистем космических аппаратов.

### ФИНАНСИРОВАНИЕ

Экспериментальная часть работы выполнена в рамках государственного задания. Диагностика полученных структур и теоретическая интерпретация проведены с использованием результатов, полученных в рамках гранта Российского научного фонда № 16-19-10033.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фурсей Г.Н., Поляков М.А., Кантоностов А.А. и др. // ЖТФ. 2013. Т. 83. № 6. С. 71–77.
2. Panda K., Hyek J.J., Park J.Y. et al. // Sci. Reports. 2017. V. 7. P. 16325.
3. Sobaszek M., Siuzdak K., Ryl J. et al. // J. Phys. Chem. C. 2017. V. 121. № 38. P. 20821.
4. Алмазы в электронной технике / Отв. ред. Квасков В.Б. М.: Энергоатомиздат, 1990.
5. Елинсон М.И., Васильев Г.Ф. Ненакаливаемые катоды. М.: Наука, 1974.
6. Белл Р. Эмиттеры с отрицательным электронным сродством. М.: Госэнергоиздат, 1973.
7. Гиваргизов Е.И., Жирнов В.В., Степанова А.Н., Обеленская Л.Н. Матричный автоэлектронный катод и электронный прибор для оптического отображения информации. Патент на изобретение RU № 2074444 от 27.02.97.
8. Леденцов Н.Н., Устинов В.М., Щукин В.А. и др. // ФТП. 1998. Т. 32. № 4. С. 385.
9. Augus J.C., Hayman C.C. // Science. 1988. V. 241. № 4868. P. 913.
10. Yarbrough W.A., Messier R. // Science. 1990. V. 247. № 4943. P. 688.
11. May P.W. // Phil. Trans. Royal Soc. A. Lond. 2000. V. 358. № 1766. P. 473.
12. Butler J.E., Sumant A.V. // Chemical Vapor Deposition. 2008. V. 14. № 7–8. P. 145.
13. Gray K.J., Windischmann H. // Diamond and Related Mater. 1999. V. 8. № 2–5. P. 903.
14. Bogdan G., De Corte K., Deferme W. et al. // Phys. Stat. Sol. A. 2006. V. 203. № 12. P. 3063.
15. Liu C., Wang J.H., Weng J. // J. Crystal Growth. 2015. V. 410. P. 30.
16. Fernandes A.J.S., Neto M.A., Almeida F.A. et al. // Diamond and Related Mater. 2007. V. 16. № 4–7. P. 757.
17. Yang L., Jiang C., Guo S. et al. // Nanoscale Research Lett. 2016. V. 11. P. 415.
18. Pal K.S., Bysakh S., Mallik A.K. et al. // Bull. Mater. Sci. 2015. V. 38. № 3. P. 717.
19. Vlasov I., Lebedev O.I., Ralchenko V.G. et al. // Adv. Mater. 2007. V. 19. № 22. P. 4058.
20. Arenal R., Bruno P., Miller D.J. et al. // Phys. Rev. B. 2007. V. 75. № 19. P. 195431.
21. Rakha S.A., Yu G., Cao J. et al. // Diamond Related Mater. 2010. V. 19. № 4. P. 284.
22. Yamaguchi H., Masuzawa T., Nozue S. et al. // Phys. Rev. B. 2009. V. 80. № 16. P. 165321.
23. Shang N., Papakonstantinou P., Wang P., Zakharov A., Palnitkar U., Lin I.N., Chu M., Stamboulis A. // ACS Nano 3 (2009) 1032–1038.
24. Kunuku S., Sankaran K.J., Leou K.-C., Lin I.N. // Mater. Research Express. 2017. V. 4. № 2. P. 025001.
25. Sankaran K.J., Yeh C.J., Drijkoningen S. et al. // Nanotechnology. 2017. V. 28. № 6. P. 065701.
26. Ramaneti R., Sankaran K.J., Korneychuk S. et al. // Appl. Mater. 2017. V. 5. № 6. P. 066102.
27. Wang X.-P., Liu L.-H., Wang L.-J. // J. Alloys and Compounds. 2017. V. 7. P. 185.
28. Jia X., Huang N., Guo Y. et al. // J. Mater. Sci. and Technol. 2018. V. 34. № 12. P. 2398.
29. Яфаров Р.К. Физика СВЧ вакуумно-плазменных нанотехнологий. М.: Физматлит, 2009.
30. Davidovich M.V., Bushuev N.A., Yafarov R.K. // Proc. 2014 10th Int. Vacuum Electron Sources Conf. (IVESC-ICEE-2014). Saint-Petersburg. Jun. 30–Jul. 04. N.Y.: IEEE, 2014. P. 69.
31. Яфаров Р.К., Шаныгин В.Я., Нефедов Д.В. // Докл. VI Всерос. микроволновой конф. Москва. 28–30 нояб. 2018. М.: ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, 2018. С. 142.