

13,01

## Влияние шероховатости барьерного слоя на формирование наночастиц катализатора роста углеродных нанотрубок

© С.В. Булярский, А.А. Дудин, К.И. Литвинова<sup>¶</sup>, А.А. Павлов, Г.А. Рудаков

Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН,  
Москва, Россия

<sup>¶</sup> E-mail: litkristy@gmail.com

Поступила в Редакцию 6 декабря 2022 г.

В окончательной редакции 6 декабря 2022 г.

Принята к публикации 10 декабря 2022 г.

Сравниваются слои TiN, полученные методами электронно-лучевого испарения (ЭЛИ) и атомно-слоевого осаждения (АСО), на предмет влияния технологии осаждения барьерных слоев на формирование наночастиц катализатора роста углеродных нанотрубок (УНТ). Слои, полученные ЭЛИ, имеют шероховатость в 1.5 раза выше, чем слои, нанесенные методом АСО ( $R_a = 1 \text{ nm}$  и  $R_a = 0.6 \text{ nm}$  соответственно). Наночастицы, сформированные на поверхности ЭЛИ слоя, характеризуются большим средним размером (порядка 30 nm) и в 1.3 раза большей дисперсией распределения, в сравнении с наночастицами сформированными на АСО слое. Слои TiN, полученные ЭЛИ характеризуются лучшей смачиваемостью поверхности в сравнении со слоями АСО. Краевой угол смачивания для наночастицы катализатора на поверхности ЭЛИ слоя TiN составляет около 30 и приближается к 90 градусам для слоев АСО. Растекание катализатора обусловлено моделью Венцеля. Показано, что более высокая шероховатость поверхности образцов ЭЛИ связана с кристаллизацией TiN, т.к. процесс формирования слоя протекает при более высокой температуре по сравнению с процессом АСО. По этой причине, использование барьерных слоев, полученных методом АСО, предпочтительнее для формирования на их поверхности наночастиц катализатора роста УНТ.

**Ключевые слова:** электронно-лучевое испарение, атомно-слоевое осаждение, шероховатость, смачивание, наночастицы катализатора.

DOI: 10.21883/FTT.2023.03.54751.545

### 1. Введение

Углеродные нанотрубки (УНТ) находят широкое применение в микро- и нанoeлектронике [1]. Рост вертикальных массивов углеродных нанотрубок на подложках методом Chemical Vapor Deposition (CVD) происходит с участием катализаторов, обычно, нанесенных на барьерные слои [2,3]. Результаты многочисленных исследований установили [4], что морфология, диаметр и скорость роста углеродных нанотрубок определяются катализатором [5,6]. Для изготовления нанoeлектронного элемента требуется однородный по размерам и плотности ансамбль наночастиц катализатора. Это необходимо для роста качественного вертикального массива УНТ. В качестве катализаторов роста углеродных нанотрубок чаще всего применяют переходные металлы: железо, кобальт и никель [6–9].

Недостатком этих металлов является высокая активность с поверхностью кремния, заключающаяся в диффузии с образованием силицидов, что негативно сказывается на каталитических свойствах. Для исключения этого, между кремнием и металлом катализатора добавляется барьерный слой. Часто в качестве барьерных слоев используются нитриды титана, тантала либо ниобия, т.к. они обладают проводящими свойствами и слабо взаимодействуют с металлами катализатора [10]. Наночастицы формируются из наночапель расплавленной тонкой пленки катализатора толщиной 2–4 nm, нанесен-

ной на поверхность барьерного слоя. Для объяснения кинетики формирования таких наночапель предложена гидродинамическая модель, которая раскрывает роль взаимодействия катализатора с подложкой [11]. Основным параметром данной модели является потенциал взаимодействия наночапель катализатора с подложкой, от которого зависит распределения наночастиц катализатора по размерам.

Для упорядочения распределений наночастиц катализатора по размерам применяются различные методы подготовки поверхности. В ряде работ изучался рост нанотрубок на пористых поверхностях [12–14]. Создание искусственной пористости ведет к достижению результата, а именно уменьшению дисперсии распределения катализатора по размерам. Однако это увеличивает сопротивление подложки с барьерным слоем, что оказывает отрицательное влияние на электрические свойства структуры. Следует обратить внимание на иные пути подготовки подложки, в том числе путем обработки поверхности, которая препятствует ее смачиванию расплавленным металлом катализатора [15]. В этом случае наночастицы катализатора имеют форму, которая является близкой к сферической, а коалесценция является затруднительной. Это способствует уменьшению размера и дисперсии распределения наночастиц по размеру и, как известно, росту более тонких нанотрубок.

Известно, что шероховатость способствует смачиванию поверхности расплавленным металлом, что вы-

зывает расплывание наночастицы катализатора и увеличивает роль процесса коалесценции с образованием частиц большого диаметра [16,17]. Целью настоящей работы является изучение влияния технологии создания барьерного слоя на шероховатость поверхности и распределение наночастиц катализатора по размерам. Для достижения поставленной цели изучаются проводящие слои нитрида титана, полученные различными технологическими методами и отличающиеся шероховатостью.

## 2. Экспериментальная часть

Пленки нитрида титана осаждались двумя разными методами: электронно-лучевое испарение (ЭЛИ) и атомно-слоевое осаждение (АСО). Пластины кремния КЭФ-4.5 (100) использовались в качестве подложек для осаждения пленок. Перед осаждением подложки были отмыты в перекисно-аммиачном растворе и обработаны в водном растворе HF.

Образцы нитрида титана TiN(A) (ЭЛИ процесс) были нанесены на подложку методом электронно-лучевого испарения. Пластины устанавливали на вращающийся подложкодержатель и нагревали в течение 10 min. при температуре 100°C для дегазации паров воды с поверхности. Перед началом процесса напыления остаточное давление в вакуумной камере не превышало  $5.0 \cdot 10^{-5}$  Pa. В качестве источника использовали титановую навеску (чистота 99.995%), засыпанную в графитовый тигель диаметром 20 и высотой 10 mm, и установленный перпендикулярно пластине на высоте 45 cm от пластины. Процесс напыления начинался с предварительной очистки поверхности пластины пучком ионов аргона (150 eV) с плотностью ионного тока 100 mA в течение 3 min. Во время предварительной очистки и последующих этапов напыления подложкодержатель с пластиной вращался со скоростью 10 rpm. Этап испарения начинался с предварительного разогрева материала в тигле и стабилизации тока электронного луча в течение 1 min. Затем в камеру вводился поток N<sub>2</sub> (чистота 99.999%, расход 10 sccm) и стабилизировалось парциальное давление на уровне 0.007 Pa. Во время стабилизации процесса, напыление TiN происходило на закрытую заслонку, расположенную между тиглем и подложкой. Толщина пленки контролировалась кварцевым датчиком, скорость осаждения составляла 2.3–2.4 Å/s.

Образцы TiN(B) (АСО процесс) были получены методом атомного слоевого осаждения. Реактивные газы (N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>, чистота 99.999%) вводятся в реактор сверху и активируются в индуктивно-связанном источнике плазмы (ИСП), который отделен от основной камеры задвижкой. Разряд ИСП плазмы возбуждается высокочастотным (ВЧ) генератором с частотой 13.56 MHz и мощностью до 300 W. В качестве источника Ti использовали металлоорганический прекурсор TDMAT (Ti(N(CH<sub>3</sub>)<sub>2</sub>)<sub>4</sub>, Sigma-Aldrich, чистота 99.999%) в газе-носителе Ar (чистота 99.999%, расход 200 sccm). Для обеспечения рабочего давления насыщенных паров источник TDMAT

поддерживался при температуре 60°C, а линия подачи при температуре 100°C в целях предотвращения конденсации паров на поверхности трубопроводов. Цикл АСО состоит из следующих основных шагов: 0.8 s воздействия прекурсора при давлении 5.3 Pa; 3 s продувки аргоном; 2 s стабилизации давления и расходов реактивных газов; 3 s плазменного разряда на мощности 300 W и давлении 2 Pa; 2 s продувки аргоном. Скорость роста при температуре 300°C составляет около 0.09 nm/cycle.

На слои TiN(A) и TiN(B) напылялись пленки никеля в одном процессе методом электронно-лучевого испарения, описанном выше. Температура подложки и время зачистки соответствуют процессу напыления TiN. Полученные образцы подвергались отжигу при температуре 750°C в течение 5 min. в разряде емкостно-связанной плазмы 13.56 MHz в смеси H<sub>2</sub>/Ar (соотношение 1:1) при мощности 50 W и давлении 200 Pa. В течение этого процесса происходило плавление пленки никеля и формирование наночастицы катализатора. С целью обеспечения корреляции размеров наночастиц расплава и наночастиц, вследствие инерционности процессов нагрева и охлаждения, подложка помещалась на предварительно нагретый до температуры отжига столик. По истечению времени отжига пластина перемещалась на массивный держатель, который обеспечивал быстрый теплоотвод и охлаждение.

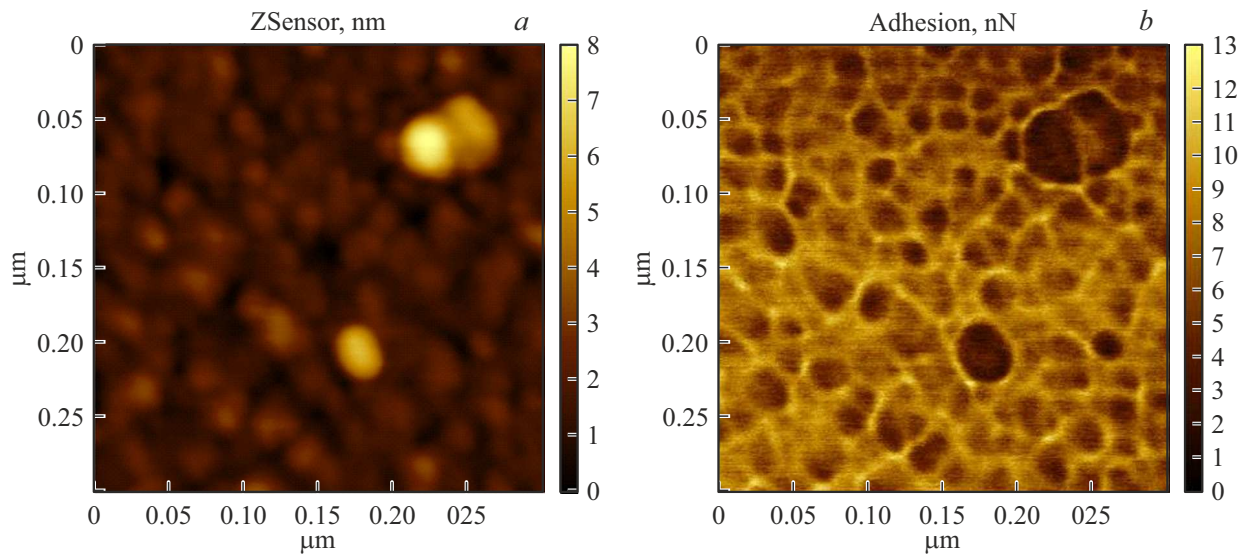
## 3. Результаты и их обсуждение

### 3.1. Исследование поверхности TiN атомно-силовой микроскопией

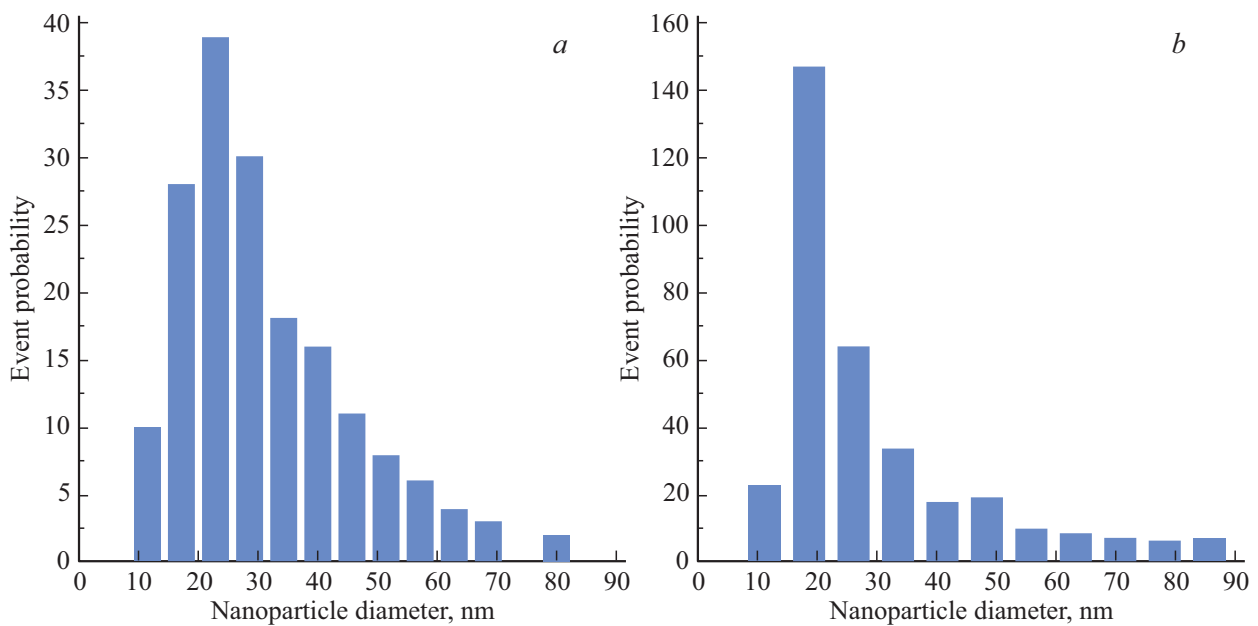
С помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) исследована морфология поверхности барьерных слоев TiN сразу после напыления и после отжига. Сканирование поверхности слоев проводилось по двум площадям  $1 \times 1$  mkm и  $5 \times 5$  mkm. Большая площадь сканирования использовалась для статистического анализа шероховатости поверхности. В таблице приведены параметры шероховатости: среднее арифметическое из абсолютных значений отклонений профиля в пределах базовой длины ( $R_a$ ), среднее квадратичное из абсолютных значений отклонений профиля в пределах базовой длины ( $R_q$ ) и разница между наибольшим минимумом и наибольшим максимумом ( $R_z$ ).

Слои TiN(B) имеют меньшую шероховатость в сравнении со слоями TiN(A). Отжиг слоев TiN увеличивает шероховатость в пределах 1–3 nm. Большая по величине шероховатость TiN(A) согласуется с результатами, полученными методом ПЭМ, и свидетельствуют о неоднородной кристаллизации пленок в процессе роста и последующего отжига. На рис. 1 показаны карты распределения высоты и силы адгезии к зонду АСМ для TiN/Ni после отжига. Распределение силы адгезии к зонду позволяет качественно визуализировать наличие наночастиц Ni на поверхности слоя TiN.

На основании результатов, полученных с помощью АСМ, были построены распределения наночастиц катализатора Ni по диаметру (рис. 2). По полученным



**Рис. 1.** Карта распределения высоты наночастиц Ni (a) и силы адгезии к зонду АСМ (b), измеренные на образце TiN(B) после отжига.



**Рис. 2.** Распределение наночастиц катализатора по размерам для образцов TiN(A) (a) и TiN(B) (b).

распределениям были определены среднее значение диаметра ( $d_m$ ) и дисперсию ( $\sigma$ ) по формулам

$$d_m = \sum_i d_i v_i, \quad (1)$$

$$\sigma = \sqrt{\sum_i (d_i - d_m)^2 v_i}, \quad (2)$$

где  $d_i$  — есть текущее значение диаметра наночастицы;  $v_i$  есть математическое ожидание этой величины.

Математическое ожидание вычислялось путем нормировки результатов, приведенных на рис. 2 согласно условию  $\sum_i v_i = 1$ . Для образцов TiN(A) среднее значение

диаметра равны величинам  $d_m = 30.4$  nm, а дисперсия  $\sigma = 13.8$  nm; для образцов TiN(B) эти величины принимают значения  $d_m = 25.2$  nm, а дисперсия  $\sigma = 10.5$  nm.

Видно, что увеличение шероховатости поверхности способствует увеличению среднего диаметра наночастицы катализатора и увеличению дисперсии распределения наночастиц по диаметру.

### 3.2. Просвечивающая электронная микроскопия

Образцы слоев TiN без и с наночастицами катализатора, сформированными в процессе отжига, изуча-

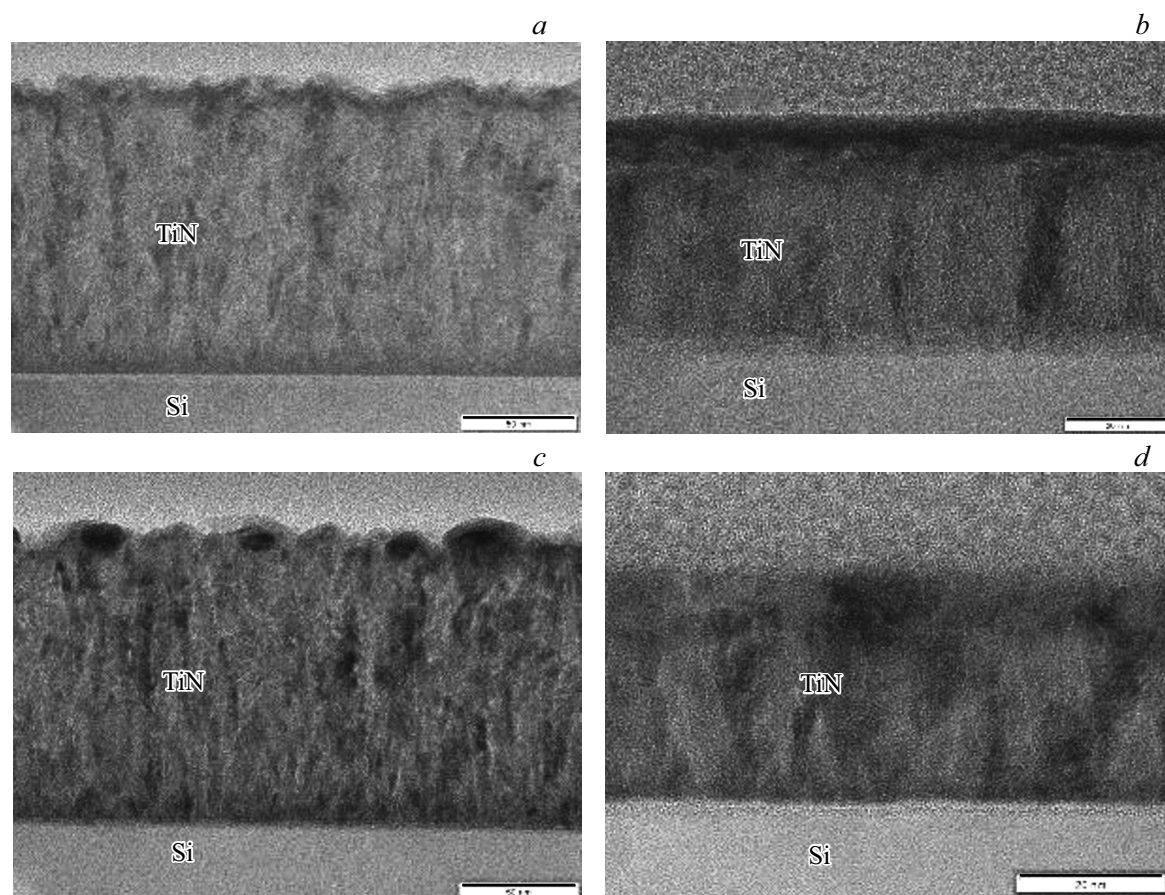


Рис. 3. Изображение высокого разрешения образцов TiN(A) (a, c) и TiN(B) (b, d) после осаждения (a, b) и после отжига (c, d).

Значения шероховатости поверхности слоев TiN, полученных разными способами

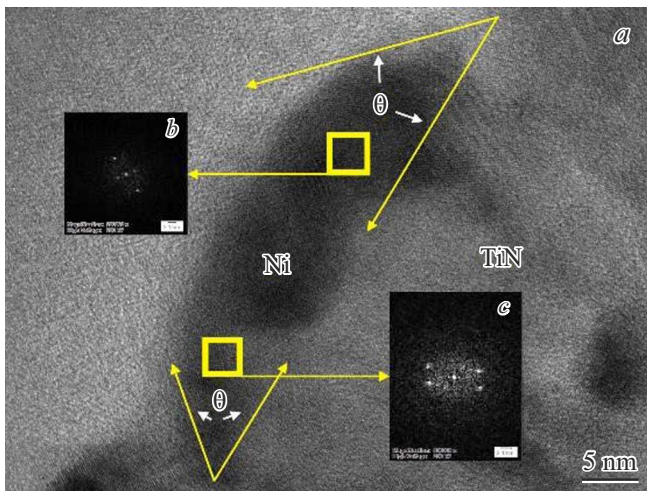
	TiN(A)			TiN(B)		
	$R_a$ , nm	$R_q$ , nm	$R_z$ , nm	$R_a$ , nm	$R_q$ , nm	$R_z$ , nm
После осаждения	1.01	1.22	9.70	0.58	0.74	7.46
После отжига	0.91	1.16	12.95	0.83	1.04	9.28

лись методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения (рис. 3). Видно, что исходный слой нитрида титана TiN(A) имеет более развитый рельеф поверхности в сравнении со слоем TiN(B). Выступы на поверхности слоя образованы нанокристаллическими включениями вытянутой формы, которые ориентированы перпендикулярно подложке (рис. 3, a, b). В процессе отжига происходит рекристаллизация слоя нитрида титана и эти включения увеличивают свои размеры (рис. 3, c, d). Для образца TiN(A) сразу после синтеза длина нанокристаллических включений составляет от 20 до 38 nm, а ширина от 7 до 9 nm. После отжига их длина растет и становится равной от 32 до 78 nm при той же ширине. Отжиг увеличивает длину включений в 1.5 раза что, по-видимому, является причиной увеличения шероховатости поверхности. Подобные

включения и изменения есть и в образцах TiN(B), однако размеры их меньше.

Таким образом, в процессе отжига, который формирует наночастицы катализатора, изменения происходят не только в слое никеля, но и в барьерном слое TiN. При отжиге происходит увеличение размера нанокристаллических включений в слое нитрида титана. Неоднородность слоя TiN, полученного электронно-лучевым испарением, и существование в нем нанокристаллических включений объясняет зернистость поверхности этого материала.

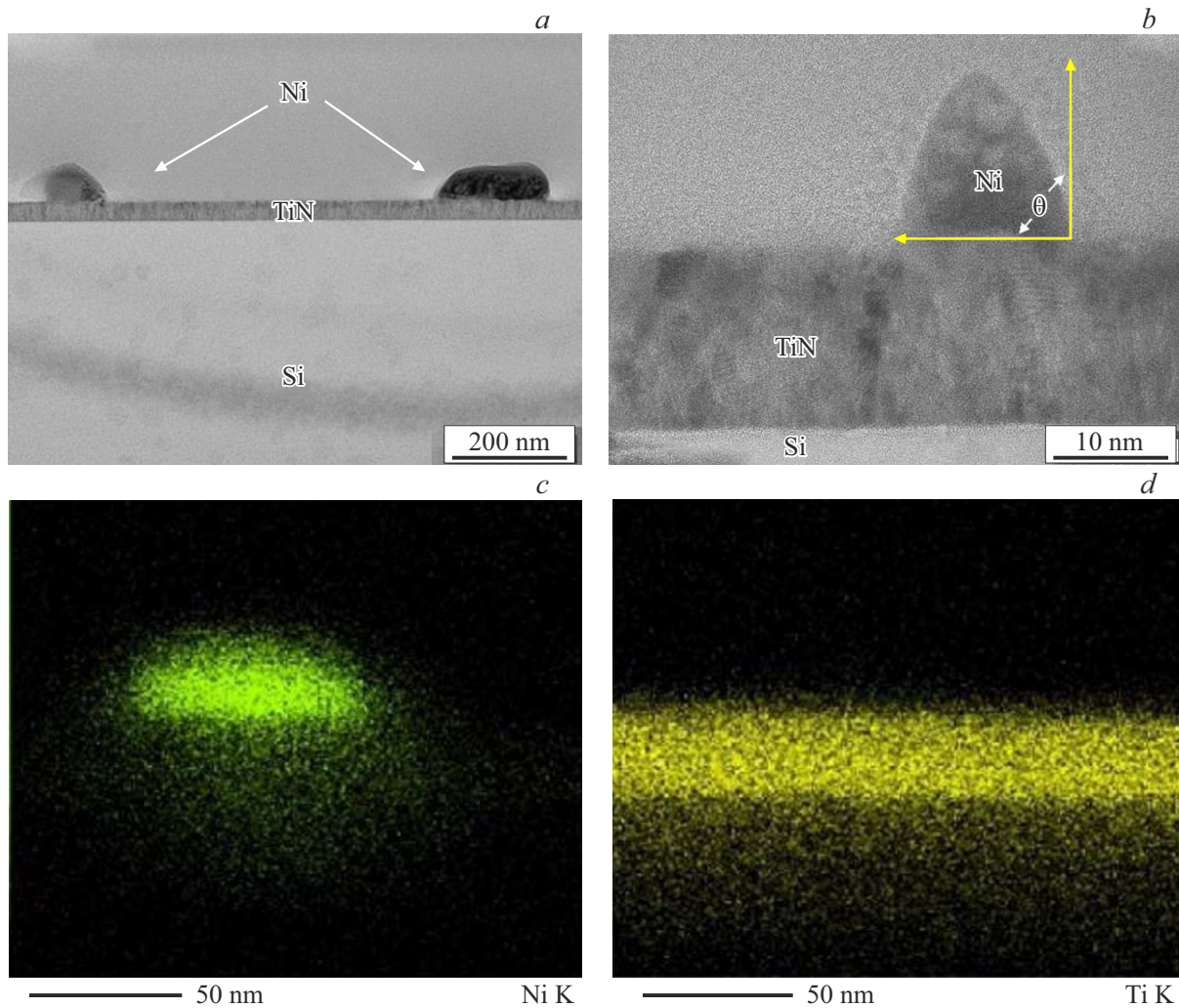
ПЭМ-изображение Ni наночастицы катализатора на поверхности барьерного слоя TiN образца TiN(A) показано на рис. 4. Видно, что, во-первых, никель смачивает поверхность TiN и растекается по этой поверхности (рис. 4, a). Во-вторых, наночастица катализатора состоит из нанокристаллитов никеля, о чем свидетельствуют



**Рис. 4.** Изображение высокого разрешения наночастицы катализатора на поверхности TiN с локальными электронограммами. Образец TiN(A).

четкие рефлексы на электронограммах от отдельных участков катализатора (рис. 4, *b*, 4, *c*). Таким образом, в процессе отжига происходит разделение сплошной пленки катализатора на отдельные наночастицы. В случае образцов, полученных электронно-лучевым испарением TiN(A), это разделение является не полным. Можно предположить, что малый угол смачивания никелем барьерного слоя TiN(A) способствует протеканию явления коалесценции, когда малые частицы, перемещаясь по поверхности сливаются в одну частицу, но больших размеров. Расплав никеля смачивает барьерный слой TiN(A) и, возможно, с ним взаимодействуют.

ПЭМ-изображения Ni наночастиц катализатора образцов TiN(B), которые были синтезированы атомно-слоевым осаждением, показаны на рис. 5. Наночастицы никеля на барьерном слое TiN(B) имеют четкую форму (рис. 5, *a*). Угол смачивания увеличивается по сравнению с этим углом TiN(A) и приближается к  $90^\circ$  (рис. 5, *b*). Поэтому растекание капель расплавленного катализа-



**Рис. 5.** ПЭМ-изображения наночастиц катализатора на поверхности барьерного слоя, синтезированного методом атомно-слоевого осаждения TiN(B). ПЭМ-изображение наночастицы катализатора с различным увеличением (*a*, *b*) и картирование никеля и титана (*c*, *d*).

тора происходит меньше, чем в предыдущем случае. Картирование во вторичных электронах показало, что наночастицы катализатора состоят из никеля, который четко выделяется на слое нитрида титана (рис. 5, с, 5, d).

Экспериментальные результаты показывают, что состояние поверхности барьерного слоя зависит от способа его синтеза. Тигель, в котором находится титан, может получать высокую температуру при электронно-лучевом разогреве [18]. Поэтому атомы металла, которые вылетают из тигля, имеют высокую энергию. Эта энергия передается растущей пленке TiN, она разогревается, что способствует росту поликристаллических столбчатых образований. Данные включения приводят к развитию шероховатости поверхности, размеры которых больше, чем у пленок, полученных методом атомно-слоевого осаждения.

Формирование наночастиц катализатора отличается на идеальной и шероховатой поверхности. Как было сказано выше, на идеальной поверхности кинетика и распределения наночастиц катализатора по размеру описывается гидродинамической моделью [11]. Очевидно, что в случае реальной поверхности, ее шероховатость должна определенным образом влиять на смачивание поверхности расплавленной наноклапели катализатора. В обзоре [19] рассматриваются различные методы получения развитых поверхностей и влияние шероховатостей на смачивание поверхности. Показано, что способность смачивания является совокупностью гидрофильных свойств и величины шероховатости поверхности. Существующие теоретические модели, объясняющие влияние текстуры поверхности на смачивание, являются сложными и не обеспечивают простой процедуры для прогнозирования термодинамических стабильно и метастабильно состояний и соответствующие им краевые углы смачивания [20]. Экспериментальные работы показывают, что расплавы металлов, как правило, смачивают поверхность и растекаются по ней, как это следует из теории Дерягина–Венциля [16,17]. Улучшение смачивания шероховатых поверхностей расплавом металла и уменьшение краевого угла зависит от геометрической формы текстурных элементов, впадин и неровностей, характеризующих такую поверхность [21]. Теоретические исследования показывают, что на растекание расплава оказывает влияние градиент шероховатости [22], который вызывает втягивание металла в углубление поверхности и способствует его растеканию. В работе [23] также установлено улучшение смачивания шероховатых поверхностей расплавом металла, однако, отмечается, что значительное увеличение шероховатости может привести к обратному эффекту в силу того, что большие размеры неоднородностей поверхности создают барьеры и препятствуют распространению расплава. С этим предположением согласуются теоретические расчеты показывающие, что применение теории Венциля возможно в случае, когда размер капли превосходит размер шероховатости примерно в 40 раз [24]. В нашем случае, такое соотношение примерно выполняется. В соответствии с существующими теориями, попадание

расплавленного металла в углубления поверхности является процессом подобным проникновению смачивающей жидкости в капилляры, когда угол смачивания  $\theta < 90^\circ$ . Если угол смачивания  $\theta > 90^\circ$ , то жидкость не проникает в углубления шероховатости. Таким образом, шероховатость увеличивает смачивание на гидрофильной поверхности и уменьшает смачивание на гидрофобной поверхности. Это явление описывается уравнением Венциля–Дерягина [16,17]:

$$\cos \theta' = \Delta S_q \cos \theta, \quad (3)$$

где  $\theta'$  — угол смачивания шероховатой поверхности,  $\theta$  — угол смачивания гладкой поверхности,  $\Delta S_q$  — коэффициент, который показывает во сколько раз площадь шероховатой поверхности больше, чем площадь гладкой.

Косинус угла смачивания шероховатой поверхности увеличивается, угол соответственно, уменьшается. Это приводит к росту среднего размера частиц и росту дисперсии распределения наночастиц, что наблюдалось нами экспериментально.

#### 4. Заключение

Образцы нитрида титана, которые были выращены методами электронно-лучевого испарения TiN(A) и атомно-слоевого осаждения TiN(B), отличаются уровнем шероховатости (таблица). Шероховатость больше примерно в полтора раза в первом случае по сравнению со вторым. Формирование наночастиц катализатора происходит при плавлении его пленки толщиной (2–4) nm. На результат формирования оказывает влияние взаимодействие катализатора с подложкой. Это взаимодействие для идеально гладкой подложки определяется потенциалом взаимодействия, который определяет кинетику образования наночастиц и их распределение по размерам [11]. Для неидеальной шероховатой поверхности дополнительный вклад в растекание наноклапели катализатора вносит механизм Венциля, при котором расплав заполняет шероховатости, что при смачивании этой поверхности приводит к дополнительному растеканию расплава [16,17]. В настоящей работе показано, что увеличение шероховатости приводит к уменьшению краевого угла смачивания, что подтверждается данными просвечивающей электронной микроскопии. Поэтому средний размер наночастиц никеля на поверхности барьерного слоя TiN увеличивается, а дисперсия распределения наночастиц по их диаметру увеличивается, так как усиление смачивания стимулирует развитие явления коалесценции, заключающееся в слиянии мелких наноклапель в большие. Это приводит к увеличению средних диаметров и, как следствие, увеличению диаметра будущих УНТ, так как их диаметры пропорциональны друг другу [25]. Таким образом, для формирования наночастиц катализатора желательно выбирать максимально гладкие поверхности, которые не смачиваются расплавом катализатора. Это способствует уменьшению дисперсии распределения наночастиц по размерам, что положительно сказывается на однородности массивов УНТ.

## Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России, проект № 0004-2022-0004, с использованием Уникальной научной установки кремний-углеродной технологии гетерогенной интеграции Института нанотехнологий микроэлектроники Российской академии наук.

## Благодарности

Авторы выражают свою благодарность за помощь: М.И. Красильникову, М.С. Молоденскому — подготовка образцов; Т.С. Гришину — АСМ-исследования; Е.М. Егановой, Е.А. Першиной — ПЭМ-исследования.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] J. Liu, D. Jiang, Y. Fu, T. Wang. *Adv. Manuf.* **1**, *1*, 13 (2013).
- [2] S.V. Bulyarskiy, G.G. Gusarov, A.V. Lakalin, M.S. Molodenskiy, A.A. Pavlov, R.M. Ryazanov. *Diamond Rel. Mater.* **103**, 107665 (2020).
- [3] S.V. Bulyarskiy, A.V. Lakalin, A.A. Pavlov, A.A. Dudin, E.P. Kitsyuk, E.M. Eganova, A.A. Shamanaev. *Tech. Phys. Lett.* **43**, *4*, 366 (2017).
- [4] С.В. Булярский, А.С. Басаев. Катализаторы роста углеродных нанотрубок. Москва, М. (2016). 117 с.
- [5] A. Steplewska, E. Borowiak-Palen. *J. Nanopart. Res.* **13**, *5*, 1987 (2011).
- [6] G. Boskovic, S. Ratkovic, E. Kiss, O. Geszti. *Bull. Mater. Sci.* **36**, *1*, 1 (2013).
- [7] С.Ю. Давыдов, А.Ю. Крюков, И.М. Извольский, Э.Г. Раков. *Неорган. материалы* **49**, *3*, 255 (2013).
- [8] T.Y. Tsai, Y.A. Li, H.C. Su, N.H. Tai, K.C. Chen, S.H. Lee, Y.Y. Chang. *Diamond Rel. Mater.* **17**, *4*, 594 (2008).
- [9] A.S. Abdulkareem, I. Kariim, M.T. Bankole, J.O. Tijani, T.F. Abodunrin, S.C. Olu. *Arab. J. Sci. Eng.* **42**, *10*, 4365 (2017).
- [10] S.V. Bulyarskiy, E.V. Zenova, A.V. Lakalin, M.S. Molodenskii, A.A. Pavlov, A.M. Tagachenkov, A.V. Terent'ev. *Tech. Phys.* **63**, 1834 (2018).
- [11] P.E. L'vov, S.V. Bulyarskiy, G.G. Gusarov, M.S. Molodenskii, A.A. Pavlov, R.M. Ryazanov, A.A. Dudin, V.V. Svetukhin. *J. Phys. Condens. Matter.* **32**, *24*, 245001 (2020).
- [12] J.W. Ward, B.Q. Wei, P.M. Ajayan. *Chem. Phys. Lett.* **376**, *5*, 717 (2003).
- [13] V. Asokan, D. Velauthapillai, R. Lovlie, D.N. Madsen. *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **24**, *9*, 3231 (2013).
- [14] J. Fang, I. Levchenko, Z.J. Han, S. Yick, K.K. Ostrikov. *Nanoscale Res. Lett.* **9**, *1*, 1 (2014).
- [15] J. Chen, X. Xu, L. Zhang, S. Huang. *Micro Nano Lett.* **7**, *4*, 353 (2015).
- [16] R.N. Wenzel. *J. Phys. Chem.* **53**, *9*, 1466 (1949).
- [17] Б.В. Дерягин, Н.В. Чураев, В. М. Муллер. *Поверхностные силы*. Наука, М. (1985). 398 с.
- [18] P.E. L'vov, S.V. Bulyarskiy, A.N. Saurov, V.V. Svetukhin, A.I. Terentyev. *J. Vac. Sci. Technol. B* **39**, *6*, 064201 (2021).
- [19] N. Mahayuddin, J.A. Wahab, M. Salleh, S.F. Roduan, H.K. Chen. *J. Tribol. Int.* **27**, 8 (2020).
- [20] Y. Kaufman, S.-Y. Chen, H. Mishra. *J. Phys. Chem.* **121**, 5642 (2017).
- [21] G.V. Kuznetsov, E.G. Orlova, D.V. Feoktistov, A.G. Islamova, A.V. Zhuikov. *Met. Mater. Int.* **26**, *1*, 46 (2020).
- [22] R.G. Cox. *J. Fluid Mech.* **131**, *1*, 26. (1983).
- [23] K.J. Kubiak, M.C.T. Wilson, T.G. Mathia, S. Carras. *Scan.* **33**, *5*, 370 (2011).
- [24] D. Kim, N.M. Pugno, S. Ryu. *Sci. Rep.* **6**, *1*, 1 (2016).
- [25] S.V. Bulyarskiy, E.V. Zenova, A.V. Lakalin, M.S. Molodenskii, A.A. Pavlov. *Tech. Phys.* **63**, *12*, 1834 (2018).

*Редактор К.В. Емцев*