

УДК 538.975

<https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-147-164>

Структурные и морфологические особенности магнетронных наноплёнок TaN с разной толщиной

А. П. Кузьменко^{1✉}, И. С. Кашкин¹, А. И. Колпаков¹, А. И. Жакин¹,
В. М. Емельянов¹

¹ Юго-Западный государственный университет

ул. 50 лет Октября, д. 94, г. Курск 305040, Российская Федерация

✉ e-mail: apk3527@mail.ru

Резюме

Цель исследования. Изучение морфологических и фазовых изменений в структуре нанопленок нитрида тантала, формируемых методом магнетронного реактивного распыления на подложке из кремния.

Методы. Магнетронное распыление на подложку из кремния осуществлялось на установке МВУ ТМ-Магна Т при изменении параметра времени распыления от 300 до 900 с, а также при постоянных параметрах мощности 500 Вт и давления рабочего газа Ar 0,5 Па. Исследования морфологических и фазовых изменений в структуре нанопленок нитрида тантала выполнялись методами атомно-силовой микроскопии, рентгенофазового анализа. Определение фрактальной размерности осуществлялось с помощью метода подсчета кубов. Рентгенодифрактометрический анализ в режиме измерений *in situ* с дискретным нагревом (с шагом через 100°C) на воздухе до 1000°C на высокотемпературной приставке PAAR НТК-16.

Результаты. При помощи методов атомно-силовой микроскопии установлено, что в исследуемых нанопленках из TaN гранулометрическое распределение нанокластеров было гауссовым и наблюдалось увеличение латерального размера частиц при увеличении времени напыления. Минимальную шероховатость имела нанопленка, время напыления которой составило 300 с. Рассчитана статистическая фрактальная размерность, величина которой отвечала их трехмерности. По данным рентгенофазового анализа определены размеры области когерентности, текстурированности, микродеформации и межплоскостные деформационные искажения, а также установлен смешанный механизм Странского – Крастанова формирования нанопленок.

Заключение. Шероховатость поверхности нанопленок нитрида, формируемых при постоянной мощности (500 Вт), существенно зависит от времени магнетронного распыления и концентрации N₂. Во всех исследованных нанопленочных структурах доминирующим механизмом роста был реализован смешанный механизм Странского – Крастанова.

Ключевые слова: магнетронное распыление; нитрид тантала; механизм Странского – Крастанова; фрактальная размерность.

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (г/з 2020 № 0851–2020–0035) в рамках реализации программы стратегического академического лидерства “Приоритет–2030” (Соглашение № 075–15–2021–1213).

Конфликт интересов: Авторы декларируют отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

Для цитирования: Структурные и морфологические особенности магнетронных наноплёнок TaN с разной толщиной / А. П. Кузьменко, И. С. Кашкин, А. И. Колпаков, А. И. Жакин, В. М. Емельянов // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2024. Т. 14, № 3. С. 147–164. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-147-164>

Поступила в редакцию 30.07.2024

Подписана в печать 30.08.2024

Опубликована 24.09.2024

Structural and morphological features of magnetron nanofilms of TaN with different thicknesses

Aleksander P. Kuzmenko¹✉, Igor S. Kashkin¹, Artem I. Kolpakov¹,
Anatoly I. Zhakin¹, Viktor M. Emelyanov¹

² Southwest State University

50 Let Oktyabrya Str. 94, Kursk 305040, Russian Federation

✉ e-mail: apk3527@mail.ru

Abstract

Purpose of research. Study of morphological and phase changes in the structure of tantalum nitride nanofilms formed by magnetron reactive sputtering on a silicon substrate.

Methods. Magnetron sputtering on a silicon substrate was performed using the MVU TM-Magna T setup with the sputtering time parameter changing from 300 to 900 sec, and also with constant power parameters of 500 W and working gas pressure of Ar 0,5 Pa. The morphological and phase changes in the structure of tantalum nitride nanofilms were studied using atomic force microscopy and X-ray phase analysis. The fractal dimension was determined using the cube counting method. X-ray diffractometric analysis in the in situ measurement mode with discrete heating (in 100 °C increments) in air up to 1000 °C using the PAAR HTK-16 high-temperature attachment.

Results. Using atomic force microscopy methods, it was found that the granulometric distribution of nanoclusters in the studied TaN nanofilms was Gaussian and an increase in the lateral size of particles was observed with an increase in the deposition time. The nanofilm with a deposition time of 300 s had minimal roughness. The statistical fractal dimension was calculated, the value of which corresponded to their three-dimensionality. According to the X-ray phase analysis data, the sizes of the coherence region, texturing, microdeformations and interplanar deformation distortions were determined, and a mixed Stranski-Krastanov mechanism of nanofilm formation was established.

Conclusion. The surface roughness of nitride nanofilms formed at a constant power (500 W) depends significantly on the magnetron sputtering time and N₂ concentration. In all studied nanofilm structures, the dominant growth mechanism was the mixed Stranski–Krastanov mechanism.

Keywords: magnetron sputtering; tantalum nitride; Stranski-Krastanov mechanism; fractal dimension.

Funding: The study was carried out with the financial support of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (G/Z 2020 No. 0851-2020-0035), as part of the implementation of the strategic academic leadership program “Priority-2030” (Agreement No. 075-15-2021-1213).

Conflict of interest: The authors declare no apparent or potential conflicts of interest related to the publication of this article.

For citation: Kuzmenko A.P., Kashkin I.S., Kolpakov A.I., Zhakin A.I., Emelyanov V.M. Structural and morphological features of magnetron nanofilms of TaN with different thicknesses. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii* = *Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2024;14(3):147–164. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-3-156-167>

Received 30.07.2024

Accepted 30.08.2024

Published 24.09.2024

Введение

Покрyтия из TaN, имеющие высокие показатели термостойкости, химической инертности и низкого электрического сопротивления, активно используются в микроэлектронной промышленности в качестве диффузионных барьеров и усилителей адгезии. Наличие таких характеристик достигается за счет того, что входящий в состав соединения тантал имеет высокую температуру плавления (3020°C) и высокую химическую инертность. Свойства получаемых покрытий из TaN сильно зависят от условий осаждения, что создает обширный потенциал для исследовательской работы в данном направлении. Установлено, что пленки из TaN могут формировать фазы, отличающиеся разнообразием физических (удельное сопротивление ~ 250 мОм·см [1], морфология поверхности), химических (возможность образования метастабильных сплавов и составов, например гексагональный Ta_5N_6 и TaN, тетрагональный Ta_4N_5) [2] и механических свойств (твердость ~ 50 ГПа [3]). Стоит также отметить, что тонкие пленки нитрида тантала используются в качестве износостойких и оптических селективных покрытий [4].

Получение нитрида тантала методом магнетронного реактивного распыления (МРР) достаточно апробировано. К примеру, нитрид тантала с образованием ромбической фазы Ta_4N формировался на подложке из монокристаллического кремния (100), нагретой до 300°C , при расходе смеси N_2/Ar от 4% до 30%. Отмечены структурные изменения с α - или β -Ta до Ta_2N и, наконец, до TaN с увеличением соотношения потока N_2/Ar [4]. В целом полиморфное структурирование в нанопленках очень сильно зависит от концентрации азота в процессе МРР [5] и делает их пре-

красным модельным объектом для изучения условий синтеза новых соединений, чему и посвящена данная работа.

Материалы и методы

Изучено структурирование нанопленок TaN, полученных методом МРР при мощности распыления 500 Вт, но при разном времени: 300, 600 и 900 с. В качестве подложек, на которых формировались наноструктуры, служили поверхности из кремния (100), очищенные от органических соединений смесью 1:6 дихромата калия и серной кислоты при нагревании в течение 10 минут и механических загрязнений плазмой. Давление Ar, температура подложки, мощность и расход N_2 были фиксированы. Таким образом, изменяя только время МРР, на подложке создавались нанопленки TaN с разной толщиной. Для характеристики полученных нанопленок использовались методы РФА и АСМ. По АСМ-изображениям были проведены гранулометрический анализ и методом подсчета кубов определен их фрактальный размер. Проанализирована толщина формируемых нанопленок и скорость их нанесения в зависимости от времени МРР.

Нанесение нанопленок осуществлялось на малогабаритной вакуумной установке МВУ ТМ-Магна Т (НИИТМ, г. Зеленоград). Магнетронные нанопленки (МНП) из нитрида тантала создавались из мишени тантала, изготовленной в ООО «ГИРМЕТ» г. Москва (Ta 99,99 %). Мишень имела форму диска с диаметром 100 мм и толщиной 6 мм, что при размере кремниевой подложки 10×15 мм², как указано в [6], обеспечивало повышенную сплошность наносимой МНП.

Перед началом МРР проводилась $5 \cdot 10^{-4}$ Па, ИК-нагрев подложки галогеновыми лампами осуществлялся в течение

90 с до температуры 140°C. Следующим шагом технологического цикла была ионная чистка их поверхности ионным током 60 мА продолжительностью 120 с. Магнетронный разряд происходил при рабочем давлении азота (с чистотой 99,998%) 0,5 Па, с расходом 0,3 л/час. Магнитное поле магнетрона имело индукцию 0,03–0,1 Тл. В процессе МРР для равномерности формирования МНП подложки

совершали планетарное движение вокруг своей оси, а также вращение вокруг оси привода с частотой в диапазоне от 10 до 50 об/мин. Напыление пленок происходило в режиме постоянного тока, с мощностью $P_{\text{МРР}} = 500$ Вт. Управляющим параметром выступало только время МРР ($t_{\text{МРР}}$), которое варьировалось от 300 до 900 с (табл. 1).

Таблица 1. Параметры МРР для МНП из TaN

Table 1. MRS parameters for single-layer MNFs from TaN

Состав мишеней	Мощность $P_{\text{МРР}}$, Вт	Время $t_{\text{МРР}}$, с
Ta	500	300, 600, 900

По аналогии с [7] полученные МНП из TaN были охарактеризованы методом рентгенофазового анализа (РФА) на порошковом дифрактометре GBC ЕММА (60 кВ; 80 мА; мощность излучения 2,2 кВт; шаг гониометра 0,02; Cu K_{α} , 2θ от 30 до 150°).

Морфологические особенности поверхностных структур МНП были изучены с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) AistNT SmartSPM с пространственным разрешением по Z-координате 30 пм. Высокое пространственное разрешение АСМ использовалось для прецизионного определения значений среднеарифметических шероховатостей МНП и построения гранулометрических распределений по размерам структур на поверхностях [8]. В отличие от [9] расчет фрактальной размерности (FS) – D для нанопленок из TaN осуществлен методом подсчёта кубов с использованием программы Gwyddion.

Согласно формуле Дебая – Шеррера – Селихова

$$L = k\lambda/(\beta_{0,5} \cos \theta) \quad (1)$$

по полученным рентгенограммам были рассчитаны размеры области когерентности L . В формуле (1) k – коэффициент формы частиц [10]; $\lambda = 0,154$ нм – длина волны рентгеновского излучения; $\beta_{0,5}$ – ширина рефлекса на полувысоте; θ – брегговский угол.

По формуле Вульфа – Брегга

$$2a(hkl)\sin\theta = n\lambda$$

рассчитаны опытно наблюдаемые постоянные решеток $a(hkl)$ (здесь hkl – индексы Миллера), формируемых в процессе МРР соединений. Вычисленные для углов 2θ разности между ними и их эталонными значениями $a_0(hkl)$, взятыми из базы данных для соответствующих постоянных решеток, позволили установить знаки деформационных искажений (Δa):

$$\Delta a = [(a(hkl) - a_0(hkl))/a_0(hkl)]. \quad (2)$$

Согласно [10] при $\Delta a < 0$ имело место сжатие кристаллической структуры, тогда как при $\Delta a > 0$, наоборот, ее растяжение.

Помимо этого, для каждой МНП по аналогии с [11] были определены величины возникающих микродеформаций

$$\varepsilon = \beta_{0,5}/(4\tan\theta), \quad (3)$$

а также текстурированность (T) нанопленок по формуле [10]

$$T = I(hkl)/\Sigma I_i(hkl), \quad (4)$$

где при суммировании $\Sigma I_i(hkl)$ были учтены все возникающие рефлексы для каждой МНП. Полученные по формулам (1)–(4) для всех исследуемых нанопленок значения L , Δa , ε и T приведены в таблице 2.

Результаты и их обсуждение

В соответствии с выводами [7] в качестве критерия качества формируемых МНП при заданных временах использовались режимы МРР, при которых достигались минимальные значения средней $R_a = (1/N)\Sigma|R_j|$ и среднеквадратичной шероховатостей $R_q = ((1/N^2)(\Sigma(R_a - |R_j|)^2))^{1/2}$. Все дальнейшие исследования производились только для МНП, удовлетворяющих условию R_a (и/или R_q) = $\min\{R_{ai}$ (и/или $R_{qi})\}$, где индекс i (j) отвечал доверительному числу нанесенных МНП составлял не менее 3.

Как уже отмечалось, были выполнены комплексные исследования механизмов структурирования в МНП с разной толщиной, величина которой изменялась только от времени ее формирования $t_{\text{МРР}}$ (см. табл. 1). Отметим, что при $P_{\text{МРР}} = 500$ Вт достигалось выполнение указанного выше критерия качества для всех времен нанесения МНП.

Толщина нанесённого слоя МНП измерялась с помощью АСМ (с пространственным разрешением 30 пм), так называемым методом «ступеньки», описанным в [12]. Для этого на ее поверхности специально создавалась граница нанесением

маски, удаляемой в процессе измерений. На АСМ-изображении такая «ступенька» между поверхностью с МНП и без нее имела четко выраженный для каждого $t_{\text{МРР}}$ перепад высот, которые продемонстрированы на рисунке 1.

Так при $P_{\text{МРР}} = 500$ Вт, $t_{\text{МРР}} = 300$ с, давлении 0,5 Па в МНП высота «ступеньки» вдоль Z -координаты достигала $h \sim 300$ нм, как это наглядно проиллюстрировано на вставке (см. рис. 1, а). Аналогично были измерены h с указанной точностью (30 пм) для всех $t_{\text{МРР}}$, указанных в таблице 1. Полученные значения h , представленные на рисунке 2, имели строго линейную зависимость $h(t)$, что характерно для метода магнетронного распыления [1]. Расчетная скорость роста $V = h/t_{\text{МРР}}$ по зависимости $h(t)$ для МНП из TaN достигала 1 нм/с.

Морфологические особенности поверхностей нанопленок TaN были также изучены на АСМ. Типичные АСМ-изображения поверхностей МНП в области 3×3 мкм² показаны на рисунке 3. Здесь же на вставках представлены изменения шероховатости по профилям на наиболее характерных участках поверхностей, отмеченных линейными отрезками. Наблюдаемая структура имела аналогию [13], к примеру, с представленной в [14]. Поверхности МНП были достаточно однородными и имели лишь наноразмерные изменения по высоте [15]. Отмечался рост шероховатостей R_a и R_q , что видно из представленных профилей, когда при $t_{\text{МРР}} = 300$ с перепад по высоте изменялся от 5,5 нм до 25 нм при $t_{\text{МРР}} = 900$ с. В таблице 2 для всех МНП приведены величины средней R_a и среднеквадратичной R_q шероховатостей, отвечающие введённому ранее [7] критерию качества.

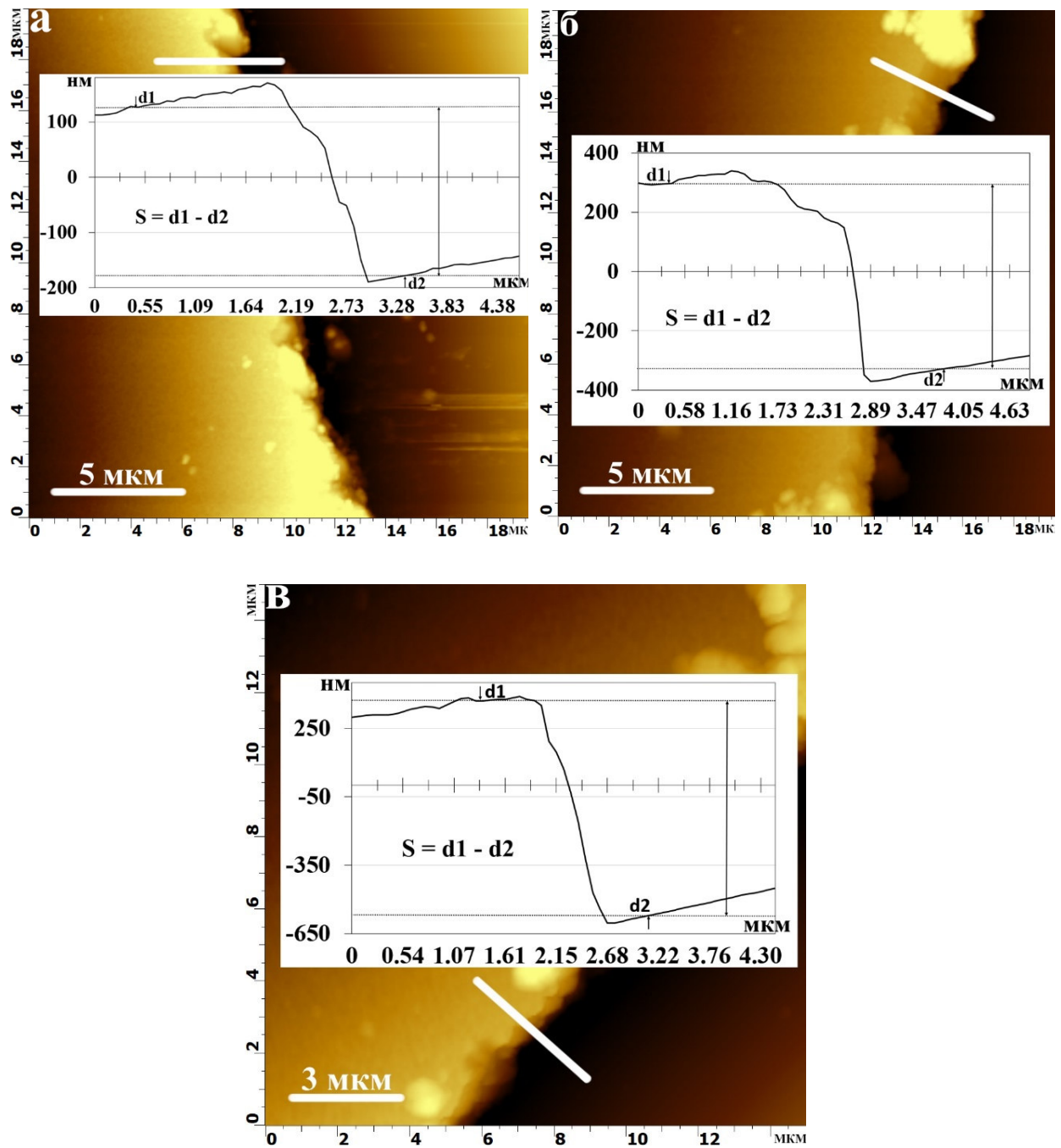


Рис. 1. АСМ-изображения перепадов высот на «ступеньке» в МНП при времени распыления t_{MPP} :
а – 300 с; б – 600 с; в – 900 с

Fig. 1. AFM images of the height differences on «a step» in MNF at sputtering times t_{MRS} :
а – 300 s; б – 600 s; в – 900 s

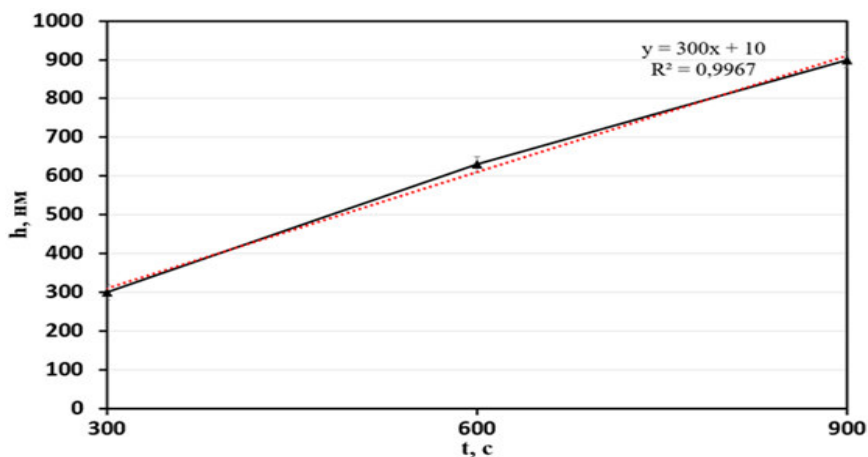


Рис. 2. Зависимость толщины МНП из TaN от времени распыления

Fig. 2. Dependence of MNF thickness from TaN on the sputtering time

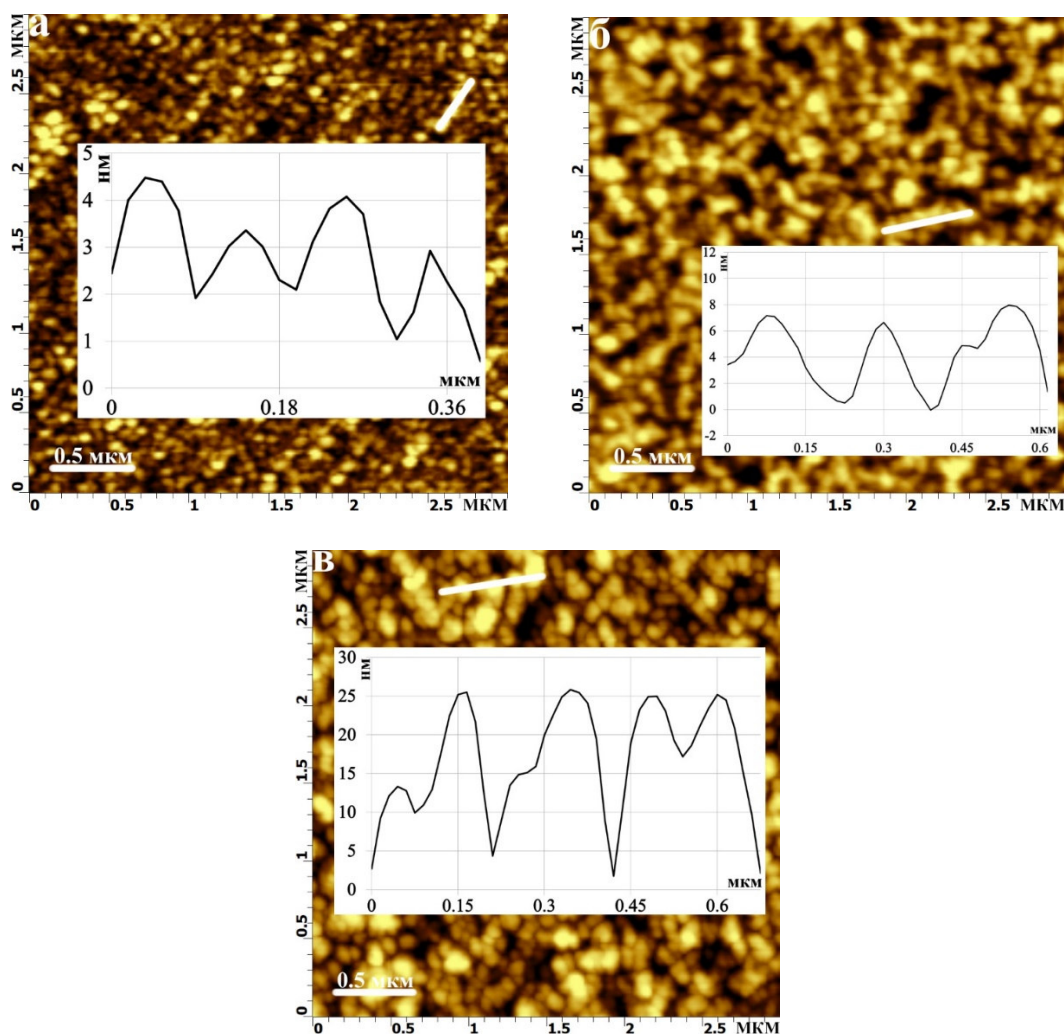


Рис. 3. Атомно-силовые микроскопические изображения поверхностей МНП TaN ($3 \times 3 \mu\text{m}^2$) при $P_{\text{MPP}} = 500$ Вт и t_{MPP} : а – 300 с; б – 600 с и в – 900 с

Fig. 3. Atomic force microscopic images of MNF TaN surfaces ($3 \times 3 \mu\text{m}^2$) at $P_{\text{MRS}} = 500$ W and t_{MRS} : а – 300 s; б – 600 s; в – 900 s

В таблице 2 приведены величины средней R_a и среднеквадратичной R_q шероховатостей, которые отвечали введённому ранее [7] критерию качества при формировании всех МНП. По мере увеличения концентрации реактивного газа N_2 отмечалось уменьшение шероховатости пленки, что согласуется с [16]. Можно предположить, что средняя длина свобод-

ного пробега частиц нитрида тантала сокращалась, а их рассеяние при взаимных столкновениях, наоборот, возрастало, что нарушало упорядоченное формирование нанопленочной структуры и обусловило рост как средней R_a , так и среднеквадратичной R_q шероховатостей (см. рис. 3). Это обстоятельство отмечалось также в [17].

Таблица 2. Расчетные значения R_a , R_q , L , ε , Δa , T и D для МНП из TaN

Table 2. Calculated values of R_a , R_q , L , ε , Δa , T and D for MNF from TaN

Время нанесения МНП из TaN, с	R_a , нм	R_q , нм	L , нм		ε (10^{-3}), о.е.		Δa , %		T , о.е.	D
300	1,1	1,32	13,73 (111)	–	26,2 (111)	–	1,6 (111)	–	82,76	2,484
600	4,3	5,03	5,05 (111)	3,68 (200)	51,7 (111)	71,04 (200)	1,3 (111)	0,12 (200)	75,28	2,399
900	9	10,91	5,74 (111)	3,86 (200)	45,5 (111)	67,7 (200)	1,2 (111)	0,2 (200)	83,02	2,406

Отметим, что в установке МВУ ТМ-Магна Т реализован режим автоматического согласования расходов Ar при задаваемом расходе N_2 , который способствует как повышению стабилизации магнетронного разряда, так и гомогенности формирования пленочной наноструктуры. Именно на этой особенности ее работы был основан указанный выше критерий качества по уровню шероховатости МНП. В этом случае наблюдаемый линейный рост толщины МНП в зависимости только от времени распыления t_{MPP} (при фиксированной мощности $P_{MPP} = 500$ Вт (см. рис. 2) сопровождался изменениями в резистивно-емкостной электрической цепи, которая действует в процессе MPP. Автоматическое поддержание стабильного режима магнетронного разряда в течение указанных t_{MPP} достигалось за счет зарегистрированного изменения расхода: Ar – от 0,23 до 0,29 л/час, без изменения заданного реактивного N_2 – 0,3 л/час. По нашему мнению, именно такие изменения расхода рабочей смеси газов в процессе MPP обусловили наблюдаемое (см. рис. 3)

существенное (почти в 5 раз) повышение шероховатости R_q и R_a с ростом h (см. рис. 2). Это могло свидетельствовать о действии в процессе MPP формирования нанопленок из TaN при времени от 300 до 600 с послойного механизма Франка – ван дер Мерве с его переходом при $t_{MPP} = 900$ с к смешанному Странского – Крастанова. Такой сценарий роста МНП из TaN подтвержден представленными значениями R_q и R_a в таблице 2 по аналогии с выводами [18].

Анализ латерального размера поверхностей МНП представлен в виде гранулометрического распределения $N(d)$. Согласно рисунку 4 (см. табл. 1) эти размеры лежали в интервалах $d = d_{cp} \pm \Delta d$: $d_{300} = 47,5 \pm 15$ нм; $d_{600} = 75 \pm 20$ нм; $d_{900} = 75 \pm 30$ нм. Здесь Δd – ширина $N(d)$ по уровню 0,5 от d_{cp} – FWHM определялась по зависимости $N(d)$. Отмечалось при всех t_{MPP} распределения $N(d)$ были близкими к нормальному гауссовому, что проиллюстрировано результатом его фитирования (рис. 4).

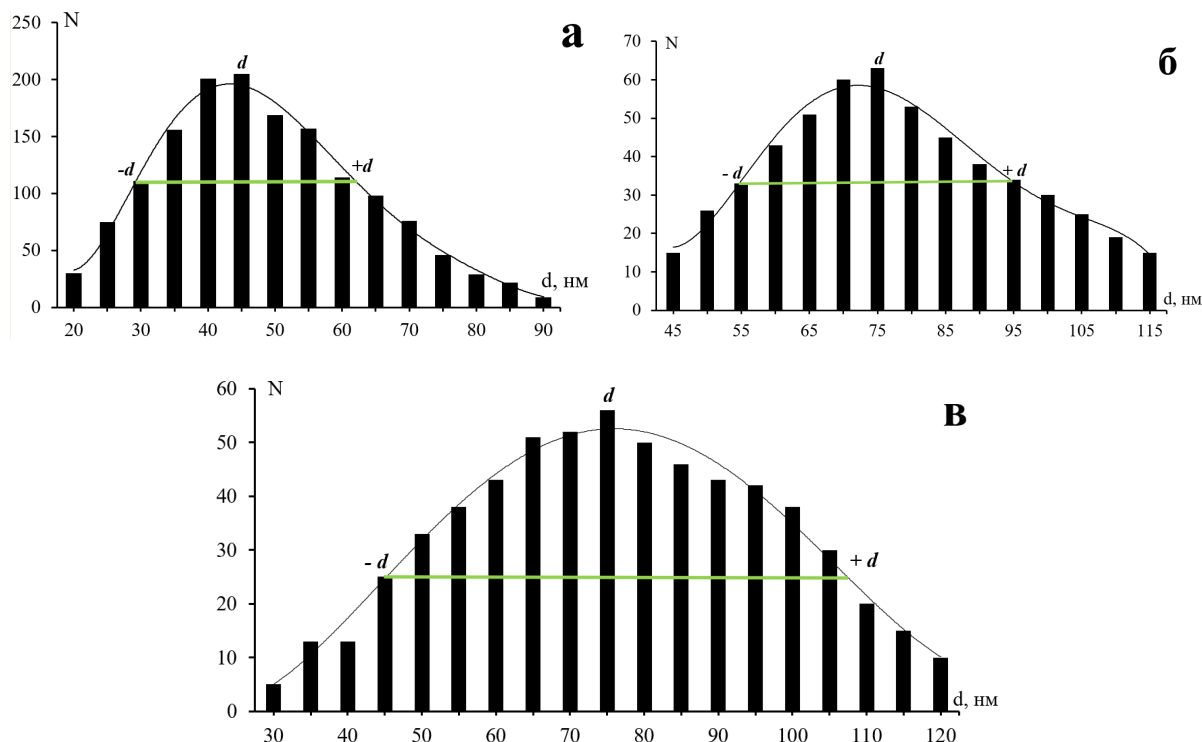


Рис. 4. Гранулометрические распределения по ACM-изображениям МНП TaN в области $3 \times 3 \text{ мкм}^2$ при $P_{\text{MPP}} = 500 \text{ Вт}$, t_{MPP} : а – 300 с; б – 600 с; в – 900 с

Fig. 4. Granulometric distributions of MNF TaN AFM images in the $3 \times 3 \text{ }\mu\text{m}^2$ area at $P_{\text{MRS}} = 500 \text{ W}$ for t_{MRS} : а – 300 s; б – 600 s; в – 900 s

По ACM-изображениям поверхностей МНП с наноструктурами из TaN методом подсчета кубов [19] (с помощью ПО Gwyddion) были рассчитаны их фрактальные размерности D [20]. Числовые значения D при всех t_{MPP} оказались больше двух (см. табл. 2), что свидетельствовало о трехмерности формируемых МНП. По данным Gwyddion в логарифмическом масштабе с осями $\log(N)$ и $\log(h)$ построена зависимость $N(h)$, представленная на рисунке 5, которая также подтверждала трехмерность формируемых МНП.

Более того, рассчитанные по методу кубов с увеличением t_{MPP} уменьшались D вплоть до $t_{\text{MPP}} = 600 \text{ с}$ (рис. 6). Согласно рисунку 3, а особенностью морфологии поверхности МНП являлось возникновение четко наблюдаемых, строго ориентированных наноструктур из нанокластеров

с размерами порядка 60 нм, что подтверждено представленным на рисунке 4, а распределением $N(d)$. В то же время по морфологии поверхности МНП начиная с $t_{\text{MPP}} = 600 \text{ с}$ происходило разрушение выше отмеченных ориентированных структур с увеличением шероховатости (см. рис. 3, б), что нашло отражение в минимизации D (рис. 6), тогда как при $t_{\text{MPP}} = 900 \text{ с}$ с возросшими в 5 раз R_a и R_q (см. рис. 3, в) имел место некоторый рост D (рис. 6). Таким образом, анализ характера изменений фрактальной размерности указывал на преобладание смешанного механизма Странского – Крастанова, в отличие от [19], где на этой же основе было доказано преобладание механизма Вольмера – Вебера.

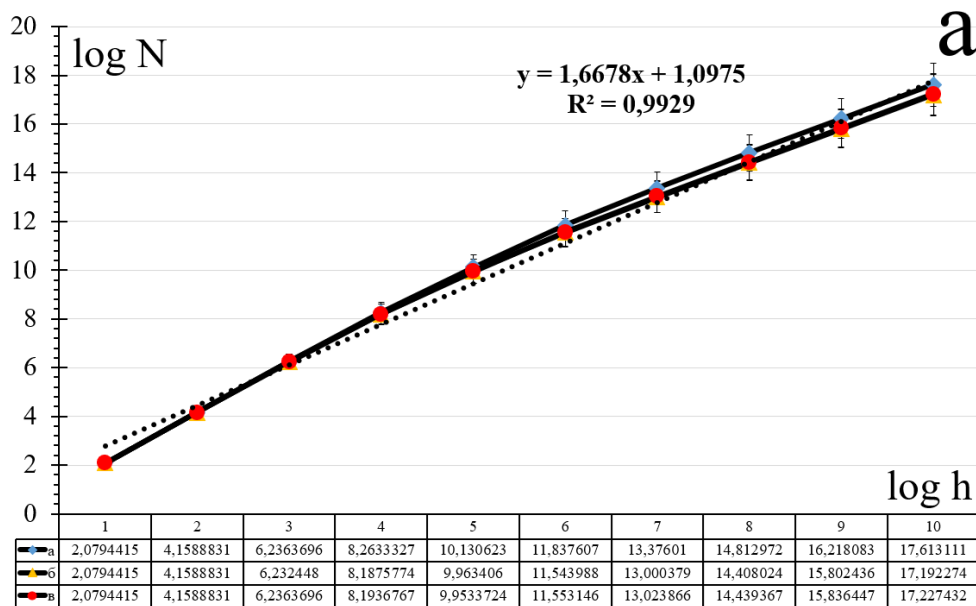


Рис. 5. Логарифмическая зависимость $N(h)$ МНП TaN в осях $\log(N)$ и $\log(h)$, построенная методом подсчёта кубов для $t_{MPP} = 300, 600$ и 900 с

Fig. 5. The logarithmic dependence of $N(h)$ TaN MNF in the $\log(N)$ and $\log(h)$ axes, constructed by counting cubes for $t_{MRS} = 300, 600$ and 900 s

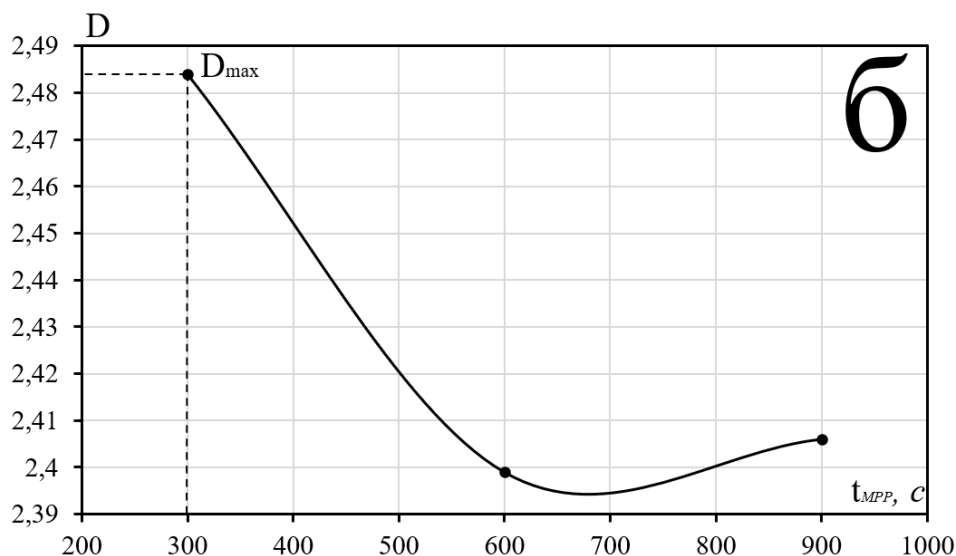


Рис. 6. Зависимость фрактальной размерности D от t_{MPP}

Fig. 6. Dependence of fractal dimension D on t_{MRS}

На рисунке 7 представлены рентгеновские дифрактограммы исследуемых МНП в диапазоне $2\theta = 30^\circ - 65^\circ$ и проведена их комплексная идентификация. Рефлексы TaN (200) – $2\theta = 41,3^\circ$ и TaN (111) – $2\theta = 35,5^\circ$ отвечали гранецентрированной кубической структуре [21]. Наблюдалось уменьшение интенсивности

линии (111) начиная с $t_{MPP} = 600$ с, тогда как линия (200) имеет обратный ход. При неизменном расходе N_2 , но его возрастании по Ar, это сопровождалось ростом концентрации ионов тантала и, как следствие, нитрида тантала с доминирующим ростом МНП вдоль плоскости (200), что согласовывалось с результатами [22]. По

(1) были рассчитаны области когерентности L , которые приведены в таблице 2. Для них характерна общая закономерность зависимости, для которой с увеличением t_{MPP} выполнялось условие $dL(t_{\text{MPP}})/dt_{\text{MPP}} < 0$. Фактически при $t_{\text{MPP}} = 300$ с имел место максимум зависи-

мости $L(t_{\text{MPP}})$. Следует отметить, что это соответствовало наблюдаемому ориентированному упорядочению морфологии поверхности МНП (см. рис. 3, а) и повышению уровня их кристалличности в соответствии с изменением величины $\beta_{0,5}$.

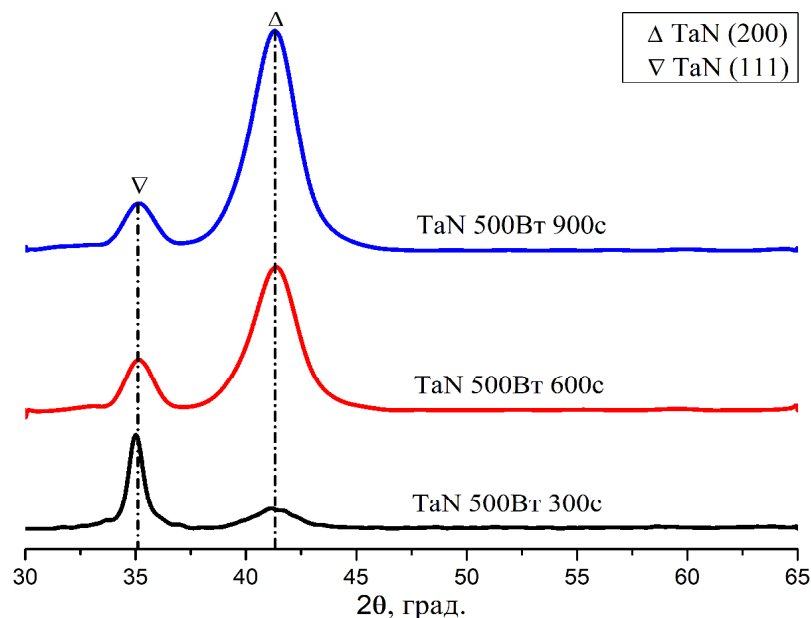


Рис. 7. Дифрактограммы МНП из TaN, напыленных при изменении t_{MPP}

Fig. 7. Diffraction patterns of TaN MNFs deposited with varying t_{MPP}

Наблюдаемые рефлексы имели угловое отклонение от эталонных значений. Такие отклонения указывали на возникновение искажений постоянных решеток Δa и микродеформаций ϵ , которые были рассчитаны по выражениям (2) и (3) и приведены также в таблице 2.

Наибольшая текстурированность наблюдалась у нанопленок нитрида тантала, полученных методом МРР с $t_{\text{MPP}} = 900$ с, которая равна 83. Отметим, что для всех исследуемых МНП выполнялось условие $\Delta a > 0$, говорящее о возникновении в процессе формирования TaN растягивающих деформаций, причем ее величина минимизировалась с ростом t_{MPP} (см. табл. 2).

Практического применение созданных пленочных структур из TaN, кратко

проанализировано во введении. С учетом результатов полиморфных превращений в МНП в зависимости от параметров [5] и режимов формирования методом МРР [6] в настоящей работе было изучено влияние нагрева на изменения их фазового состава и кристаллической структуры. С этой целью была взята нанопленка с максимальными шероховатостями R_a , R_q (см. табл. 2), нанесенная в течение $t_{\text{MPP}} = 900$ с. Для нагрева использовалась высокотемпературная приставка PAAR НТК-16, встраиваемая в дифрактометр. Нагрев осуществлялся на воздухе от 100 до 1000°C с шагом в 100°C. Полученные рентгеновские дифрактограммы исследуемой МНП в зависимости от температуры отжига и результаты их идентификации по фазовому составу представлены на рисунке 8.

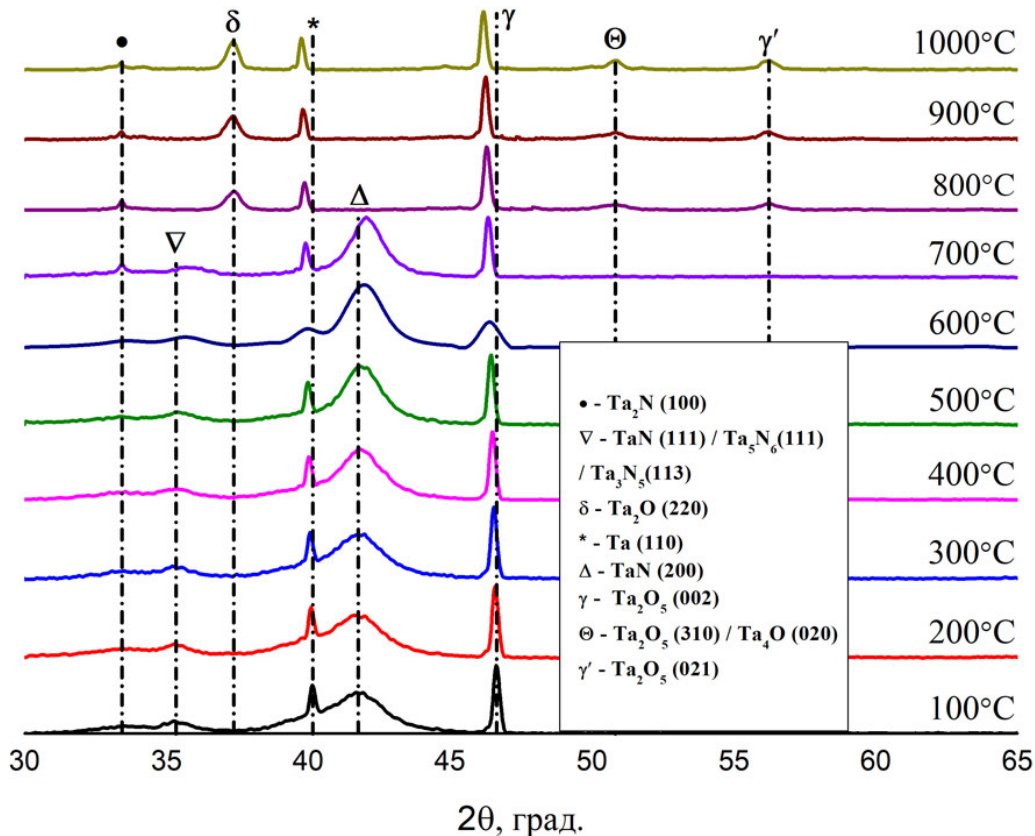


Рис. 8. Дифрактограммы МНП из TaN при $t_{MPP} = 900$ с при разной температуре нагрева

Fig. 8. X-ray diffraction patterns of MNF from TaN at $t_{MRS} = 900$ s at different heating temperatures

Линия на $2\theta = 35,36^\circ$ (в обозначении ∇ на рисунках 6 и 7), наблюдаемая ранее при комнатной температуре T_R и идентифицированная как TaN (111) кубической сингонии, сохранялась, а начиная с температуры 600°C смещалась вправо, что соответствовало фазе Ta_5N_6 (111) с моноклинной сингонией [23], что согласовалось с данными [24]. Большая ширина этой линии на уровне $\beta_{0,5}$ обусловлена конволюцией рефлексов от перечисленных выше кристаллографических сингоний, что также согласовывалось с указанными работами. Возможно это обусловлено наложением фаз TaN (111), Ta_5N_6 (111) и Ta_3N_5 (113), влияние которых увеличивалось с ростом температуры вплоть до $T = 700^\circ\text{C}$, а затем она исчезала. В данном случае все рефлексы принадлежат к обогащенным азотом фазам, которые сохраняют свою кристаллическую структуру вплоть до

700°C . Конкурентный рост обогащенных азотом фаз с разными механизмами роста способствует увеличению шероховатости и электрического сопротивления МНП [13]. Исчезновение рассматриваемых рефлексов при более высоких температурах может быть обусловлено увеличением поверхностной подвижности атомов при росте температуры [2].

Достаточно узкий рефлекс TaN (200) $2\theta = 41,82^\circ$, соответствовавший высококристаллической кубической структуре при T_R (см. рис. 6, линия Δ) существенно аморфизировалась начиная с $T = 100^\circ\text{C}$, представляя наложение линий как Δ , так и новой Ta (110). Линия Ta (100) уже при $T = 300^\circ\text{C}$, согласно рисунку 7, заметно сдвигалась влево, превращаясь в линию, характерную металлическому Ta (110). При $T = 600^\circ\text{C}$ линия Δ , отвечающая TaN (200), сдвинулась вправо. Пик Ta (110)

$2\theta = 40^\circ$ был расшифрован как пик, отвечающий мишени [24]. На дифрактограмме (см. рис. 8) отчетливо видно, что ни интенсивность, ни наличие самого пика не зависели от температуры нагрева МНП. Это обуславливалось тем, что в процессе напыления не все атомы Ta участвовали в реакции с N_2 .

Группа рефлексов (при $2\theta = 37,38 - \delta$ ($Ta_2O - (220)$); $46,3 - \gamma$ ($Ta_2O_5 - (002)$); $50,82 - \Theta$ ($Ta_4O - (020)$, $Ta_2O_5 - (310)$; $56,22^\circ - \gamma'$ ($Ta_2O_5 - (021)$)) отнесены, согласно [24], к оксидам Ta. Наличие данной группы оксидов может быть связано с окислением неазотированных наночастиц Ta на воздухе. Стоит также подчеркнуть, что появление некоторых оксидов (Ta_2O , Ta_2O_5 , Ta_4O) возможно только при температуре свыше $700^\circ C$.

Обращает на себя внимание, возникновение линии $\bullet$ (см. рис. 8), начиная с температуры $700^\circ C$ и выше, при $2\theta = 33,42^\circ$ $Ta_2N (100)$, соответствующей гексагональной кристаллической сингонии [23]. Ее появление, согласно [25], связано с уменьшением количества атомов азота, участвующего в образовании фаз Δ и V (см. рис. 8). Представленный на рисунке 8 анализ фазовых превращений, происходящих в процессе МРР наноленок из TaN, позволил установить их температурный порог, лежащий выше $700^\circ C$. Как видно из рисунка 8, линии $\gamma - Ta_2O_5$ и $* - Ta$ при $T = 600^\circ C$ оказались аморфизированными. Это, возможно, было вызвано наложением двух деформационных искажений решеточной структуры, как растягивающих (при $T < 600^\circ C$), так и сжимающих (при $T > 600^\circ C$), что сопровождалось уменьшением размеров соответствующих кристаллографических фаз. При этом наличие растягивающей деформации было отмечено в таблице 2.

Выводы

Методом магнетронного реактивного распыления в режиме постоянного тока с рабочей средой из смеси Ar и N_2 получены магнетронные нанопленки из нитрида тантала и по морфологическим особенностям их поверхности построено гранулометрическое распределение по размеру наночастиц, определена шероховатость, рассчитана фрактальная размерность, проведен рентгенодифрактометрический анализ с проведением *in situ* измерений с дискретным нагревом (с шагом через $100^\circ C$) на воздухе до $1000^\circ C$.

С учетом аппаратной особенности процесса магнетронного распыления на установке МБУ ТМ-Магна Т, заключающейся в автоматической стабилизации магнетронного разряда за счет изменения расхода аргона при фиксированном расходе азота, установлен смешанный механизм Странского – Крастанова формирования нанопленок, что подтверждено как результатами атомно-силового микроскопического, так и дифрактометрического анализов.

В результате анализа наблюдаемых на дифрактограммах фазовых превращений при нагревании на воздухе нанопленок из TaN установлен температурный порог $T = 700^\circ C$, выше которого нитрид тантала разрушается, а также на линиях пента-оксида тантала и металлического Ta установлен структурный переход, вызванный наложением двух деформационных искажений решеточной структуры, как растягивающих (при $T < 600^\circ C$), так и сжимающих (при $T > 600^\circ C$).

Статистический анализ изменений расчетных фрактальных размерностей от времени распыления $D(t_{МРР})$ методом кубов в нанопленках дополнительно подтвердил преобладание смешанного механизма Странского – Крастанова.

Список литературы

1. Ерофеев Е. В., Полинцев Е. С., Ишуткин С. В. Исследование тонкопленочных резисторов на основе нитрида тантала, полученных методом реактивного магнетронного распыления, для устройств радиофотоники // Прикладная физика. 2021. № 5. С. 93–98. <https://doi.org/10.51368/1996-0948-2021-5-93-98>
2. Synthesis and high temperature XRD studies of Tantalum nitride thin films prepared by reactive pulsed dc magnetron sputtering / T. Elangovan, S. Murugesan, D. Mangalaraj, P. Kuppusami, Shabhana Khan, C. Sudha [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2011. Vol. 509. P. 6400–6407. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.03.067>
3. Influence of nitrogen concentration on electrical, mechanical, and structural properties of Tantalum nitride thin films prepared via DC magnetron sputtering / D. Dastan, K. Shan, A. Jafari, F. Gity, X. Yin, Z. Shi [et al.] // Applied Physics. 2022. Vol. 128. P. 400. <https://doi.org/10.1007/s00339-022-05501-4>
4. Magnetron sputter deposited tantalum and tantalum nitride thin films: An analysis of phase, hardness and composition / D. Bernoulli, U. Müller, M. Schwarzenberger, R. Hauert, R. Spolenak // Thin Solid Films. 2013. Vol. 548. P. 157–161. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2013.09.055>
5. Effect of nitrogen flow ratio on nano-mechanical properties of tantalum nitride thin film / S. S. Firouzabadi, M. Naderi, K. Dehghani, F. Mahboubi // Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 719. P. 63–70. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.05.159>
6. Магнетронные углеродные структуры, полученные высокочастотным магнетронным распылением в среде аргона и азота / А. П. Кузьменко, А. И. Колпаков, А. С. Сизов, В. М. Емельянов, Ю. А. Неручев // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2024. Т. 14, № 2. С. 71–87. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-2-71-87>
7. Наноразмерная характеристика металлических магнетронных нанопленочных мультислоев из Cr, Cu, Al, Ni на ситалле / А. П. Кузьменко, Нау Динт, А. Е. Кузько, Мьо Мин Тан, Тант Син Вин, А. И. Колпаков // Известия вузов. Материалы электронной техники. 2016. Т. 19, № 3. С. 195–203. <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2016-3-195-203>
8. Мовчан Б. А., Демчишин А. В. Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсаторов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония // Физика металлов и металловедение. 1969. Т. 28, № 4. С. 23–30.
9. Fractal analysis on surface topography of thin films: a review / W. Zhou, Y. Cao, H. Zhao, Z. Li, P. Feng, F. Feng // Fractal and Fractional. 2022. Vol. 6, no. 3. P. 135. <https://doi.org/10.3390/fractalfract6030135>
10. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005. 416 с.
11. Процессы деградации при нагревании на воздухе в магнетронных нанопленках Ni и Cr / А. П. Кузьменко, А. Е. Кузько, Нау Динт, Мьо Мин Тан, Р.Т. Кануков // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2016. Т. 2, № 19. С. 153–165.
12. Structure, morphology and selected mechanical properties of magnetron sputtered (Mo, Ta, Nb) thin films on NiTi shape memory alloys / F. Seifried, H. Leiste, R. Schwaiger, S. Ulrich, H. J. Seifert, M. Stueber // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 347. P. 379–389. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.05.014>
13. Synthesis of superconductive TaN thin films by reactive DC sputtering / A. Nieto, M. Guzman, A. Conde-Gallardo, O. Contreras // Journal of Electronic Materials. 2022. Vol. 51. P. 4649–4658. <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09721-5>

14. Structural and electrical properties of tantalum nitride thin films fabricated by using reactive radio-frequency magnetron sputtering / H. B. Nie, S. Y. Xu, S. J. Wang, L. P. You, Z. Yang, C. K. Ong [et al.] // *Applied Physics*. 2001. Vol. 73. P. 229–236. <https://doi.org/10.1007/s003390000691>
15. Influence of room-temperature oxidation on stability and performance of reactively sputtered TaN thin films for high-precision sheet resistors / M. Zhang, Y. Wang, S. Song, R. Guo, W. Zhang, C. Li [et al.] // *Surfaces and Interfaces*. 2024. Vol. 46. P. 104088. <https://doi.org/10.1016/j.surf.2024.104088>
16. Reliability and characteristics of magnetron sputter deposited tantalum nitride for thin film resistors / D. W. Lee, Y. N. Kim, M. Y. Cho, P. J. Ko, D. Lee, S. M. Koo [et al.] // *Thin Solid Films*. 2018. Vol. 660. P. 688–694. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2018.04.016>
17. Effect of Ar:N₂ ratio on structure and properties of Ni-TiN nanocomposite thin films processed by reactive RF/DC magnetron sputtering / M. Kumar, S. Mishra, R. Mitra // *Surface and Coatings Technology*. 2013. Vol. 228. P. 100–114. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.04.014>
18. Effect of nitrogen flow ration on degradation behaviors and failure of magnetron sputter deposited tantalum nitride / Z. Li, Y. Zhang, Y. Wang, J. Li, H. Zhao // *Coatings*. 2021. Vol. 11. P. 1133. <https://doi.org/10.3390/coatings11091133>
19. Структурные и морфологические особенности магнетронных нанополюков HfN с разной толщиной / А. П. Кузьменко, Е. О. Гусев, В. В. Родионов, А. С. Сизов, Ю. А. Миргород, Мью Мин Тан // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2022. Т. 12, № 4. С. 110–123. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-4-110-123>
20. Nano-mechanical properties of Cr-Zr-Nb-N medium entropy alloy films produced by reactive sputtering / S.A. Ataie, R. Keshtmand, M. R. Zamani-Meymian // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023. Vol. 110. P. 106006. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.106006>
21. Effect of substrate temperature and preferred orientation on the tribological properties properties of Tantalum nitride coatings / J. J. Samuel, P. K. Kumar, D. D. Kumar, A. M. Kamalan Kirubakaran, T. Arjun Raj, P. Aravind // *Materials today: proceedings*. 2021. Vol. 44. P. 4404–4408. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.576>
22. Preferred orientation and film structure of TaN films deposited by reactive magnetron sputtering / S. Noda, K. Tepsanongsuk, Y. Tsuji, Y. Kajikawa, Y. Ogawa, H. Komiyama // *Journal of Vacuum Science and Technology*. 2004. Vol. 22, no. 2. P. 332–338. <https://doi.org/10.1116/1.1647593>
23. Degradation behaviors and failure of magnetron sputter deposited tantalum nitride / I. S. Kim, M. Y. Cho, D. W. Lee, P. J. Ko, W. H. Shin, C. Park [et al.] // *Thin Solid Films*. 2020. Vol. 697. P. 137821. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2020.137821>
24. Thermo analytical characterization of tantalum oxide in the process for the development of tantalum nitride photoelectrodes / A. F. Concalves, F.S. Sinfronio, A. S. de Menezes, A. M. Mendes // *Materials today communications*. 2022. Vol. 32. P. 104122. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104122>
25. Fabrication and characterization of Ta_xN thin films deposited by dc magnetron sputtering technique: application in microelectronic devices / M. Gholami, K. Khojier, M. Monsefi, S. M. Borghei // *Brazilian Journal of Physics*. 2022. Vol. 52. P. 171. <https://doi.org/10.1007/s13538-022-01164-x>

References

1. Erofeev E.V., Polyntsev E.S., Ishutkin S.V. Study of thin-film resistors based on Tantalum nitride, obtained by reactive magnetron sputtering, for radiophotonics devices. *Applied Physics*. 2021;(5):93–98. (In Russ.) <https://doi.org/10.51368/1996-0948-2021-5-93-98>

2. Elangovan T., Murugesan S., Mangalaraj D., Kuppusami P., Shabhana Khan, Sudha C., et al. Synthesis and high temperature XRD studies of tantalum nitride thin films prepared by reactive pulsed dc magnetron sputtering. *Journal of Alloys and Compounds*. 2011;509:6400–6407. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.03.067>
3. Dastan D., Shan K., Jafari A., Gity F., Yin X., Shi Z., et al. Influence of nitrogen concentration on electrical, mechanical, and structural properties of tantalum nitride thin films prepared via DC magnetron sputtering. *Applied Physics*. 2022;128:400. <https://doi.org/10.1007/s00339-022-05501-4>
4. Bernoulli D., Müller U., Schwarzenberger M., Hauert R., Spolenak R. Magnetron sputter deposited tantalum and tantalum nitride thin films: An analysis of phase, hardness and composition. *Thin Solid Films*. 2013;548:157–161. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2013.09.055>
5. Firouzabadi S.S., Naderi M., Dehghani K., Mahboubi F. Effect of nitrogen flow ratio on nano-mechanical properties of tantalum nitride thin film. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017;719:63–70. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.05.159>
6. Kuzmenko A.P., Kolpakov A.I., Sizov A.S., Emelyanov V.M., Neruchev Yu.A. Magnetron carbon structures obtained by high-frequency magnetron sputtering in Argon and Nitrogen. *Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technology*. 2024;14(2):71–87. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2024-14-2-71-87>
7. Kuzmenko A.P., Dint N., Kuzko A.E., Min Than M., Sin Win T., Kolpakov A.I. Nanoscale characterization of Cr, Cu, Al and Ni metallic magnetron nanofilm multilayers on siall. *Izvestia vysshikh uchebnykh zavedenii. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering*. 2016;19(3):195–203. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2016-3-195-203>
8. Movchan B.A., Demchishin A.V. Study of the structure and properties of thick vacuum condensates of nickel, titanium, tungsten, aluminum oxide and zirconium dioxide. *Physics of metals and metal science*. 1969;28(4):23–30. (In Russ.)
9. Zhou W., Cao Y., Zhao H., Li Z., Feng P., Feng F. Fractal analysis on surface topography of thin films: a review. *Fractal and Fractional*. 2022;6(3):135. <https://doi.org/10.3390/fractalfract6030135>
10. Gusev A.I. Nanomaterials, nanostructures, nanotechnology. Moscow: Fizmatlit, 2005. 416 p. (In Russ.)
11. Kuzmenko A.P., Kuzko A.E., Dint N., Min Than M., Kanukov R.T. Degradation processes during heating in air in magnetron nanofilms of Ni and Cr. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technology*. 2016;2(19):153–165. (In Russ.)
12. Seifried F., Leiste H., Schwaiger R., Ulrich S., Seifert H.J., Stueber M. Structure, morphology and selected mechanical properties of magnetron sputtered (Mo, Ta, Nb) thin films on NiTi shape memory alloys. *Surface and Coatings Technology*. 2018;347:379–389. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.05.014>
13. Nieto A., Guzman M., Conde-Gallardo A., Contreras O. Synthesis of superconductive TaN thin films by reactive DC sputtering. *Journal of Electronic Materials*. 2022;51:4649–4658. <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09721-5>
14. Nie H.B., Xu S.Y., Wang S.J., You L.P., Yang Z., Ong C.K., et al. Structural and electrical properties of tantalum nitride thin films fabricated by using reactive radio-frequency magnetron sputtering. *Applied Physics*. 2001;73:229–236. <https://doi.org/10.1007/s003390000691>
15. Zhang M., Wang Y., Song S., Guo R., Zhang W., Li C., et al. Influence of room-temperature oxidation on stability and performance of reactively sputtered TaN thin films for high-precision sheet resistors. *Surfaces and Interfaces*. 2024;46:104088. <https://doi.org/10.1016/j.surf.2024.104088>
16. Lee D.W., Kim Y.N., Cho M.Y., Ko P.J., Lee D., Koo S.M., et al. Reliability and characteristics of magnetron sputter deposited tantalum nitride for thin film resistors. *Thin Solid Films*. 2018;660:688–694. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2018.04.016>

17. Kumar M., Mishra S., Mitra R. Effect of Ar:N₂ ratio on structure and properties of Ni-TiN nanocomposite thin films processed by reactive RF/DC magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*. 2013;228:100–114. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.04.014>
18. Li Z., Zhang Y., Wang Y., Li J., Zhao H. Effect of nitrogen flow ration on degradation behaviors and failure of magnetron sputter deposited tantalum nitride. *Coatings*. 2021;11:1133. <https://doi.org/10.3390/coatings11091133>
19. Kuzmenko A.P., Gusev E.O., Rodionov V.V., Sizov A.S., Mirgorod Yu.A., Than M. Structural and morphological features of hfn magnetron nanofilms with varying thickness. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Seties: Engineering and Technology*. 2022;12(4):110–123. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-4-110-123>
20. Ataie S.A., Keshtmand R., Zamani-Meymian M.R. Nano-mechanical properties of Cr-Zr-Nb-N medium entropy alloy films produced by reactive sputtering. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2023;110:106006. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2022.106006>
21. Samuel J.J., Kumar P.K., Kumar D.D., Kamalan Kirubaharan A.M., Arjun Raj T., Aravind P. Effect of substrate temperature and preferred orientation on the tribological properties properties of Tantalum nitride coatings. *Materials today: proceedings*. 2021;44:4404–4408. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.576>
22. Noda S., Tepsanongsuk K., Tsuji Y., Kajikawa Y., Ogawa Y., Komiyama H. Preferred orientation and film structure of TaN films deposited by reactive magnetron sputtering. *Journal of Vacuum Science and Technology*. 2004;22(2):332–338. <https://doi.org/10.1116/1.1647593>
23. Kim I.S., Cho M.Y., Lee D.W., Ko P.J., Shin W.H., Park C., Oh J.M. Degradation behaviors and failure of magnetron sputter deposited tantalum nitride. *Thin Solid Films*. 2020;697:137821. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2020.137821>
24. Concalves A.F., Sinfronio F.S., de Menezes A.S., Mendes A.M. Thermo analytical characterization of Tantalum oxide in the process for the development of tantalum nitride photoelectrodes. *Materials today communications*. 2022;32:104122. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104122>
25. Gholami M., Khojier K., Monsefi M., Borghei S.M. Fabrication and characterization of Ta_xN thin films deposited by dc magnetron sputtering technique: application in microelectronic devices. *Brazilian Journal of Physics*. 2022;52:171. <https://doi.org/10.1007/s13538-022-01164-x>

Информация об авторах / Information about the Authors

Кузьменко Александр Павлович, доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник Регионального центра нанотехнологий, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: apk3527@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7089-0692

Aleksander P. Kuzmenko, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Chief Researcher of the Regional Center of Nanotechnology, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: apk3527@mail.ru, ORCID: 0000-0001-7089-0692

Кашкин Игорь Сергеевич, аспирант, Юго-Западный государственный университет, г. Курск, Российская Федерация, e-mail: igor.kashkin2016@yandex.ru, ORCID: 0009-0009-7513-6352

Igor S. Kashkin, Post-Graduate Student, Southwest State University, Kursk, Russian Federation, e-mail: igor.kashkin2016@yandex.ru, ORCID: 0009-0009-7513-6352

Колпаков Артём Игоревич, аспирант,
Юго-Западный государственный университет,
г. Курск, Российская Федерация,
e-mail: artem.kolpakov.96@mail.ru,
ORCID: 0009-0004-8571-8544

Artem I. Kolpakov, Post-Graduate Student,
Southwest State University, Kursk,
Russian Federation,
e-mail: artem.kolpakov.96@mail.ru,
ORCID: 0009-0004-8571-8544

Жакин Анатолий Иванович, доктор физико-
математических наук, профессор кафедры
нанотехнологий, микроэлектроники, общей
и прикладной физики, Юго-Западный
государственный университет, г. Курск,
Российская Федерация,
e-mail: zhakin@mail.ru,
ORCID: 0000-0001-5635-8149

Anatoly I. Zhakin, Doctor of Science (Physics
and Mathematics), Professor of the Department of
Nanotechnology, Microelectronics, General and
Applied Physics, Southwest State University,
Kursk, Russian Federation,
e-mail: zhakin@mail.ru,
ORCID: 0000-0001-5635-8149

Емельянов Виктор Михайлович, доктор тех-
нических наук, профессор, главный научный
сотрудник кафедры дизайна и индустрии моды,
Юго-Западный государственный университет,
г. Курск, Российская Федерация,
e-mail: vmemelianov@yandex.ru,
ORCID: 0000-0001-6009-1627

Viktor M. Yemelyanov, Doctor of Science (Engi-
neering), Professor, Chief Researcher of the
Department of Design and Fashion Industry,
Southwest State University,
Kursk, Russian Federation,
e-mail: vmemelianov@yandex.ru,
ORCID: 0000-0001-6009-1627