

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ НАНЕСЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НИТРИДНЫХ И КАРБОНИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ СТРУКТУРУ, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

С. В. КОНСТАНТИНОВ<sup>1)</sup>, Ф. Ф. КОМАРОВ<sup>1)</sup>,  
И. В. ЧИЖОВ<sup>2)</sup>, В. А. ЗАЙКОВ<sup>2)</sup>, Д. В. ЖИГУЛИН<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup>Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко БГУ,  
ул. Курчатова, 7, 220045, г. Минск, Беларусь

<sup>2)</sup>Белорусский государственный университет, пр. Независимости, 4, 220030, г. Минск, Беларусь

<sup>3)</sup>«Интеграл» – управляющая компания холдинга «Интеграл»,  
ул. Казинца, 121а, 220108, г. Минск, Беларусь

**Аннотация.** Методом реактивного магнетронного распыления с использованием различных режимов нанесения сформированы наноструктурированные нитридные (TiAlCuN) и карбонитридные (TiAlCuCN) покрытия. Изучены структура, морфология, оптические и электрофизические свойства полученных покрытий, такие как толщина пленки ( $h$ ), средняя шероховатость ( $S_a$ ), коэффициент солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ), коэффициент излучения ( $\epsilon_0$ ), отношение коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ), равновесная температура ( $T_p$ ), коэффициент фототермического преобразования ( $\eta$ ), поверхностное сопротивление ( $R_{\square}$ ), удельное сопротивление ( $R_{уд}$ ), плазменная длина волны ( $\lambda_p$ ), концентрация электронов ( $N$ ) и подвижность носителей заряда ( $\mu$ ). Установлено, что данные покрытия являются электропроводящими. Введение углерода в состав покрытия TiAlCuN приводит к измельчению его структуры, формированию преимущественно глобулярной морфологии, делая материал более однородным по поверхности и глубине. Покрытия, нанесенные с использованием мишени, состоящей из 46 ат. % Ti, 46 ат. % Al, 8 ат. % Cu, имеют большие коэффициенты солнечного поглощения (на 32 %), коэффициент излучения (на 69 %) и коэффициент фототермического преобразования (на 31 %), меньшее отношение коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения (на 21 %) и равновесную температуру (на 50 %), чем

### Образец цитирования:

Константинов СВ, Комаров ФФ, Чижов ИВ, Зайков ВА, Жигулин ДВ. Влияние режимов нанесения наноструктурированных нитридных и карбонитридных покрытий на их структуру, оптические и электрофизические свойства. *Журнал Белорусского государственного университета. Физика.* 2024;2:69–83.  
EDN: FTXLTA

### For citation:

Konstantinov SV, Komarov FF, Chizhov IV, Zaikov VA, Zhyhulin DV. The effect of deposition regimes of nanostructured nitride and carbonitride coatings on their structure, optical and electrophysical properties. *Journal of the Belarusian State University. Physics.* 2024;2:69–83. Russian.  
EDN: FTXLTA

### Авторы:

**Станислав Валерьевич Константинов** – кандидат физико-математических наук, доцент; ведущий научный сотрудник лаборатории элионики.

**Фадей Фадеевич Комаров** – доктор физико-математических наук, академик НАН Беларуси, профессор; заведующий лабораторией элионики.

**Игорь Викторович Чижов** – аспирант кафедры физической электроники и нанотехнологий факультета радиофизики и компьютерных технологий. Научный руководитель – С. В. Константинов.

**Валерий Александрович Зайков** – старший научный сотрудник кафедры физической электроники и нанотехнологий факультета радиофизики и компьютерных технологий.

**Дмитрий Владимирович Жигулин** – начальник сектора физико-технического анализа государственного центра «Бел-микроанализ».

### Authors:

**Stanislav V. Konstantinov**, PhD (physics and mathematics), docent; leading researcher at the laboratory of elionics.  
[svkonstantinov@bsu.by](mailto:svkonstantinov@bsu.by)

<https://orcid.org/0000-0002-4489-8751>

**Fadei F. Komarov**, doctor of science (physics and mathematics), academician of the National Academy of Sciences of Belarus, full professor; head of the laboratory of elionics.

[komarovf@bsu.by](mailto:komarovf@bsu.by)

<https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>

**Igor V. Chizhov**, postgraduate student at the department of physical electronics and nanotechnologies, faculty of radiophysics and computer technologies.

[igorchizhovwork@gmail.com](mailto:igorchizhovwork@gmail.com)

<https://orcid.org/0000-0002-4455-2128>

**Valery A. Zaikov**, senior researcher at the department of physical electronics and nanotechnologies, faculty of radiophysics and computer technologies.

[valery48@tut.by](mailto:valery48@tut.by)

**Dmitry V. Zhyhulin**, head of the sector of physical and technical analysis, state centre «Belmicroanalysis».

[zhygulin@mail.ru](mailto:zhygulin@mail.ru)

образцы, полученные посредством распыления мишени, включающей 69 ат. % Ti, 23 ат. % Al, 8 ат. % Cu. Установлено, что добавление меди в состав нитрида TiAlN при оптимальных условиях нанесения приводит к уменьшению удельного сопротивления покрытия TiAlCuN в 4,0–7,5 раза по сравнению с таковым покрытия TiAlN. Полученные наноструктурированные покрытия TiAlCuN и TiAlCuCN перспективны для использования в качестве терморегулирующих покрытий для корпуса, систем и устройств малых космических аппаратов.

**Ключевые слова:** реактивное магнетронное распыление; наноструктурированные покрытия TiAlCuN и TiAlCuCN; оптические свойства; электрофизические свойства; космическое материаловедение.

## THE EFFECT OF DEPOSITION REGIMES OF NANOSTRUCTURED NITRIDE AND CARBONITRIDE COATINGS ON THEIR STRUCTURE, OPTICAL AND ELECTROPHYSICAL PROPERTIES

S. V. KONSTANTINOV<sup>a</sup>, F. F. KOMAROV<sup>a</sup>,  
I. V. CHIZHOV<sup>b</sup>, V. A. ZAIKOV<sup>b</sup>, D. V. ZHYHULIN<sup>c</sup>

<sup>a</sup>A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems, Belarusian State University,  
7 Kurchatava Street, Minsk 220045, Belarus

<sup>b</sup>Belarusian State University, 4 Niezaliezhnasci Avenue, Minsk 220030, Belarus

<sup>c</sup>«Integral» – Holding Management Company, 121a Kazinca Street, Minsk 220108, Belarus

Corresponding author: S. V. Konstantinov (svkonstantinov@bsu.by)

**Abstract.** Nanostructured nitride (TiAlCuN) and carbonitride (TiAlCuCN) coatings were formed using the reactive magnetron sputtering method in various deposition regimes. The structure, morphology, optical and electrophysical properties of the obtained coatings, such as film thickness ( $h$ ), average roughness ( $S_a$ ), solar absorption coefficient ( $\alpha_s$ ), emissivity ( $\epsilon_0$ ), ratio of solar absorption coefficient to emissivity ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ), equilibrium temperature ( $T_p$ ), photothermal conversion coefficient ( $\eta$ ), surface resistance ( $R_s$ ), resistivity ( $\rho$ ), plasma wavelength ( $\lambda_p$ ), electron concentration ( $N$ ) and charge carrier mobility ( $\mu$ ), were studied. It has been discovered that the resulting coatings are electrically conductive. The introduction of carbon into the composition of the TiAlCuN coating leads to a refinement of its structure and the formation of a predominantly globular morphology, making the material more uniform on surface and in depth. Coatings deposited using a target with a composition of 46 at. % Ti, 46 at. % Al, 8 at. % Cu, have higher solar absorption coefficient (by 32 %), emissivity (by 69 %) and photothermal conversion coefficient (by 31 %), lower ratio of solar absorption coefficient to emissivity (by 21 %) and equilibrium temperature (by 50 %), than samples obtained using a target with a composition of 69 at. % Ti, 23 at. % Al, 8 at. % Cu. It has been observed that the addition of copper to the composition of the TiAlN nitride under optimal deposition conditions leads to a decrease in the resistivity of the TiAlCuN coating by 4.0–7.5 times compared to that of the TiAlN coating. Thus, the formed nanostructured TiAlCuN and TiAlCuCN coatings are promising for use as thermoregulatory ones for housings, systems and devices of small spacecrafts.

**Keywords:** reactive magnetron sputtering; nanostructured TiAlCuN and TiAlCuCN coatings; optical properties; electrophysical properties; space materials science.

### Введение

Наноструктурированные нитридные (TiAlCuN) и карбонитридные (TiAlCuCN) покрытия обладают перспективными механическими свойствами для обеспечения надежного функционирования систем малых космических аппаратов, а именно высокими твердостью и стойкостью к ударным нагрузкам, отличной сопротивляемостью пластической деформации [1; 2]. Кроме того, уникальным свойством подобных керамических покрытий является высокая радиационная стойкость к высокоэнергетическому ионизирующему облучению [3–9].

При проектировании космического аппарата важно учитывать, каких температур будут достигать различные узлы во время полета. Блоки чувствительной электроники должны быть защищены от воздействия негативных факторов и эксплуатироваться в оптимальном температурном диапазоне. Экстремальные перепады температур, которым материалы подвергаются в течение длительного времени в космосе, оказывают непосредственное влияние на их функциональные свойства. Выбор материала покрытия, отвечающего жестким требованиям для применения в космическом пространстве, является сложной задачей. Для прогнозирования температуры космического аппарата в космосе необходимо знать оптические характеристики материала корпуса спутника. В работе [10] было определено значение коэффициента полного солнечного поглощения ( $a_s$ ) для спутников сферической и цилиндрической формы

с учетом коэффициента отражения. Суммарный полусферический коэффициент излучения ( $e_H(T)$ ) для спутника сферической формы измерялся калориметрическим методом и сравнивался с результатами измерения коэффициента отражения в инфракрасном диапазоне (от 2 до 30 мкм). Было установлено, что соотношение  $a_s/\epsilon_0$  для графита составляет 0,95–1,11, при этом равновесная температура спутников находится в интервале 90–380 К. Для нитрида титана (TiN) соотношение  $a_s/\epsilon_H$  достигает значений 2,64–4,64 при равновесной температуре 130–490 К [10]. Равновесные температуры для сферических и цилиндрических космических аппаратов были рассчитаны с использованием солнечных постоянных на Венере, Земле и Сатурне [10]. Рассмотренные покрытия являются перспективными для задач терморегулирования малых космических аппаратов.

Авторами работы [11] были оценены эффективность фототермического преобразования тонкопленочных покрытий, их термическая стабильность, а также предложены пути и способы улучшения оптических и, как следствие, тепловых характеристик. Отмечено, что нитридные и карбонитридные покрытия, как правило, демонстрируют высокие механические свойства и хорошую термическую стабильность.

Исследования карбонитридного покрытия TiAlCN [12] показали изменения удельного сопротивления пленок в пределах от 1,982 до 3,169 мОм · см при варьировании технологических условий осаждения. Коэффициент солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ) составлял от 0,24 до 0,54, коэффициент излучения ( $\epsilon_0$ ) – от 0,33 до 0,52, а их отношение ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ) достигало от 0,60 до 1,44, что свидетельствует о возможности изменения оптических и электрофизических характеристик покрытий, наносимых вакуумными методами, путем выбора оптимальных условий их формирования.

Таким образом, актуальной задачей является установление влияния режимов нанесения на оптические и электрофизические свойства наноструктурированных нитридных (TiAlCuN) и карбонитридных (TiAlCuCN) керамических покрытий с добавлением меди, формируемых методом реактивного магнетронного распыления и являющихся перспективными для применения в качестве терморегулирующих покрытий для космической техники.

### Материалы и методы исследования

Осаждение покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN производилось методом реактивного магнетронного распыления с использованием композитных мишеней, состав которых представлен в табл. 1. Нанесение осуществлялось на модернизированной установке УВН-2М, оснащенной магнетронным распылителем и ионным источником «Радикал», системами нагрева подложек, подачи смещения на подложку и модульным комплексом управления расходом газов (МКУРГ), по ранее отработанной технологии [1; 2]. Откачка вакуумной камеры, оснащенной азотной ловушкой, производилась с помощью диффузионного паромасляного и форвакуумного насосов. Вакуумная система позволяла получать предельное остаточное давление  $9 \cdot 10^{-4}$  Па. Напыляемые подложки – монокристаллический кремний (Si (100)), оксид кремния (SiO<sub>2</sub>), ситалл (марка СТ-1) – закрепляли на плоском нагреваемом подложкодержателе.

Для контроля расхода реактивных газов – азота (N<sub>2</sub>) и ацетилена (C<sub>2</sub>H<sub>2</sub>) – использовалась зависимость характеристик спектров оптического излучения разряда от содержания газов в вакуумной камере. Количество углерода в составе покрытий контролировалось соотношением парциальных давлений реактивных газов  $P_{N_2}/P_{C_2H_2}$ .

В работе применялся одноканальный алгоритм контроля расхода газов, который сводится к регистрации и поддержанию на заданном уровне интенсивности одного контрольного спектрального элемента – линии титана  $I_{Ti}$  506,5 нм. Используемая система контроля расхода газов МКУРГ [1; 2] позволяет поддерживать постоянное соотношение потоков распыленных атомов металла мишени и потока реактивного газа на подложку при постоянных рабочем давлении и параметрах на источнике питания. Такой способ управления нанесением покрытий и контроля процесса реактивного магнетронного распыления обеспечивает высокую воспроизводимость формирования покрытий по составу и толщине [3–6].

Таблица 1

Состав мишеней TiAlCu, изготовленных методом взрывного прессования

Table 1

Compositions of TiAlCu targets manufactured by explosive pressing

Номер мишени	Состав мишени					
	Ti, мас. %	Ti, ат. %	Al, мас. %	Al, ат. %	Cu, мас. %	Cu, ат. %
3	56	46	31	46	13	8
4	74,5	69	14	23	11,5	8

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием электронного микроскопа Hitachi SU-3400 (Япония) были изучены структура и морфология полученных покрытий. Ускоряющее напряжение электронного пучка составляло 15 кВ. Микроскоп был оснащен датчиком рентгеновского излучения (энергодисперсионным спектрометром), позволяющим определять элементный состав исследуемых покрытий методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС). Толщину покрытий изучали по СЭМ-микрофотографиям поперечных сколов образцов на подложках из кремния и оксида кремния. Морфологию поверхности исследовали с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) NanoEducator II (ООО «НТ-МДТ», Россия). Сканирование поверхности образцов производилось на поле размером  $2 \times 2$  мкм. Обработка полученных данных выполнялась в программном комплексе *Gwyddion*. Спектры отражения от покрытий регистрировались на установке Lambda-1050 UV/Vis (*PerkinElmer*, США) в диапазоне длин волн 190–2500 нм. Поверхностное сопротивление ( $R_{\square}$ ) пленок измерялось четырехзондовым методом с помощью цифрового прибора ИУС-3 (Россия) в центре образца при комнатной температуре. Погрешность измерений не превышала 5 %.

### Результаты и их обсуждение

В табл. 2 представлены данные о составе сформированных покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN. Степень реактивности процесса и соотношение между металлическими и неметаллическими компонентами являются основными параметрами, определяющими состав и, как следствие, структуру и свойства наносимых покрытий, позволяя тем самым формировать наноматериал с желаемыми характеристиками.

Таблица 2

Степень реактивности ( $\alpha$ ), доля металлических компонентов (Ti + Al),  
доля неметаллических компонентов (N + C), отношение доли металлических компонентов  
к доле неметаллических компонентов ((Ti + Al)/(N + C)) различных образцов  
покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN

Table 2

The degree of reactivity ( $\alpha$ ), the proportion of metallic components (Ti + Al),  
the proportion of non-metallic components (N + C), the ratio of the proportion of metallic components  
to the proportion of non-metallic components ((Ti + Al)/(N + C)) of various samples  
of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings

Образец	$\alpha$	Ti + Al, ат. %	N + C, ат. %	(Ti + Al)/(N + C)
3N1	0,605	44,80	45,89	0,976
3N2	0,474	48,05	38,97	1,233
4N1	0,605	45,19	45,53	0,993
4N2	0,474	56,79	31,70	1,791
3CN1	0,605	42,23	48,36	0,873
3CN2	0,474	51,77	39,99	1,295
4CN1	0,605	51,51	41,73	1,234
4CN2	0,474	59,97	30,99	1,935

На рис. 1 представлены СЭМ-изображения поверхности и поперечного скола исследуемых покрытий. Видно, что для образца 3N1, полученного посредством распыления мишени 3 в режиме 1 (состав покрытия близок к стехиометрическому), характерна V-образная столбчатая структура. Средний диаметр столбцов роста на поверхности составляет около  $(90 \pm 5)$  нм. Толщина сформированного наноструктурированного покрытия равна 1730 нм (см. рис. 1, б). На поверхности покрытия отсутствуют трещины и пустоты, что свидетельствует о его однородности. Образец 3CN1 (см. рис. 1, в и г), полученный с использованием аналогичных параметров нанесения ( $\alpha = 0,605$ , мишень 3, режим 1), имеет субнанокристаллическую глобулярную структуру без ярко выраженного направления роста. На рис. 1, г, отмечена толщина оксида кремния, равная 456 нм. Введение углерода способствовало изменению соотношения между металлическими и неметаллическими компонентами покрытия (см. табл. 2), что, в свою очередь, привело к преобразованию структуры покрытия, а именно к переходу от V-образной столбчатой структуры к мелкозернистой глобулярной структуре.

СЭМ-изображения поверхности и поперечного скола покрытий, сформированных посредством распыления мишени 3 в режиме 2 (с обогащением металлическими компонентами), приведены на рис. 2. На поверхности полученных образцов покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN отсутствуют капельная фракция, сколы, пустоты и отслоения. Образец 3N2 имеет текстурированную поверхность (см. рис. 2, *a*) с доминирующим направлением роста. На изображении поперечного скола (см. рис. 2, *б*) можно наблюдать чередование столбчатой и глобулярной структур нанокompозита. Толщина нитридного и карбонитридного покрытий составляет 1290 и 1530 нм соответственно. Анализ микрофотографий всех исследуемых образцов показывает, что поверхность полученных нанокompозитов является гладкой без разрывов и макро-включений, негативно влияющих на свойства наноструктурированного материала.

Покрытие TiAlCuCN, сформированное с добавлением углерода (образец 3CN2), имеет V-образную структуру (см. рис. 2, *з*), а также текстурированную поверхность без доминирующего направления роста (см. рис. 2, *в*). Покрытие, обогащенное металлическими компонентами (образец 3N2) (см. рис. 2, *a*), обладает более мелкозернистой структурой, чем образец 3N1 (см. рис. 1, *a*), состав которого близок к стехиометрическому. В силу малого изменения соотношения между металлическими и неметаллическими компонентами (см. табл. 2) преобразование морфологии не столь значительно, как в случае с образцами 3N1 и 3CN1.

На рис. 3 представлены покрытия TiAlCuN и TiAlCuCN, нанесенные с помощью мишени 4 в режиме 1 (со стехиометрическим соотношением компонентов). Образец 4N1 (см. рис. 3, *a*) имеет текстурированную поверхность без видимых дефектов.

На рис. 3, *б*, наблюдается столбчатая структура (диаметр столбцов роста составляет около 150 нм) с небольшим наклоном относительно нормали к подложке. Введение углерода в покрытие с аналогичными параметрами нанесения (образец 4CN1) (см. рис. 3, *в* и *з*) привело к переходу от столбчатой структуры (см. рис. 3, *б*) к глобулярной.

Морфология поверхности и поперечный скол покрытий TiAlCuN (образец 4N2) и TiAlCuCN (образец 4CN2), сформированных с помощью мишени 4 в режиме 2 (с недостатком азота), представлены на рис. 4. Образец 4N2 имеет мелкую столбчатую структуру (около 10 нм) с наклоном относительно нормали к подложке. На поверхности нанокompозита отсутствуют видимые дефекты (см. рис. 4, *a*), негативно влияющие на свойства покрытия. Образец 4CN2, легированный углеродом, обладает однородной глобулярной структурой без доминирующего направления роста (см. рис. 4, *з*).

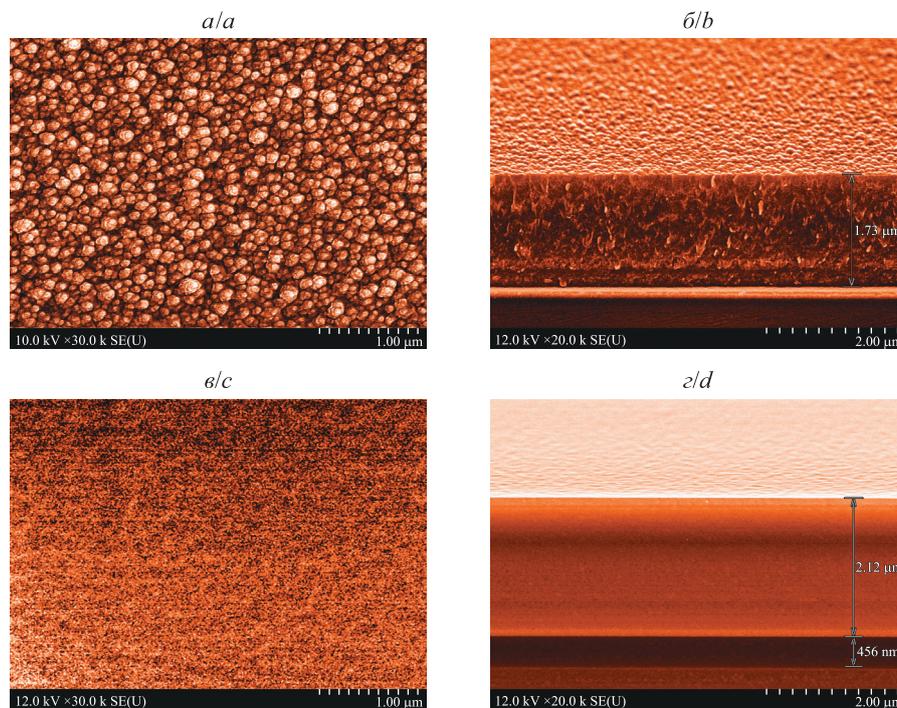


Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности (*a, в*) и поперечного скола (*б, г*) покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN, нанесенных с использованием мишени 3 в режиме 1 (образец 3N1 на подложке из Si (*a, б*) и образец 3CN1 на подложке из SiO<sub>2</sub> (*в, г*) соответственно)

Fig. 1. Scanning electron microscopy (SEM) images of the surface (*a, c*) and cleavage (*b, d*) of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings deposited using target 3 in mode 1 (sample 3N1 on Si substrate (*a, b*) and sample 3CN1 on SiO<sub>2</sub> substrate (*c, d*) respectively)

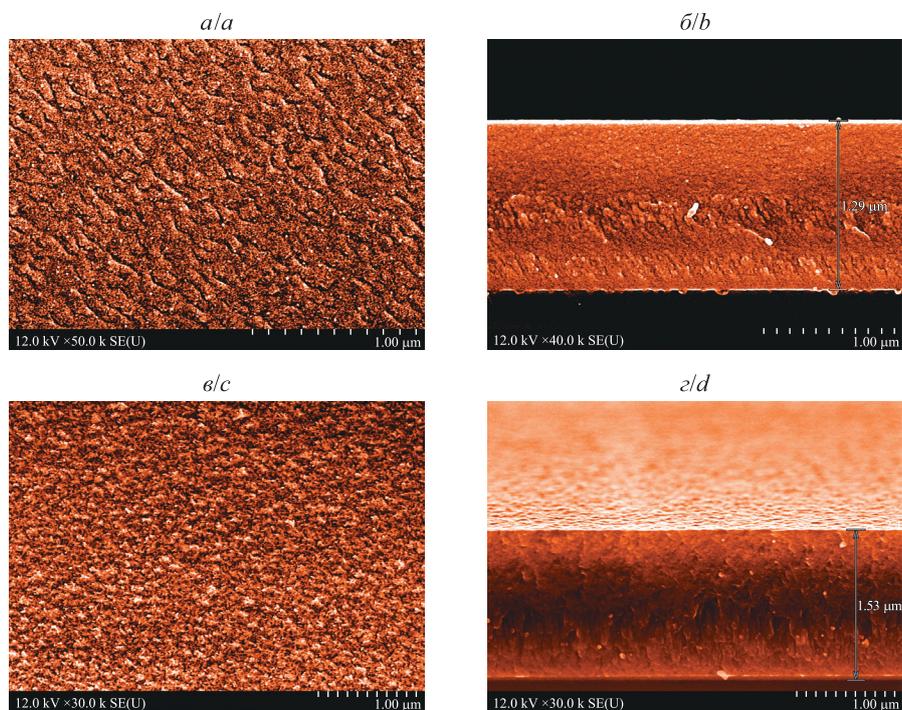


Рис. 2. СЭМ-изображения поверхности (а, в) и поперечного скола (б, г) покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN, нанесенных с использованием мишени 3 в режиме 2 (образец 3N2 на подложке из Si (а, б) и образец 3CN2 на подложке из Si (в, г) соответственно)

Fig. 2. SEM images of the surface (a, c) and cleavage (b, d) of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings deposited using target 3 in mode 2 (sample 3N2 on Si substrate (a, b) and sample 3CN2 on Si substrate (c, d) respectively)

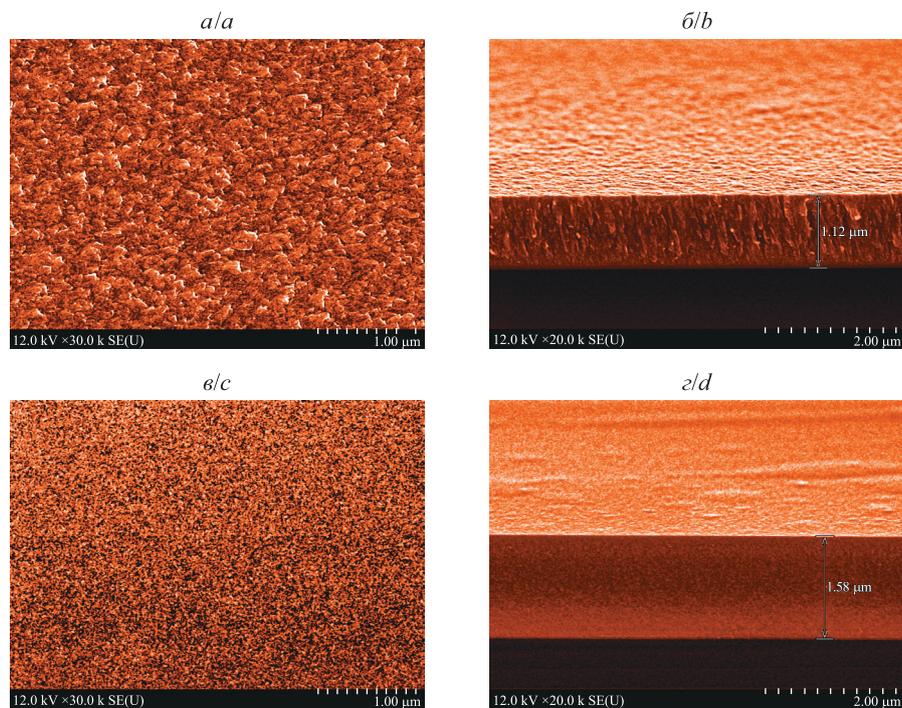


Рис. 3. СЭМ-изображения поверхности (а, в) и поперечного скола (б, г) покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN, нанесенных с использованием мишени 4 в режиме 1 (образец 4N1 на подложке из Si (а, б) и образец 4CN1 на подложке из Si (в, г) соответственно)

Fig. 3. SEM images of the surface (a, c) and cleavage (b, d) of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings deposited using target 4 in mode 1 (sample 4N1 on Si substrate (a, b) and sample 4CN1 on Si substrate (c, d) respectively)

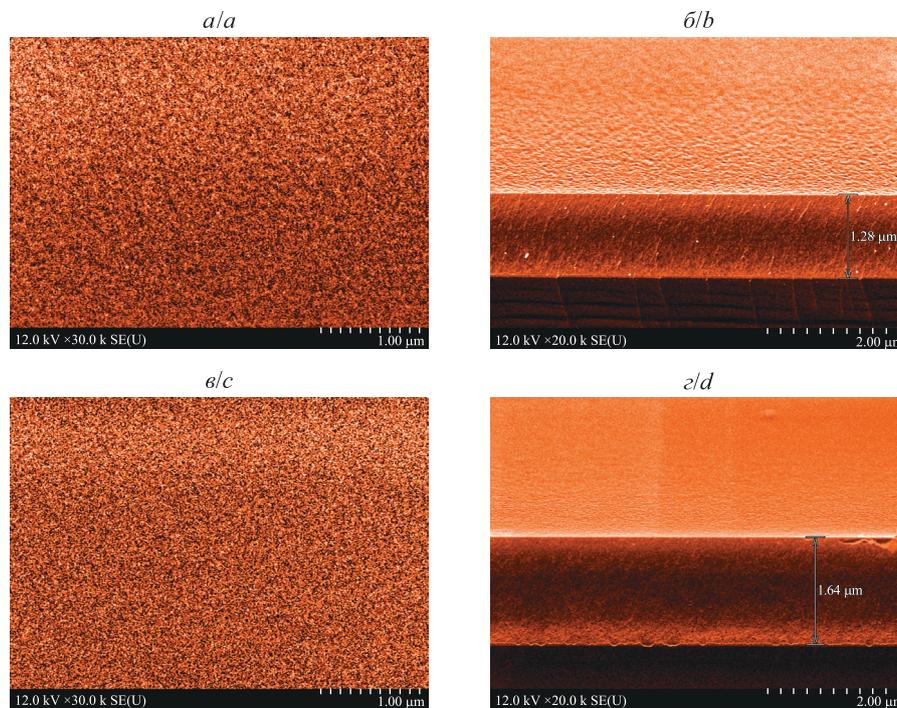


Рис. 4. СЭМ-изображения поверхности (а, в) и поперечного скола (б, г) покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN, нанесенных с использованием мишени 4 в режиме 2 (образец 4N2 на подложке из Si (а, б) и образец 4CN2 на подложке из Si (в, г) соответственно)

Fig. 4. SEM images of the surface (a, c) and cleavage (b, d) of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings deposited using target 4 in mode 2 (sample 4N2 on Si substrate (a, b) and sample 4CN2 on Si substrate (c, d) respectively)

Анализ СЭМ-микрофотографий поверхностей и поперечных сколов (см. рис. 1–4) сформированных покрытий указывает на прямое влияние соотношения между металлическими и неметаллическими компонентами (см. табл. 2) на морфологию исследуемых нанокомпозитов. Введение углерода в состав покрытия TiAlCuN приводит к измельчению его структуры, формированию преимущественно глобулярной морфологии, делая материал более однородным по поверхности и глубине. Покрытие, нанесенное с использованием мишени 3 (образец 3N1), отличается округлой формой кристаллитов на поверхности (см. рис. 1, а), а для покрытия, полученного с помощью мишени 4 (образец 4N1), характерна заостренная форма зерен (см. рис. 3, а). Нитридам, сформированным в режиме 2 (с избытком металлических компонентов) (образцы 3N2, 4N2), свойственна более мелкозернистая структура, чем покрытиям, осажденным в режиме 1 (со стехиометрическим соотношением компонентов) (образцы 3N1, 4N1).

На рис. 5 изображена морфология поверхности образцов нитрида титана TiAlCuN, исследованная с помощью АСМ. Полученные результаты хорошо согласуются с данными СЭМ. Средняя шероховатость ( $S_a$ ) образца 3N1 равна 4,5 нм, образца 3N2 – 6,2 нм, образца 4N1 – 3,1 нм, образца 4N2 – 2,2 нм. Средний размер зерен для образца 3N1 составил около  $(88 \pm 5)$  нм, для образца 4N1 –  $(38 \pm 5)$  нм.

Поглощательная и отражательная способность любых покрытий зависит от большого количества факторов, влияющих на их электронную структуру и морфологию – элементный и фазовый состав, размер зерен, шероховатость, наличие пустот и т. д. [11]. Варьирование условий осаждения покрытий также изменяет их оптические характеристики в широком спектральном диапазоне [11; 12].

С помощью спектрофотометра Lambda-1050 UV/Vis был измерен коэффициент отражения покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN в видимой и ближней инфракрасной областях спектра. Кривые спектрального коэффициента отражения имеют характер, подобный характеру аналогичных кривых металлических покрытий, что хорошо объясняется теорией Друде – Лоренца [10].

На рис. 6 представлены кривые суммарного отражения ( $R_{\text{сум}}$ ) образцов нитридных (TiAlCuN) и карбонитридных (TiAlCuCN) покрытий на подложках из оксида кремния, демонстрирующие металлический характер отражения. Наибольшим коэффициентом отражения в измеряемом спектре обладает образец 4CN2, а наименьшим – образец 3N1. Форма кривой коэффициента отражения у образца 3N1 обусловлена его морфологией (см. рис. 5, а, и рис. 1, а). Выявлено, что добавление углерода в состав покрытий значительно увеличивает коэффициент отражения в инфракрасном диапазоне излучения.

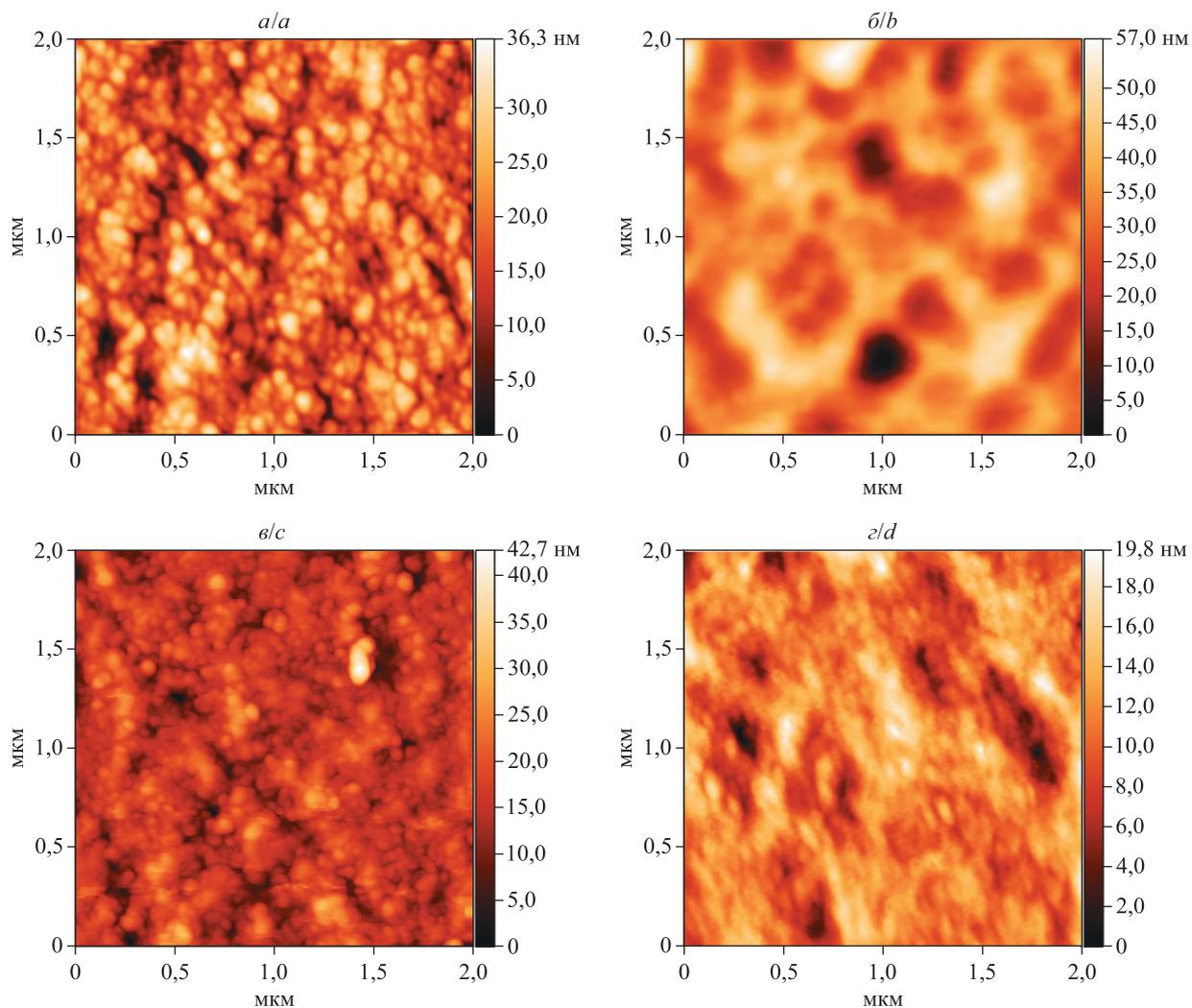


Рис. 5. АСМ-фотографии поверхности образцов покрытия TiAlCuN:  
 а – образец 3N1; б – образец 3N2; в – образец 4N1; г – образец 4N2  
 Fig. 5. Atomic force microscopy photographs of the surface of TiAlCuN coating samples:  
 a – sample 3N1; b – sample 3N2; c – sample 4N1; d – sample 4N2

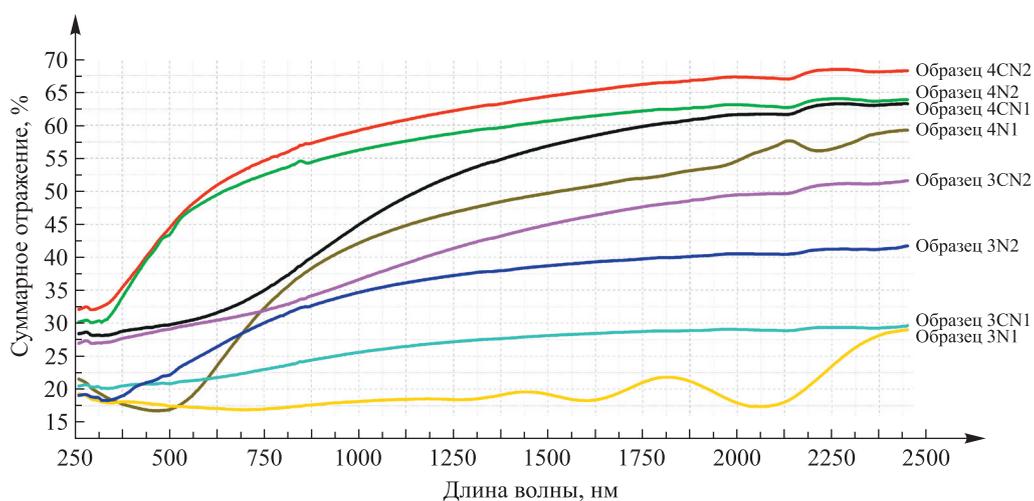


Рис. 6. Спектры суммарного отражения различных образцов покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN  
 Fig. 6. Total reflection spectra of various samples of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings

Из полученных спектров суммарного отражения с использованием программного модуля, реализованного на языке программирования Python (версия 3) согласно теоретическим данным [10], авторами были определены коэффициент солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ), коэффициент излучения ( $\varepsilon_0$ ), отношение коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения ( $\alpha_s/\varepsilon_0$ ), равновесная температура ( $T_p$ ) и коэффициент фототермического преобразования ( $\eta$ ) для сформированных наноструктурированных покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN.

Спектральный коэффициент поглощения ( $A(\lambda)$ ) рассчитывался из закона сохранения энергии по формуле

$$A(\lambda) = 1 - T(\lambda) - R(\lambda),$$

где  $T(\lambda)$  – пропускание ( $T(\lambda) = 0$  во всем исследуемом спектральном интервале; принимаем покрытия как непрозрачные);  $R(\lambda)$  – спектральный коэффициент отражения;  $\lambda$  – длина волны падающего излучения.

Так как пропускание  $T(\lambda) = 0$ , соотношение между спектральными коэффициентами излучения ( $\varepsilon(\lambda)$ ), поглощения ( $A(\lambda)$ ) и отражения ( $R(\lambda)$ ) можно определить с помощью закона Кирхгофа [10]:

$$\varepsilon(\lambda) = A(\lambda) = 1 - R(\lambda).$$

Коэффициент солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ) и коэффициент излучения ( $\varepsilon_0$ ) для покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN рассчитывались согласно теоретическим данным [10] по формулам

$$\alpha_s = \frac{\int_0^{\infty} A(\lambda) P_{\lambda}^i d\lambda}{\int_0^{\infty} P_{\lambda}^i d\lambda},$$

$$\varepsilon_0 = \frac{\int_0^{\infty} \varepsilon(\lambda) P_{\lambda}^{bb}(T) d\lambda}{\int_0^{\infty} P_{\lambda}^{bb}(T) d\lambda},$$

где  $P_{\lambda}^i$  – спектральная плотность мощности падающего солнечного излучения;  $P_{\lambda}^{bb}(T)$  – спектральная плотность мощности излучения абсолютно черного тела (АЧТ).

Спектральная плотность мощности излучения АЧТ рассчитывалась по формуле Планка:

$$P_{\lambda}^{bb}(T) = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5} \frac{1}{e^{\frac{hc}{\lambda kT}} - 1},$$

где  $h$  – постоянная Планка;  $c$  – скорость света в вакууме;  $k$  – постоянная Больцмана;  $T$  – температура АЧТ.

Равновесная температура ( $T_p$ ) тела в космосе определяется внутренним нагревом (от бортовой электроники) и излучательным обменом с окружающей средой. Нагрев нано- и микроспутников от работающей внутри электроники обычно мал по сравнению с внешним нагревом от солнца, поэтому в теоретических расчетах им часто пренебрегают. Расчет равновесной температуры в нашем случае проводился без учета внутреннего нагрева по формуле

$$T_p = \sqrt[4]{\frac{S\alpha_s}{4\varepsilon_0\sigma}},$$

где  $\sigma$  – постоянная Стефана – Больцмана ( $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8}$  Вт · м<sup>-2</sup> · К<sup>-4</sup>);  $S$  – солнечная постоянная ( $S = 1360$  Вт/м<sup>2</sup>) [10; 11; 13].

Для оценки эффективности преобразования падающего излучения в тепловую энергию вычисляется коэффициент фототермического преобразования ( $\eta$ ) по формуле [11]

$$\eta = B\alpha_s - \frac{\varepsilon_0\sigma T^4}{Q_{\text{sol}}},$$

где  $B$  – эмпирический коэффициент ( $B = 0,91$ );  $T$  – температура покрытия;  $Q_{\text{sol}}$  – мощность солнечного излучения на единицу площади ( $Q_{\text{sol}} = 150$  кВт/м<sup>2</sup>). Потери на излучение учитываются коэффициентом излучения ( $\varepsilon_0$ ).

Не менее важной особенностью определения коэффициента солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ) является зависимость мощности солнечного излучения от пропускания атмосферы. Для расчета  $\alpha_s$  использовался спектр излучения солнца за пределами атмосферы (воздушная масса AM0).

В табл. 3 представлены коэффициент солнечного поглощения, коэффициент излучения, а также их отношение, равновесная температура, коэффициент фототермического преобразования для покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN на подложках из ситалла и оксида кремния (SiO<sub>2</sub>).

Таблица 3

Коэффициент солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ), коэффициент излучения ( $\epsilon_0$ ),  
отношение коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ),  
равновесная температура ( $T_p$ ) и коэффициент фототермического преобразования ( $\eta$ )  
для различных образцов покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN

Table 3

Solar absorption coefficient ( $\alpha_s$ ), emissivity ( $\epsilon_0$ ),  
ratio of solar absorption coefficient to emissivity ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ), equilibrium temperature ( $T_p$ )  
and photothermal conversion coefficient ( $\eta$ ) for various samples of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings

Образец	Подложка	$\alpha_s$	$\epsilon_0$	$\alpha_s/\epsilon_0$	$T_p, ^\circ\text{C}$	$\eta$
3CN1	Ситалл	0,76	0,70	1,08	10,62	0,69
3CN1	SiO <sub>2</sub>	0,77	0,71	1,09	11,24	0,70
3CN2	Ситалл	0,65	0,48	1,35	26,59	0,59
3CN2	SiO <sub>2</sub>	0,67	0,52	1,28	22,55	0,60
3N1	Ситалл	0,82	0,71	1,15	14,93	0,74
3N1	SiO <sub>2</sub>	0,82	0,75	1,08	10,71	0,74
3N2	Ситалл	0,70	0,58	1,20	18,36	0,64
3N2	SiO <sub>2</sub>	0,65	0,48	1,37	27,80	0,59
4CN1	Ситалл	0,60	0,37	1,64	41,58	0,55
4CN1	SiO <sub>2</sub>	0,62	0,39	1,57	38,39	0,56
4CN2	Ситалл	0,47	0,32	1,48	33,53	0,43
4CN2	SiO <sub>2</sub>	0,49	0,32	1,55	37,38	0,44
4N1	Ситалл	0,67	0,41	1,65	42,16	0,61
4N1	SiO <sub>2</sub>	0,64	0,43	1,48	33,88	0,58
4N2	Ситалл	0,49	0,36	1,36	27,28	0,45
4N2	SiO <sub>2</sub>	0,46	0,31	1,47	33,18	0,42

Наименьшие значения коэффициента солнечного поглощения ( $\alpha_s = 0,46$ ), а также коэффициента излучения ( $\epsilon_0 = 0,31$ ) и коэффициента фототермического преобразования ( $\eta = 0,42$ ) демонстрирует образец 4N2 на подложке из SiO<sub>2</sub>. В свою очередь, наибольшие значения данных величин ( $\alpha_s = 0,82$ ;  $\epsilon_0 = 0,75$ ;  $\eta = 0,74$ ) характерны для образца 3N1. Самая высокая равновесная температура ( $T_p = 42,16 ^\circ\text{C}$ ) обнаружена у покрытия TiAlCuN (образец 4N1), а самая низкая ( $T_p = 10,62 ^\circ\text{C}$ ) – у покрытия TiAlCuCN (образец 3CN1).

Влияние мишени, режима нанесения и легирования углеродом на усредненные значения коэффициента солнечного поглощения, коэффициента излучения и их отношения, равновесной температуры, коэффициента фототермического преобразования для покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN отражено в табл. 4. Покрытия, нанесенные с использованием мишени 3, имеют бóльшие коэффициент солнечного поглощения (на 32 %), коэффициент излучения (на 69 %) и коэффициент фототермического преобразования (на 31 %), меньшие отношение коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения (на 21 %) и равновесную температуру (на 50 %), чем образцы, полученные посредством распыления мишени 4. Наноконпозиты, сформированные в режиме 1, отличаются бóльшими коэффициентами  $\alpha_s$  (на 24 %),  $\epsilon_0$  (на 33 %) и  $\eta$  (на 24 %) и меньшими значениями  $\alpha_s/\epsilon_0$  (на 3 %) и  $T_p$  (на 10 %) по сравнению с образцами, полученными в режиме 2. Карбонитрид TiAlCuCN характеризуется более высокими значениями отношения коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения (на 3 %) и равновесной температуры (на 7 %), но меньшими коэффициентом солнечного поглощения (на 4 %), коэффициентом излучения (на 5 %) и коэффициентом фототермического преобразования (на 4 %), чем нитрид TiAlCuN.

Таблица 4

**Влияние мишени, режима нанесения и легирования углеродом на усредненные значения коэффициента солнечного поглощения ( $\alpha_s$ ), коэффициента излучения ( $\epsilon_0$ ), отношения коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ), равновесной температуры ( $T_p$ ) и коэффициента фототермического преобразования ( $\eta$ ) для покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN**

Table 4

**Effect of the target, the mode of sputtering and carbon doping on the average values of the solar absorption coefficient ( $\alpha_s$ ), the emissivity ( $\epsilon_0$ ), the ratio of solar absorption coefficient to emissivity ( $\alpha_s/\epsilon_0$ ), the equilibrium temperature ( $T_p$ ) and the photothermal conversion coefficient ( $\eta$ ) for TiAlCuN and TiAlCuCN coatings**

Вариант	$\alpha_s$	$\epsilon_0$	$\alpha_s/\epsilon_0$	$T_p, ^\circ\text{C}$	$\eta$
<i>Мишень</i>					
Мишень 3	0,73	0,62	1,20	17,85	0,66
Мишень 4	0,56	0,36	1,53	35,92	0,51
<i>Режим нанесения</i>					
Режим 1	0,71	0,56	1,34	25,44	0,65
Режим 2	0,57	0,42	1,38	28,33	0,52
<i>Неметаллические компоненты</i>					
CN	0,63	0,48	1,38	27,74	0,57
N	0,66	0,50	1,35	26,04	0,60

Важной характеристикой терморегулирующих защитных покрытий для космической техники является электрическое сопротивление. Покрытия, обладающие низким поверхностным сопротивлением ( $R_\square$ ), будут препятствовать локальному скоплению заряда, способного повредить бортовую электронику космического аппарата [12]. Поверхностное сопротивление исследуемых покрытий определялось из выражения

$$R_\square = \frac{4,53U}{I},$$

где  $U$  – напряжение, измеряемое между двумя внутренними зондами с помощью вольтметра с высоким входным сопротивлением;  $I$  – ток, пропускаемый через два внешних зонда (для измерений выбирался рабочий ток  $I = 20$  мА).

При известных толщинах покрытий и значениях их поверхностного сопротивления можно определить удельное сопротивление ( $R_{уд}$ ) по формуле

$$R_{уд} = R_\square h,$$

где  $h$  – толщина пленки.

Взаимодействие света с металлическими покрытиями и металлоподобными системами достаточно хорошо описывается теорией Друде – Лоренца [10], которая качественно соответствует экспериментальным данным по отражению света в металлоподобных системах [14]. Обработка результатов исследований влияния микроскопической структуры поверхности на отражение света обычно производится в рамках трехслойной модели (воздух – покрытие – подложка), использованной в работах [13; 15]. В этой модели получают точные выражения для коэффициента отражения света (формулы Друде). В работе [16] показано, что плазменная частота соответствует точке перегиба на графике зависимости спектрального коэффициента отражения ( $R(\lambda)$ ) от длины волны падающего излучения ( $\lambda$ ). Формула плазменной длины волны ( $\lambda_p$ ) имеет вид

$$\lambda_p = \sqrt{\frac{\pi}{Nr_e}}, \quad (1)$$

где  $N$  – концентрация электронов;  $r_e$  – радиус электрона ( $r_e = 2,818 \cdot 10^{-15}$  м) [16].

Таким образом, уравнение (1) позволяет по величине плазменной длины волны, определяемой точкой перегиба на графике зависимости спектрального коэффициента отражения от длины волны падающего излучения, оценить концентрацию электронов в покрытии по формуле

$$N = \frac{\pi}{\lambda_p^2 r_e}.$$

Подвижность носителей заряда ( $\mu$ ) оценивалась по формуле

$$\mu = \frac{1}{eNR_{уд}},$$

где  $e$  – заряд электрона ( $e = -1,6 \cdot 10^{-19}$  Кл) [16].

Покрyтия, изготовленные с помощью мишени 4, демонстрируют бoльшую подвижность носителей заряда (табл. 5), чем аналогичные покрyтия, полученные посредством распыления мишени 3, что обусловлено бoльшим содержанием металлических компонентов в составе нанокмозита (см. табл. 2). Образцы, осажденные в режиме 2, характеризуются более высокой концентрацией электронов по сравнению с таковой у аналогичных образцов, полученных в режиме 1. Добавление углерода в состав покрyтия повышает его удельное сопротивление. Обращает на себя внимание существенное различие в концентрации электронов и подвижности носителей заряда при одинаковых значениях сопротивления покрyтий на разных подложках. По всей видимости, это связано с влиянием интерфейса покрyтие – подложка при прохождении излучения.

Все сформированные покрyтия TiAlCuN и TiAlCuCN являются электропроводящими, что важно для космической техники, так как они будут препятствовать локальному скоплению заряда, способного повредить чувствительные элементы полезной нагрузки малого космического аппарата.

Таблица 5

Поверхностное сопротивление ( $R_{\square}$ ), толщина пленки ( $h$ ),  
удельное сопротивление ( $R_{уд}$ ), плазменная длина волны ( $\lambda_p$ ), концентрация электронов ( $N$ )  
и подвижность носителей заряда ( $\mu$ ) различных образцов покрyтий TiAlCuN и TiAlCuCN

Table 5

Surface resistance ( $R_{\square}$ ), film thickness ( $h$ ), resistivity ( $\rho$ ),  
plasma wavelength ( $\lambda_p$ ), electron concentration ( $N$ ) and charge carrier mobility ( $\mu$ )  
of various samples of TiAlCuN and TiAlCuCN coatings

Образец	Подложка	$R_{\square}$ , Ом/□	$h$ , нм	$R_{уд}$ , $10^{-8}$ Ом · м	$\lambda_p$ , нм	$N$ , $10^{28}$ м <sup>-3</sup>	$\mu$ , см <sup>2</sup> /(В · с)
3CN1	Ситалл	32,66	2120	6924	840	0,16	0,57
3CN1	SiO <sub>2</sub>	32,66	2120	6924	621	0,29	0,31
3CN2	Ситалл	6,99	1530	1069	839	0,16	3,69
3CN2	SiO <sub>2</sub>	6,99	1530	1069	362	0,85	0,69
3N1	Ситалл	33,57	1730	5808	2232	0,02	4,8
3N1	SiO <sub>2</sub>	33,57	1730	5808	2416	0,02	5,63
3N2	Ситалл	5,37	1290	693	519	0,41	2,18
3N2	SiO <sub>2</sub>	5,37	1290	693	616	0,29	3,07
4CN1	Ситалл	2,83	1580	447	832	0,16	8,67
4CN1	SiO <sub>2</sub>	2,83	1580	447	821	0,17	8,43
4CN2	Ситалл	1,36	1640	223	426	0,61	4,56
4CN2	SiO <sub>2</sub>	1,36	1640	223	513	0,42	6,6
4N1	Ситалл	2,98	1120	334	630	0,28	6,65
4N1	SiO <sub>2</sub>	2,98	1120	334	664	0,25	7,39
4N2	Ситалл	1,20	1280	154	388	0,74	5,5
4N2	SiO <sub>2</sub>	1,20	1280	154	423	0,62	6,51

Сводная табл. 6 позволяет сравнить удельное сопротивление различных нитридных и карбонитридных керамических покрyтий. Среднее значение удельного сопротивления для сформированных методом реактивного магнетронного распыления нитрида TiAlCuN и карбонитрида TiAlCuCN составляет  $3267 \cdot 10^{-8}$  и  $3572 \cdot 10^{-8}$  Ом · м соответственно. Легирование покрyтия TiAlCuN углеродом повышает удельное сопротивление примерно на 9 %. Добавление меди к нитриду TiAlN при оптимальных условиях нанесения (образец 4N2) приводит к уменьшению удельного сопротивления покрyтия TiAlCuN в 4,0–7,5 раза по сравнению с таковым покрyтия TiAlN. По-видимому, это происходит за счет сегрегации меди по границам кристаллитов с формированием высокопроводящей аморфной прослойки.

Наноккомпозит карбонитрида TiAlCuCN имеет в среднем на 72 % большее сопротивление, чем покрытие TiAlN, что обусловлено изменением морфологии материала и уменьшением среднего размера зерна. Возможной причиной этого стала сегрегация меди в аморфной межкристаллитной прослойке, приведшая к сдерживанию роста кристаллитов.

Таблица 6

Значения удельного сопротивления ( $R_{уд}$ )  
и соотношения между металлическими  
и неметаллическими компонентами ( $Me/(C + N)$ )  
для различных покрытий

Table 6

Values of resistivity ( $\rho$ ) and ratio between metallic  
and non-metallic components ( $Me/(C + N)$ ) for various coatings

Тип покрытия	$R_{уд}, 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{ м}$	$Me/(C + N)$	Источник
TiN	25	1,22	[17]
TiCN	42–71	1,01–1,24	[17]
TiC	100	1,22	[17]
TiAlCN	1982–3169	0,80–2,25	[12]
TiAlN	616–1171	0,2–1,0	[12]
TiAlSiN	920–42 600	0,74–1,12	–
TiAlSiCN	510–23 600	1,11–2,18	–
TiAlCuN	154–5808	0,98–1,79	–
TiAlCuCN	223–6924	0,87–1,93	–

Сформированные нитридные (TiAlCuN) и карбонитридные (TiAlCuCN) покрытия демонстрируют хорошие оптические и электрофизические свойства, что определяет их как перспективные материалы для использования в качестве терморегулирующих покрытий в космической технике.

### Заключение

Методом реактивного магнетронного распыления с использованием композитных мишеней сформированы нитридные (TiAlCuN) и карбонитридные (TiAlCuCN) покрытия. Анализ СЭМ-микрофотографий полученных покрытий свидетельствует о непосредственном влиянии соотношения между металлическими и неметаллическими компонентами на морфологию. Обнаружено, что все покрытия имеют V-образную столбчатую структуру. Средний диаметр столбцов роста составляет около  $(90 \pm 5)$  нм. Добавление углерода к нитриду TiAlCuN приводит к измельчению структуры покрытия, формированию мелкозернистой глобулярной морфологии, делая материал более однородным по поверхности и глубине.

Отмечено, что все сформированные покрытия являются электропроводящими. Среднее значение удельного сопротивления для нитридов TiAlCuN и карбонитридов TiAlCuCN составляет  $3267 \cdot 10^{-8}$  и  $3572 \cdot 10^{-8}$  Ом · м соответственно. Выявлено, что введение углерода в состав покрытия TiAlCuN повышает удельное сопротивление примерно на 9 %.

Установлено, что добавление меди к нитриду TiAlN при оптимальных условиях нанесения (образец 4N2) приводит к уменьшению удельного сопротивления покрытия TiAlCuN в 4,0–7,5 раза по сравнению с таковым покрытия TiAlN за счет сегрегации меди по границам кристаллитов с формированием высокопроводящей аморфной прослойки.

Покрытия, осажденные посредством распыления мишени 4, демонстрируют подвижность носителей заряда, которая в среднем в 2,5 раза превышает подвижность носителей заряда у образцов, полученных при схожих условиях, но с использованием мишени 3. Данный факт обусловлен большим содержанием металлических компонентов в составе сформированного наноккомпозита.

Измерены коэффициенты суммарного и диффузного отражения для исследуемых покрытий в видимом, ближнем инфракрасном и ближнем ультрафиолетовом диапазонах ( $\lambda = 200\text{--}2500$  нм). Наибольшим коэффициентом суммарного отражения в измеряемом спектре обладает образец 4CN2, а наименьшим – образец 3N1. Выявлено, что добавки меди и углерода способствуют интенсификации отражательной способности покрытий TiAlCuN и TiAlCuCN. Рассчитаны коэффициент солнечного поглощения, коэффициент излучения, отношение коэффициента солнечного поглощения к коэффициенту излучения,

а также равновесная температура и коэффициент фототермического преобразования для исследуемых покрытий. На основании совместного анализа результатов определения спектрального коэффициента отражения и электрофизических измерений оценены плазменная длина волны, концентрация электронов и подвижность носителей заряда в тонкопленочных структурах TiAlCuN и TiAlCuCN.

Таким образом, сформированные методом реактивного магнетронного распыления наноструктурированные нитридные (TiAlCuN) и карбонитридные (TiAlCuCN) покрытия являются перспективными для использования в качестве пассивных терморегулирующих покрытий для малых и сверхмалых спутников.

### Библиографические ссылки

1. Komarov FF, Konstantinov SV, Chizhov IV, Zaikov VA, Zubar TI, Trukhanov AV. Nanostructured TiAlCuN and TiAlCuCN coatings for spacecraft: effects of reactive magnetron deposition regimes and compositions. *RSC Advanced*. 2023;13(27):18898–18907. DOI: 10.1039/D3RA02301J.
2. Константинов СВ, Комаров ФФ, Чижов ИВ, Зайков ВА. Структурно-фазовые состояния и микромеханические свойства наноструктурированных покрытий TiAlCuN. *Доклады Национальной академии наук Беларуси*. 2023;67(2):101–110. DOI: 10.29235/1561-8323-2023-67-2-101-110.
3. Konstantinov SV, Wendler E, Komarov FF, Zaikov VA. Radiation tolerance of nanostructured TiAlN coatings under Ar<sup>+</sup> ion irradiation. *Surface and Coatings Technology*. 2020;386:125493. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125493.
4. Komarov FF, Konstantinov SV, Zaikov VA, Pil'ko VV. Effects of proton irradiation on the structural-phase state of nanostructured TiZrSiN coatings and their mechanical properties. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2021;94(6):1609–1618. DOI: 10.1007/s10891-021-02442-2.
5. Konstantinov SV, Komarov FF. Effects of nitrogen selective sputtering and flaking of nanostructured coatings TiN, TiAlN, TiAlYN, TiCrN, (TiHfZrVNB)N under helium ion irradiation. *Acta Physica Polonica A*. 2019;136(2):303–309. DOI: 10.12693/APhys-PolA.136.303.
6. Konstantinov SV, Komarov FF, Pilko VV, Kukareko VA. Wear resistance and radiation tolerance of He<sup>+</sup>-irradiated magnetron sputtered TiAlN coatings. *High Temperature Material Processes*. 2014;18(1–2):135–141. DOI: 10.1615/HighTempMatProc.2015015569.
7. Uglov VV, Abadias G, Zlotski SV, Kvasov NT, Saladukhin IA, Malashevich AA. Blister formation in ZrN/SiN multilayers after He irradiation. *Surface and Coatings Technology*. 2018;344:170–176. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.095.
8. Popović M, Novaković M, Pjević D, Vaña D, Jugović D, Tošić D, et al. Investigating on the microstructure and optical properties of Au, Ag and Cu implanted TiN thin films: the effects of surface oxidation and ion-induced defects. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;976:173046. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.173046.
9. Uglov VV, Abadias G, Zlotski SV, Saladukhin IA, Cherenda NN. Surface blistering in ZrSiN nanocomposite films irradiated with He ions. *Surface and Coatings Technology*. 2020;394:125654. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125654.
10. Veszelei M, Veszelei E. Optical properties and equilibrium temperatures of titanium-nitride- and graphite-coated Langmuir probes for space application. *Thin Solid Films*. 1993;236(1–2):46–50. DOI: 10.1016/0040-6090(93)90640-B.
11. Xu Ke, Du Miao, Hao Lei, Mi Jing, Yu Qinghe, Li Shijie. A review of high-temperature selective absorbing coatings for solar thermal applications. *Journal of Materiomics*. 2020;6(1):167–182. DOI: 10.1016/j.jmat.2019.12.012.
12. Климович ИМ, Комаров ФФ, Зайков ВА. Влияние температуры нагрева подложек и потенциала смещения на оптические характеристики Ti – Al – Cu – N покрытий. *Доклады Национальной академии наук Беларуси*. 2018;62(4):415–422. DOI: 10.29235/1561-8323-2018-62-4-415-422.
13. Wainstein DL, Vakhrushev VO, Kovalev AI. Control of optical properties of metal-dielectric planar plasmonic nanostructures by adjusting their architecture in the case of TiAlN/Ag system. *Journal of Physics: Conference Series*. 2017;857:012054. DOI: 10.1088/1742-6596/857/1/012054.
14. Бродский АМ, Урбах МИ. Влияние микроскопической структуры поверхностей металлов на их оптические свойства. *Успехи физических наук*. 1982;138(3):413–453. DOI: 10.3367/UFNr.0138.198211b.0413.
15. An L, Ali ST, Søndergaard T, Nørgaard J, Tsao Y-C, Pedersen K. Optimization of TiAlN/TiAlON/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> solar absorber coatings. *Solar Energy*. 2015;118:410–418. DOI: 10.1016/j.solener.2015.05.042.
16. Jyothi J, Biswas A, Sarkar P, Soum-Glaude A, Nagaraja HS, Barshilia HC. Optical properties of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO tandem absorber coatings by phase-modulated spectroscopic ellipsometry. *Applied Physics A*. 2017;123(7):496. DOI: 10.1007/s00339-017-1103-2.
17. Lengauer W, Binder S, Aigner K, Etmayer P, Guillou A, Debuigne J, et al. Solid state properties of group IVb carbonitrides. *Journal of Alloys and Compounds*. 1995;217(1):137–147. DOI: 10.1016/0925-8388(94)01315-9.

### References

1. Komarov FF, Konstantinov SV, Chizhov IV, Zaikov VA, Zubar TI, Trukhanov AV. Nanostructured TiAlCuN and TiAlCuCN coatings for spacecraft: effects of reactive magnetron deposition regimes and compositions. *RSC Advanced*. 2023;13(27):18898–18907. DOI: 10.1039/D3RA02301J.
2. Konstantinov SV, Komarov FF, Chizhov IV, Zaikov VA. Structural-phase states and micromechanical properties of nanostructured TiAlCuN coatings. *Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*. 2023;67(2):101–110. Russian. DOI: 10.29235/1561-8323-2023-67-2-101-110.
3. Konstantinov SV, Wendler E, Komarov FF, Zaikov VA. Radiation tolerance of nanostructured TiAlN coatings under Ar<sup>+</sup> ion irradiation. *Surface and Coatings Technology*. 2020;386:125493. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125493.
4. Komarov FF, Konstantinov SV, Zaikov VA, Pil'ko VV. Effects of proton irradiation on the structural-phase state of nanostructured TiZrSiN coatings and their mechanical properties. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*. 2021;94(6):1609–1618. DOI: 10.1007/s10891-021-02442-2.

5. Konstantinov SV, Komarov FF. Effects of nitrogen selective sputtering and flaking of nanostructured coatings TiN, TiAlN, TiAlYN, TiCrN, (TiHfZrVNb)N under helium ion irradiation. *Acta Physica Polonica A*. 2019;136(2):303–309. DOI: 10.12693/APhys-PolA.136.303.
6. Konstantinov SV, Komarov FF, Pilko VV, Kukareko VA. Wear resistance and radiation tolerance of He<sup>+</sup>-irradiated magnetron sputtered TiAlN coatings. *High Temperature Material Processes*. 2014;18(1–2):135–141. DOI: 10.1615/HighTempMatProc.2015015569.
7. Uglov VV, Abadias G, Zlotski SV, Kvasov NT, Saladukhin IA, Malashevich AA. Blister formation in ZrN/SiN multilayers after He irradiation. *Surface and Coatings Technology*. 2018;344:170–176. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.02.095.
8. Popović M, Novaković M, Pjević D, Vaňa D, Jugović D, Tošić D, et al. Investigating on the microstructure and optical properties of Au, Ag and Cu implanted TiN thin films: the effects of surface oxidation and ion-induced defects. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;976:173046. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.173046.
9. Uglov VV, Abadias G, Zlotski SV, Saladukhin IA, Cherenda NN. Surface blistering in ZrSiN nanocomposite films irradiated with He ions. *Surface and Coatings Technology*. 2020;394:125654. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125654.
10. Veszelei M, Veszelei E. Optical properties and equilibrium temperatures of titanium-nitride- and graphite-coated Langmuir probes for space application. *Thin Solid Films*. 1993;236(1–2):46–50. DOI: 10.1016/0040-6090(93)90640-B.
11. Xu Ke, Du Miao, Hao Lei, Mi Jing, Yu Qinghe, Li Shijie. A review of high-temperature selective absorbing coatings for solar thermal applications. *Journal of Materiomics*. 2020;6(1):167–182. DOI: 10.1016/j.jmat.2019.12.012.
12. Klimovich IM, Komarov FF, Zaikov VA. Influence of substrate heating and bias potential on the Ti–Al–C–N coatings optical characteristics. *Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*. 2018;62(4):415–422. Russian. DOI: 10.29235/1561-8323-2018-62-4-415-422.
13. Wainstein DL, Vakhrushev VO, Kovalev AI. Control of optical properties of metal-dielectric planar plasmonic nanostructures by adjusting their architecture in the case of TiAlN/Ag system. *Journal of Physics: Conference Series*. 2017;857:012054. DOI: 10.1088/1742-6596/857/1/012054.
14. Brodskii AM, Urbakh MI. [The effect of the microscopic structure of metal surfaces on their optical properties]. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 1982;138(3):413–453. Russian. DOI: 10.3367/UFNr.0138.198211b.0413.
15. An L, Ali ST, Søndergaard T, Nørgaard J, Tsao Y-C, Pedersen K. Optimization of TiAlN/TiAlON/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> solar absorber coatings. *Solar Energy*. 2015;118:410–418. DOI: 10.1016/j.solener.2015.05.042.
16. Jyothi J, Biswas A, Sarkar P, Soum-Glaude A, Nagaraja HS, Barshilia HC. Optical properties of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO tandem absorber coatings by phase-modulated spectroscopic ellipsometry. *Applied Physics A*. 2017;123(7):496. DOI: 10.1007/s00339-017-1103-2.
17. Lengauer W, Binder S, Aigner K, Ettmayer P, Guillou A, Debuigne J, et al. Solid state properties of group IVb carbonitrides. *Journal of Alloys and Compounds*. 1995;217(1):137–147. DOI: 10.1016/0925-8388(94)01315-9.

Получена 11.01.2024 / исправлена 19.02.2024 / принята 19.02.2024.  
Received 11.01.2024 / revised 19.02.2024 / accepted 19.02.2024.