

ISSN 1561-2430 (Print)
 ISSN 2524-2415 (Online)
 УДК 538.9+539.23
<https://doi.org/10.29235/1561-2430-2023-59-3-241-252>

Поступила в редакцию 30.05.2023
 Received 30.05.2023

С. В. Константинов¹, Ф. Ф. Комаров¹, И. В. Чижов², В. А. Зайков²

¹Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко
 Белорусского государственного университета, Минск, Республика Беларусь
²Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

СТРУКТУРА И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ TiAlSiN, TiAlSiCN, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ РЕАКТИВНОГО МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Аннотация. Методом реактивного магнетронного распыления сформированы наноструктурированные нитридные TiAlSiN и карбонитридные TiAlSiCN покрытия на различных типах подложек: монокристаллического кремния (100) и титана марки ВТ1-0. Для контроля и управления процессом нанесения покрытий использован разработанный модульный комплекс управления расходом газов (МКУРГ). Проведены исследования элементного состава методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС), структуры методом рентгеновской дифракции, морфологии методом сканирующей электронной микроскопии, микромеханических свойств методом наноиндентирования. Установлено, что сформированные покрытия во всем диапазоне параметров $\alpha = 0,421-0,605$ обладают однофазной структурой (Ti, Al)N, представляющей собой неупорядоченный твердый раствор с гранецентрированной кубической решеткой. Средний размер кристаллитов фазы (Ti, Al)N варьируется в диапазоне $(20-30) \pm 5$ нм. Обнаружено, что уменьшение степени реактивности α от значения $\alpha = 0,605$ до $\alpha = 0,421$ приводит к увеличению скорости осаждения нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий на кремниевых подложках на 200–300 %. Твердость сформированных покрытий варьируется в диапазоне $H = 28,74-48,99$ ГПа, модуль Юнга $E = 324,97-506,12$ ГПа. Покрытия TiAlSiN, TiAlSiCN демонстрируют высокие показатели индексов ударной вязкости $H/E^* = 0,07-0,12$ и сопротивления пластической деформации $H^3/E^{*2} = 0,13-0,72$. Установлено, что степень реактивности α оказывает значительное влияние на микромеханические свойства формируемых покрытий. Структура и микромеханические свойства сформированных наноструктурированных нитридных и карбонитридных покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN являются пригодными для применения в изделиях космической техники.

Ключевые слова: реактивное магнетронное распыление, наноструктурированные покрытия TiAlSiN и TiAlSiCN, структурно-фазовое состояние, наноиндентирование, модуль Юнга, индекс ударной вязкости H/E^* , индекс сопротивления пластической деформации H^3/E^{*2}

Для цитирования. Структура и микромеханические свойства покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN, сформированных методом реактивного магнетронного распыления / С. В. Константинов [и др.] // Вест. Нац. акад. наук Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук. – 2023. – Т. 59, № 3. – С. 241–252. <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2023-59-3-241-252>

Stanislav V. Konstantinov¹, Fadei F. Komarov¹, Igor V. Chizhov², Valery A. Zaikov²

¹A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus
²Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus

THE STRUCTURE AND MICROMECHANICAL PROPERTIES OF TiAlSiN, TiAlSiCN COATINGS FORMED BY THE METHOD OF REACTIVE MAGNETRON SPUTTERING

Abstract. Nanostructured nitride TiAlSiN and carbonitride TiAlSiCN coatings are herein formed by reactive magnetron sputtering on various types of substrates: single-crystal silicon (100) and Titanium Grade2. To control and manage the coating process, the developed modular gas flow control complex (MGFCC) is used. The elemental composition is studied by energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX), the structure by X-ray diffraction (XRD), the morphology by scanning electron microscopy (SEM), whereas the micromechanical properties by nanoindentation. It is discovered that the formed coatings over the entire range of parameters $\alpha = 0.421-0.605$ have a single-phase structure (Ti,Al)N, which is a disordered solid solution with a face-centered cubic (fcc) lattice. The average crystallite size of the (Ti,Al)N phase varies in the range $(20-30) \pm 5$ nm. It is found that a decrease in the degree of reactivity α from $\alpha = 0.605$ to $\alpha = 0.421$ leads to an increase in the rate of deposition of nitride TiAlSiN and carbonitride TiAlSiCN coatings on silicon substrates by 200–300 %. The hardness of the formed coatings varies in the range $H = 28.74-48.99$ GPa, Young's modulus $E = 324.97-506.12$ GPa. TiAlSiN, TiAlSiCN coatings demonstrate high values of impact strength indices $H/E^* = 0.07-0.12$ and plastic deformation resistance indices $H^3/E^{*2} = 0.13-0.72$. It is detected that the degree of reactivity α has a significant effect on the micromechanical properties of the formed coatings. The structure and micromechanical properties of the formed nanostructured nitride and carbonitride TiAlSiN, TiAlSiCN coatings are suitable for use in space technology applications.

Keywords: reactive magnetron sputtering, TiAlSiN and TiAlSiCN nanostructured coatings, structural phase state, nanoindentation, Young's modulus, impact strength index H/E^* , plastic deformation resistance index H^3/E^{*2}

For citation. Konstantinov S. V., Komarov F. F., Chizhov I. V., Zaikov V. A. The structure and micromechanical properties of TiAlSiN, TiAlSiCN coatings formed by the method of reactive magnetron sputtering. *Vestsi Natsyyanal'nei akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-matematychnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physics and Mathematics series*, 2023, vol. 59, no. 3, pp. 241–252 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-2430-2023-59-3-241-252>

Введение. Разработка и создание наноструктурированных покрытий, обладающих высокой твердостью, износостойкостью, устойчивостью к воздействию радиационного излучения в настоящее время является одним из важнейших направлений исследований в области материаловедения [1–2]. Известно, что покрытия TiAlN обладают высокой твердостью и износостойкостью, стойкостью к коррозии, хорошей термической и химической стабильностью и являются перспективными материалами для применения в механических узлах космической техники [3–6].

Для надежного функционирования механических узлов космических аппаратов (КА) требуется применение износостойких покрытий, обладающих антифрикционными свойствами. Добавление углерода, меди и серебра в состав покрытий TiAlN позволяет уменьшить коэффициент трения и увеличить срок эксплуатации механического узла [3, 7].

Первым, кто всерьез заинтересовался возможностью разработки нанокompозитного материала на основе нитрида титана с добавкой кремния с гетерогенной структурой, был С. Вепрек [8–12]. Им было предложено создание покрытия TiSiN, в котором нанокристаллиты TiN были бы окружены аморфной прослойкой Si_3N_4 , блокирующей скольжение по границам зерен, и таким образом можно было бы создать сверхпрочный материал с твердостью, приближающейся к твердости алмаза. Схема строения нанокompозитов по теории С. Вепрека представляла собой нанокристаллиты nc-TiN, окруженные аморфной прослойкой $\alpha-Si_3N_4$ и нанокристаллитами nc-TiSi₂.

Покрытия TiAlSiN и TiAlSiCN являются предметом исследований вследствие их высокой твердости, высокой степени адгезии, низкого коэффициента трения и лучшей стойкости к высокотемпературному окислению [13].

Интерес представляет добавление небольшой концентрации 4–8 ат.% Si к составу покрытий TiAlN, TiAlCN. Как известно, кремний является мощным аморфизирующим элементом для структуры твердых тел [7]. Кроме того, в малых концентрациях он способен активизировать наноструктурирование формируемого вакуумным методом покрытия. Карбонитридный вариант покрытия с добавкой кремния TiAlSiCN исследован в значительно меньшей степени [14–19]. В основном отмечается возможность данного покрытия к селективному поглощению и переизлучению света, технологичность и возможность его формирования [19].

С целью обеспечения надежного функционирования космического аппарата в целом и его оборудования необходимо применять защитные покрытия и специальные функциональные радиационно-стойкие материалы. В частности, для обеспечения надежного функционирования механических узлов и сочленений КА, исключая контактное залипание, перспективно использовать нитридные наноструктурированные покрытия TiAlN, TiAlCN с добавками Si.

В качестве объекта данного исследования были выбраны нитридные и карбонитридные покрытия TiAlSiN, TiAlSiCN с добавлением кремния (Si) как перспективные для нанесения на нержавеющую сталь марки 12X18H10T, а также на авиационные материалы – сплав титана марок BT1-0 и BT-6. Исследование этих принципиально новых покрытий и накопление по ним экспериментальных данных является актуальной задачей.

Материалы и методы исследования. Для осаждения покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN и определения их структурных и механических свойств применялись подложки из монокристаллического кремния Si(100) и титана марки BT1-0. Для нанесения покрытий использовались мишени № 1 (Ti – 46 ат.%, Al – 46 ат.%, Si – 8 ат.%) и № 2 (Ti – 69 ат.%, Al – 23 ат.%, Si – 8 ат.%).

Осаждение покрытий методом реактивного магнетронного распыления производилось 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) [20–22]. Контроль расхода аргона осу-

ществлялся с помощью МКУРГ [20, 21] с использованием обратной связи между выходным сигналом вакуумметра и сигналом на вибронатекатель аргона.

Степень реактивности процесса α является основным параметром, определяющим состав и, как следствие, структуру и свойства наносимых покрытий. Такой способ управления и контроля процессом реактивного магнетронного осаждения дает возможность стационарно поддерживать его неравновесное состояние, обеспечить равномерность распределения элементов по глубине и повысить воспроизводимость формирования покрытий по составу и толщине [21]. Режим работы ионного источника и нумерация образцов покрытий представлены в табл. 1.

Таблица 1. Режимы осаждения и нумерация образцов покрытий TiAlSiN и TiAlSiCN в соответствии с технологическими параметрами их формирования

Table 1. Deposition regimes and samples numbers of TiAlSiN and TiAlSiCN coating in accordance with the technological parameters of their formation

Тип покрытия	TiAlSiN	TiAlSiN	TiAlSiN	TiAlSiN	TiAlSiN	TiAlSiCN	TiAlSiCN
Мишень	1	1	1	2	2	2	2
α	0,605	0,526	0,474	0,526	0,421	0,526	0,447
Ток разряда I , А	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Напряжение U , В	350–365	390–400	390–400	400–410	410–420	420–440	390–440
Давление P , Па	$7,0 \cdot 10^{-2}$						
$P_{N_2}/P_{C_2H_2}$	–	–	–	–	–	1/1	1/1
U_{cm} , В	–150	–180	–200	–200	–200	–200	–200
T_s , °С	370	350	370	380	380	380	380
Образец	1N1.27	1N1.30	1N2.32	2N1.30	2N2.34	2CN1.30	2CN2.33

Морфология и микроструктура полученных покрытий TiAlSiN исследовались методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием микроскопа Hitachi SU3400 (Япония) в режиме вторичных электронов с энергией 15 кэВ, а также в режиме обратно рассеянных электронов. Микроскоп был оснащен датчиком рентгеновского излучения (энергодисперсионным спектрометром), позволяющим определять элементный состав исследуемых покрытий методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС). Толщину покрытия изучали с помощью СЭМ-микрофотографий сколов образцов.

Рентгеноструктурный и фазовый анализ покрытий TiAlSiN осуществлялся с использованием рентгеновского порошкового дифрактометра ADANI PowDiX 600/300 компании ADANI Systems с фокусировкой по Брэггу – Брентано. Длина волны излучения CoK_{α} составляла $\lambda = 1,7889 \text{ \AA}$.

Микромеханические характеристики полученных покрытий исследовались методом наноиндентирования по методике Оливера и Фарра [23] на приборе NanoHardness Tester (NHT2) CSM Instruments (Швейцария), оснащенном алмазным индентором Берковича. При анализе коэффициент Пуассона принимался равным $\nu = 0,3$ [7].

Результаты и их обсуждение. Методика реактивного магнетронного осаждения, применяемая в данной работе, позволяет осаждать высококачественные покрытия TiAlSiN и TiAlSiCN в условиях непрерывного контроля процесса роста покрытий и, следовательно, контролировать их микроструктуру [20, 21, 24]. В табл. 2 представлен элементный состав сформированных нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий.

Состав карбонитридных TiAlSiCN покрытий определяется соотношением парциальных давлений реактивных газов N_2/C_2H_2 . Для карбонитридных покрытий характерно повышенное содержание углерода относительно образцов с нитридным покрытием. Кроме титана, алюминия, кремния, азота и углерода в компонентном составе покрытий обнаружено присутствие аргона из плазмы магнетронного разряда. Элементный анализ сформированных покрытий выявил отсутствие детектируемой концентрации вредных компонентов, таких как кислород, в составе покрытий. Наблюдается влияние компонентного состава мишени на компонентный состав формируемых карбонитридных и нитридных покрытий. Концентрация кремния в сформированных покрытиях близка к его концентрации в использованных мишенях № 1 и № 2 (около 8 ат.%) во всех режимах нанесения.

Таблица 2. Элементный состав нитридных TiAlSiN, а также карбонитридных TiAlSiCN покрытий на кремниевых Si-подложках и степень реактивности процесса их формирования

Table 2. Elemental composition of nitride TiAlSiN, as well as carbonitride TiAlSiCN coatings on silicon Si substrates and the degree of reactivity of their formation process

Образец	α	Элементный состав, ат.%					
		Ti	Al	N	Si	C	Ar
1N1.27	0,605	15,64	23,44	47,87	7,45	4,75	0,85
1N1.30	0,526	19,95	27,47	41,07	6,91	1,45	3,15
1N1.32	0,474	18,08	27,48	40,45	7,55	2,68	3,76
2CN1.30	0,526	32,53	12,97	33,60	7,19	12,90	0,81
2CN2.33	0,447	45,03	15,31	20,93	10,05	6,77	1,91
2N1.30	0,526	34,59	14,12	41,51	6,49	2,34	0,95
2N2.34	0,421	38,81	13,61	35,39	8,16	2,61	1,42

В табл. 3 представлены степень реактивности (α), стехиометрия состава, толщина (h), скорость (v) и время (τ) осаждения нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий на кремниевых Si-подложках. Обнаружено, что скорость осаждения нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий зависит от степени реактивности α , а именно от соотношения между парциальными давлениями азота и аргона, а также от соотношения парциальных давлений N_2/C_2H_2 при осаждении карбонитридов. Уменьшение степени реактивности α от значения $\alpha = 0,605$ до величины $\alpha = 0,421$ приводит к увеличению скорости осаждения нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий до 200–300 %.

Таблица 3. Степень реактивности (α), стехиометрия состава, толщина (h), скорость (v) и время (τ) осаждения нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий на Si-подложкахTable 3. Degree of reactivity (α), composition stoichiometry, thickness (h), rate (v) and time (τ) of deposition of nitride TiAlSiN and carbonitride TiAlSiCN coatings on Si substrates

Образец	α	(Ti + Al), ат.%	(N + C), ат.%	(Ti + Al)/(N + C)	h , нм	τ , с	v , нм/с
1N1.27	0,605	39,08	52,62	0,74	1170	2520	0,46
1N1.30	0,526	47,42	42,52	1,12	1370	1860	0,74
1N1.32	0,474	45,56	43,13	1,06	1320	1560	0,85
2CN1.30	0,526	45,50	46,51	0,98	430	1380	0,31
2CN2.33	0,447	60,34	27,70	2,18	823	1230	0,67
2N1.30	0,526	48,70	43,86	1,11	880	1380	0,64
2N2.34	0,421	52,42	38,00	1,38	823	1440	0,57

Микроструктура поверхности и поперечных сечений нитридных покрытий TiAlSiN на кремнии, сформированных из мишеней № 1 и № 2 в режимах с различными значениями степени реактивности α , показана на рис. 1.

Микроструктура поперечных сечений исследуемых покрытий TiAlSiN показывает, что поверхность всех образцов пленок TiAlSiN является гладкой и однородной. В структуре отсутствуют трещины и пустоты, оказывающие негативное влияние на механические свойства покрытий. Изображения исследуемых покрытий в сечении позволяют сделать вывод о хорошей адгезии пленок к подложке (присутствует четкая граница пленка–подложка). Полученные покрытия являются однородными, плотными и не содержат видимых дефектов по всей площади поверхности.

Из рис. 1, *a* видно, что для образца 1N1.27 характерна столбчатая микроструктура, с небольшим увеличением в диаметре столбцов по мере роста покрытий. При этом средний размер столбцов не превышает 80 нм. Образцы 1N1.30, 1N1.32, 2CN1.30, 2CN2.33, 2N1.30, 2N2.34 демонстрируют глобулярную структуру (рис. 1, *c*, *e*). Средний размер кристаллитов в сформированных нитридных покрытиях варьируется в диапазоне $(6–16) \pm 5$ нм. Для карбонитридных покрытий средний размер кристаллитов находится в диапазоне $(5–17) \pm 5$ нм.

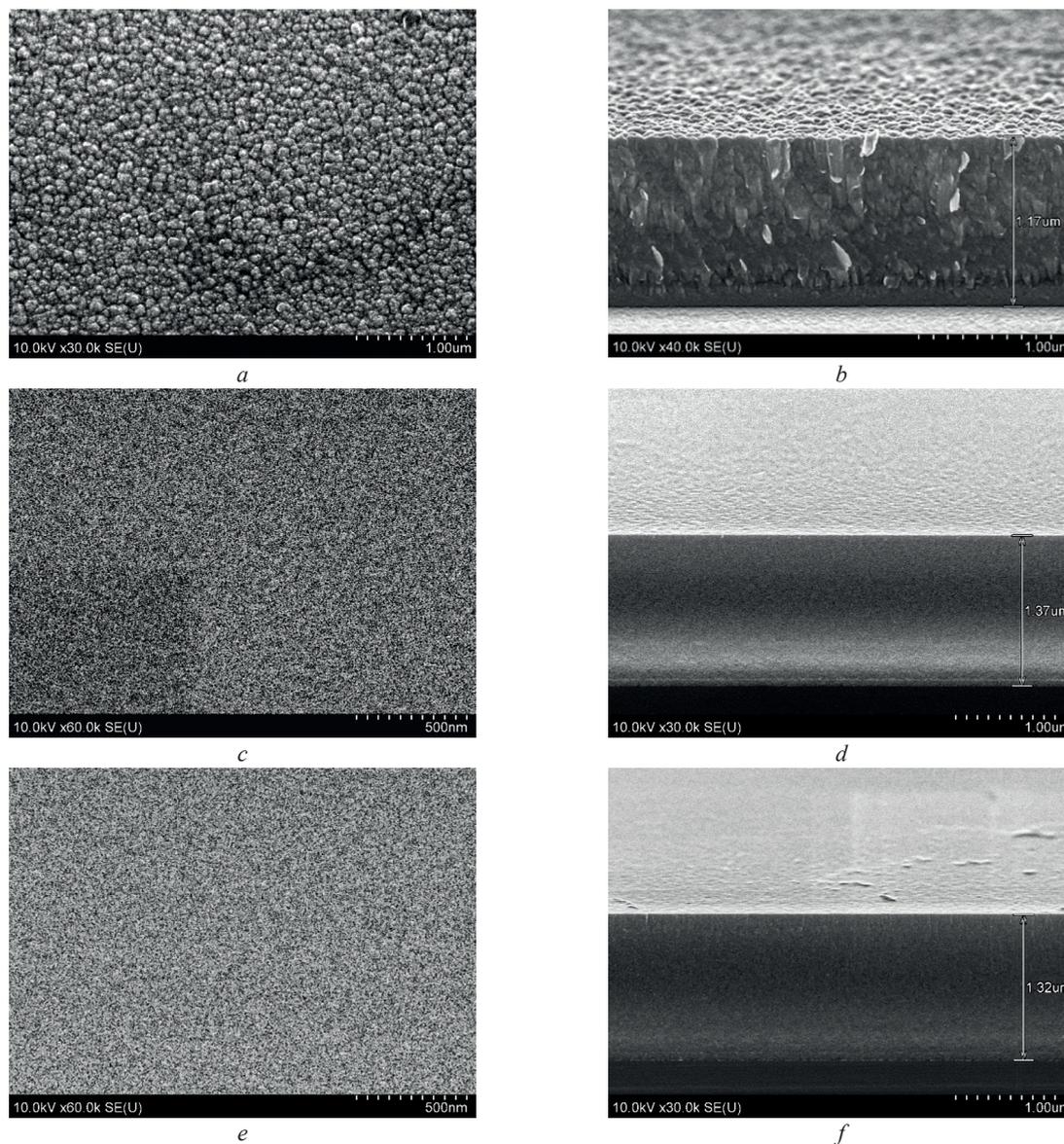


Рис. 1. СЭМ-микрофотографии поверхности (*a, c, e*) и поперечного сечения (*b, d, f*) покрытия TiAlSiN на кремнии:
a, b – 1N1.27 ($\alpha = 0,605$); *c, d* – 1N1.30 ($\alpha = 0,526$); *e, f* – 1N1.32 ($\alpha = 0,474$)

Fig. 1. SEM-micrographs of the surface (*a, c, e*) and cross section (*b, d, f*) of the TiAlSiN coating on silicon:
a, b – 1N1.27 ($\alpha = 0.605$); *c, d* – 1N1.30 ($\alpha = 0.526$); *e, f* – 1N1.32 ($\alpha = 0.474$)

На структуру и морфологию осаждаемых пленок существенное влияние оказывают технологические режимы их осаждения, в частности – потенциал смещения $U_{\text{см}}$ и температура нагрева подложки T_s . Оптимальный выбор $U_{\text{см}}$ и T_s позволит получить качественные структуры с необходимыми свойствами – высокими механическими характеристиками, хорошей электропроводимостью и т. п.

В предыдущих исследованиях нами установлено, что микроструктура пленок TiZrSiN с ростом потенциала смещения $U_{\text{см}}$ до 200 В уплотняется, что приводит к улучшению твердости [2, 20]. Повышение температуры осаждения до $T_s = 380$ °С также приводило к улучшению механических свойств покрытий. Таким образом, выбор потенциала смещения $U_{\text{см}} = -200$ В и температуры осаждения $T_s = 350\text{--}380$ °С для всех режимов осаждения является оправданным и позволяет сосредоточиться на влиянии добавок кремния, степени реактивности α , соотношении азота и ацетилена в газовой смеси на компонентный состав и структурные особенности покрытий нитридов TiAlSiN и карбонитридов TiAlSiCN.

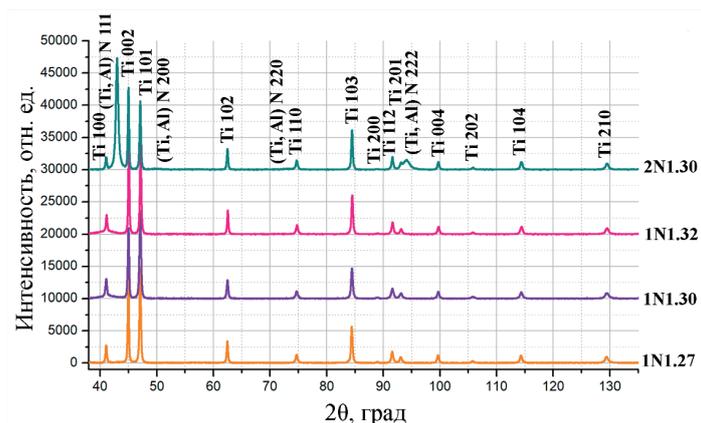


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы от нитридных покрытий TiAlSiN, сформированных на подложках из титана марки VT1-0 (образцы 1N1.27, 1N1.30, 1N1.32, 2N1.30)

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of TiAlSiN nitride coatings formed on the Titanium Grade2 substrates (samples 1N1.27, 1N1.30, 1N1.32, 2N1.30)

На рис. 2 представлены рентгеновские дифрактограммы от нитридных покрытий TiAlSiN, сформированных методом реактивного магнетронного распыления в режимах с различной степенью реактивности α и различных мишеней № 1 и № 2 на подложках из титана марки VT1-0.

На всех дифрактограммах обнаружены пики дифракции от подложки титана Ti VT1-0 (100), (002), (101), (102), (110), (103), (112), (201), (004), (202), (104), (210), свидетельствующие об однофазной структуре α -Ti с гексагональной плотноупакованной решеткой (ГПУ). Также обнаружены пики дифракции от фазы с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК) типа NaCl (Ti, Al) N (111), (200), (220), (222). Интенсивность пиков от различных кристаллографических плоскостей изменяется в зависимости от степени реактивности α процесса и мишени № 1 либо № 2, что влияет на элементный состав покрытий. Такое выделение интенсивности рефлекса от отдельной плоскости свидетельствует о текстурированности сформированного покрытия. Важно отметить, что в случае покрытий TiAlSiN рефлексов от фазы Si_3N_4 обнаружено не было, как это представлено на рис. 2.

Было обнаружено, что покрытие TiAlSiN обладает однородной однофазной структурой (Ti, Al)N, представляющей собой неупорядоченный твердый раствор с гранецентрированной кубической решеткой. Наличие диффузного уширения пиков дифракции фазы (Ti, Al)N свидетельствует о нанокристаллической природе покрытий TiAlSiN. Эти пики смещены в область больших углов 2θ дифракции относительно чистого нитрида титана. Это свидетельствует о замещении атомов титана атомами алюминия, обладающими меньшим атомным радиусом: $R_{\text{Ti}} = 1,47 \text{ \AA}$, $R_{\text{Al}} = 1,43 \text{ \AA}$ [25]. Формирование однофазной структуры обычно наблюдается для покрытий TiAlN [5–7, 26] и TiAlCN [3, 4, 27]. Из этого следует, что добавление кремния не изменяет фазовый состав покрытия и не приводит к образованию новых фаз.

Не обнаружено отдельных пиков дифракции от кремния или кремнийсодержащих фаз. В то же время не выявлено существенного сдвига пиков дифракции по сравнению с предыдущими результатами для фазы (Ti, Al)N [5, 6, 28], предполагая возможность растворения кремния в нитриде (Ti, Al)N. В этой связи можно утверждать, что кремний, находясь в аморфном состоянии, сегрегируется вдоль границ кристаллитов и сдерживает их дальнейший рост. Возможность такого процесса была отмечена в [7]. Также кремний может образовывать аморфный нитрид Si_3N_4 стехиометрического или нестехиометрического состава. Кроме того, в [7] было показано, что кремний забирает на себя паразитные вредные примеси, такие как кислород, связывается с ними в соединения и в итоге способствует геттерированию структуры покрытия. Рассчитанный средний размер кристаллитов фазы (Ti, Al)N составил $(20\text{--}30) \pm 5 \text{ нм}$, что коррелирует с результатами, полученными по результатам СЭМ. Таким образом установлено, что нанокompозитные покрытия TiAlSiN состоят из аморфной фазы (α - Si_3N_4) и кристаллической фазы (Ti, Al)N (c-TiAlN),

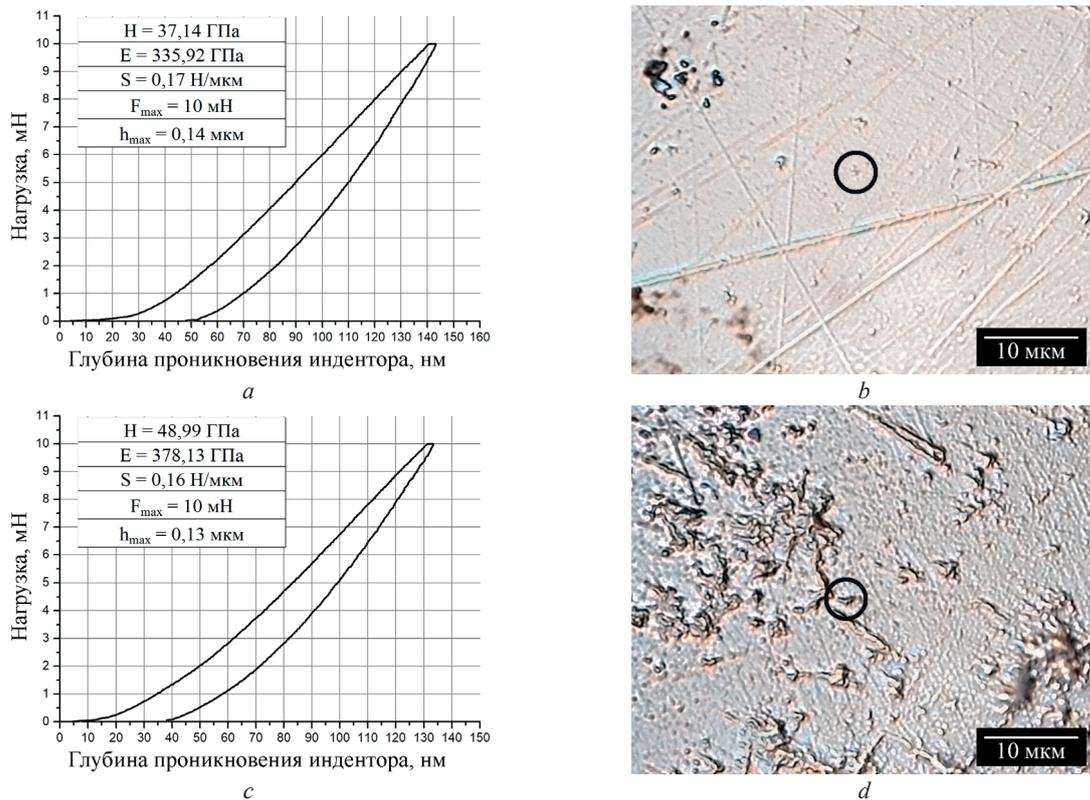


Рис. 3. Кривые нагрузки-разгрузки (*a, c*) и микрофотографии отпечатка индентора (*b, d*) для нитридного покрытия TiAlSiN (образцы 2N1.30 – *a, b*; 2N2.34 – *c, d*) на подложках титана марки BT1-0

Fig. 3. Load-unload curves (*a, c*) and microphotographs of the indenter imprint (*b, d*) for TiAlSiN nitride coating (samples 2N1.30 – *a, b*; 2N2.34 – *c, d*) on the Titanium Grade2 substrates

которая упакована в первой фазе, и эта структура нанокompозита отвечает за их высокие механические и термические жаропрочностные свойства.

Из рентгеноструктурного и фазового анализа покрытий TiAlSiN следует, что все используемые режимы осаждения приводят к образованию однофазной структуры (Ti, Al)N, представляющей собой неупорядоченный твердый раствор с гранцентрированной кубической решеткой.

На рис. 3 представлены кривые нагрузки-разгрузки, а также фотографии отпечатков индентора на поверхности покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN, полученные по результатам исследования механических свойств. Как следует из анализа кривых нагрузки-разгрузки, где обнаружено отсутствие «ступеней» или разрывов, сформированные покрытия TiAlSiN, TiAlSiCN однородны по толщине. Их твердость варьируется в диапазоне $H = 28,74\text{--}48,99$ ГПа, модуль Юнга $E = 324,97\text{--}506,12$ ГПа, что удовлетворяет требованиям для покрытий, пригодных для эксплуатации в космических условиях.

Во всех случаях изображения отпечатка индентора на поверхности представляют собой правильные равнобедренные треугольники, повторяющие форму индентора Берковича, использованного для измерений. При этом трещины, деформации или иные дефекты от индентирования отсутствуют, что свидетельствует о вязком характере разрушения покрытий под действием нагрузки и их высокой ударной вязкости.

На рис. 4 показаны кривые зависимости нанотвердости (H) и модуля Юнга (E) исследуемых покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN от степени реактивности α . Наибольшее измеренное значение твердости $H = 48,99$ ГПа при модуле Юнга $E = 378,13$ ГПа было зафиксировано для покрытий TiAlSiN (образец 2N2.34), сформированных в режиме 2 (недостаток реактивного газа азота N_2) из мишени № 2 на подложке из титана марки BT1-0 со степенью реактивности $\alpha = 0,425$. Наибольшее значение модуля Юнга $E = 506,12$ ГПа при твердости $H = 39,96$ ГПа демонстрирует покрытие TiAlSiCN

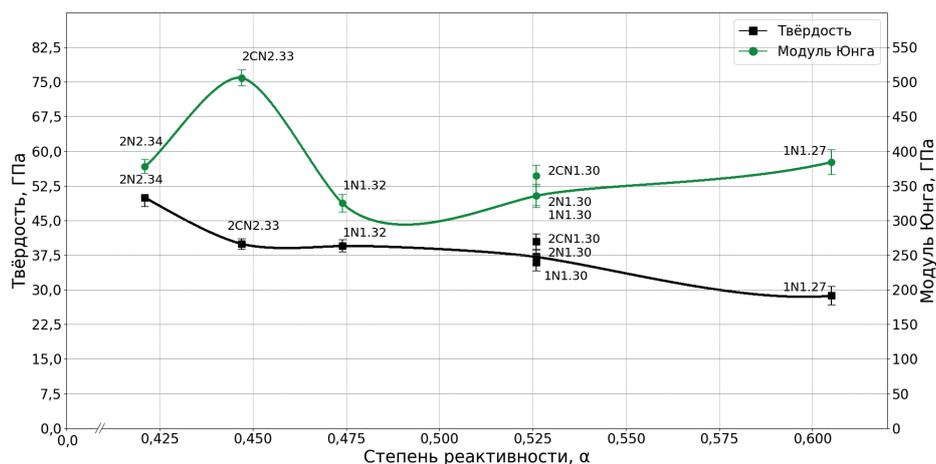


Рис. 4. Зависимость нанотвердости (H) и модуля Юнга (E) покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN от степени реактивности α

Fig. 4. Dependence of nanohardness (H) and Young's modulus (E) of TiAlSiN, TiAlSiCN coatings on the degree of reactivity α

(образец 2CN2.33), сформированное в режиме 2 (недостаток реактивного газа азота N_2) из мишени № 2 на подложке из титана марки ВТ1-0 со степенью реактивности $\alpha = 0,450$. Из анализа кривой можно утверждать, что степень реактивности α оказывает значительное влияние на твердость формируемых покрытий. Повышение степени реактивности α снижает твердость формируемых покрытий. Так, для степени реактивности $\alpha = 0,421$ она составляет $H = 48,99$ ГПа (образец 2N2.34), а для степени реактивности $\alpha = 0,605$ – $H = 28,74$ ГПа (снижение твердости на ≈ 70 %).

Добавление углерода в структуру нанокомпозита приводит к повышению твердости и модуля Юнга у карбонитридного покрытия на ≈ 9 % относительно нитридного покрытия (для образцов 2N1.30 и 2CN1.30, степень реактивности $\alpha = 0,526$). Для нитридного образца 2N2.34 ($\alpha = 0,421$) характерно повышение твердости на ≈ 23 % и увеличению модуля Юнга на ≈ 34 % относительно карбонитридного образца 2CN2.33 ($\alpha = 0,447$), содержащего в своем составе углерод.

Изменение компонентного состава мишени в случае образцов 1N1.30 и 2N1.30 приводит к увеличению твердости на ≈ 3 %, не оказывая значительного влияния на модуль Юнга.

В работах [29, 30] было установлено, что отношение твердости покрытия к его эффективному модулю Юнга (H/E^*), где H – твердость, E^* – эффективный модуль Юнга, является показателем ударной вязкости. Твердые покрытия с высоким значением этого отношения ($H/E^* > 0,1$) обладают повышенной стойкостью к деформации, износу и могут быть одновременно твердыми, прочными и износостойкими. Для вычисления соотношения H/E^* значение коэффициента Пуассона принималось как $\nu = 0,3$. Для исследуемых покрытий также были рассчитаны индексы сопротивления пластической деформации в виде отношения H^3/E^{*2} [7].

На рис. 5 представлена зависимость показателя ударной вязкости H/E^* и показателя сопротивления пластической деформации H^3/E^{*2} от степени реактивности α для покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN. Из анализа кривых установлено, что при повышении степени реактивности α от 0,421 до 0,605 наблюдается снижение показателя ударной вязкости (H/E^*) на ≈ 42 % и показателя пластической деформации (H^3/E^{*2}) на ≈ 82 %. Добавление в нанокомпозит углерода (6,77 ат.%) в случае образца 2CN2.33 приводит к значительному снижению показателей $H/E^* = 0,07$ и $H^3/E^{*2} = 0,21$ (на ≈ 71 и ≈ 242 % соответственно) относительно покрытия, не содержащего значительного количества углерода (2,61 ат.%) для образца 2N2.34 ($H/E^* = 0,12$ и $H^3/E^{*2} = 0,72$). Выявлено влияние различного соотношения компонентного состава мишеней для образцов 2N1.30 ($H/E^* = 0,1$ и $H^3/E^{*2} = 0,38$) и 1N1.30 ($H/E^* = 0,1$ и $H^3/E^{*2} = 0,34$), заключающееся в повышении соотношения H^3/E^{*2} на ≈ 11 % для покрытия, полученного посредством мишени № 1, относительно образца, полученного при помощи мишени № 2.

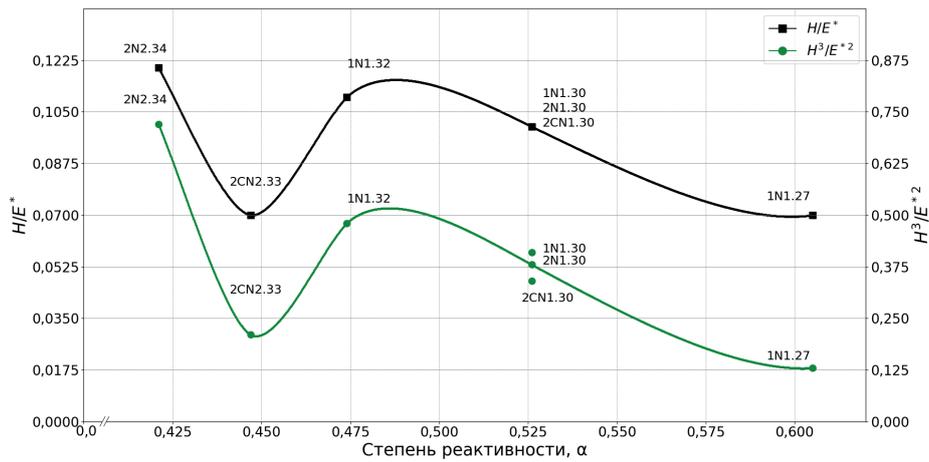


Рис. 5. Зависимость показателя ударной вязкости (H/E^*) и показателя сопротивления пластической деформации (H^3/E^{*2}) покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN от степени реактивности α

Fig. 5. Dependence of the impact strength index (H/E^*) and plastic deformation resistance index (H^3/E^{*2}) of the TiAlSiN, TiAlSiCN coating on the degree of reactivity α

Наноккомпозит с добавлением кремния TiAlSiN (образец 1N1.32, $H = 39,52$ ГПа, $E = 324,97$ ГПа, $H/E^* \approx 0,11$, $H^3/E^{*2} \approx 0,48$, $\alpha = 0,474$) в сравнении с нитридным покрытием с добавлением меди TiAlCuN [31] (образец 3N2.2, $H = 31,30$ ГПа, $E = 267,60$ ГПа, $H/E^* \approx 0,11$, $H^3/E^{*2} \approx 0,35$, $\alpha = 0,474$) демонстрирует на ≈ 21 % большую твердость (H), на ≈ 18 % больший модуль Юнга (E), на ≈ 4 % больший индекс ударной вязкости (H/E^*) и на ≈ 27 % больший индекс сопротивления пластической деформации (H^3/E^{*2}). При сравнении механических свойств покрытия TiAlSiN (образец 1N1.32, $H = 39,52$ ГПа, $E = 324,97$ ГПа, $H/E^* \approx 0,11$, $H^3/E^{*2} \approx 0,48$, $\alpha = 0,474$) с нитридным покрытием с добавлением меди TiAlCuCN [31] (образец 4C2.1, $H = 25,40$ ГПа, $E = 249,80$ ГПа, $H/E^* \approx 0,09$, $H^3/E^{*2} \approx 0,22$, $\alpha = 0,474$) обнаружено повышение твердости (H) на ≈ 36 %, модуля Юнга (E) на ≈ 23 %, индекса ударной вязкости (H/E^*) на ≈ 16 % и индекса сопротивления пластической деформации (H^3/E^{*2}) на ≈ 55 %.

Анализ кривых твердости (H), модуля Юнга (E), показателя ударной вязкости (H/E^*) и показателя пластической деформации (H^3/E^{*2}) нитридных и карбонитридных покрытий TiAlSiN, TiAlSiCN дает основания утверждать, что полученные покрытия удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам, для эксплуатации в космических условиях и могут применяться в задачах космического машиностроения.

Заключение. Методом реактивного магнетронного распыления сформированы образцы нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий на подложках из монокристаллического кремния (100) и титана марки ВТ1-0. Для контроля и управления процессом нанесения покрытий использован разработанный модульный комплекс управления расходом газов (МКУРГ). Полученные покрытия являются однородными, плотными и не содержат видимых дефектов по всей площади поверхности. Элементный анализ сформированных покрытий выявил отсутствие детектируемой концентрации вредных компонентов, таких как кислород, в составе покрытий. Концентрация кремния в сформированных покрытиях близка к его концентрации в использованных мишенях (около 8 ат.%) во всех режимах нанесения.

Уменьшение степени реактивности α от значения $\alpha = 0,605$ до величины $\alpha = 0,421$ приводит к увеличению скорости осаждения нитридных TiAlSiN и карбонитридных TiAlSiCN покрытий до 200–300 %. Установлено, что покрытие TiAlSiN во всем диапазоне параметров $\alpha = 0,421$ – $0,605$ обладает однородной однофазной структурой (Ti, Al)N, представляющей собой неупорядоченный твердый раствор с ГЦК-решеткой. Кремний не формирует выделенных фаз в кристаллическом состоянии, а сегрегируется по дефектам и границам раздела. Твердость сформированных покрытий варьируется в диапазоне $H = 28,74$ – $48,99$ ГПа, модуль Юнга $E = 324,97$ – $506,12$ ГПа. Установлено, что степень реактивности α оказывает значительное влияние на микромехани-

ческие свойства формируемых покрытий. Повышение степени реактивности α снижает твердость формируемых покрытий. Так, для степени реактивности $\alpha = 0,421$ твердость составляет $H = 48,99$ ГПа (образец 2N2.34), а для степени реактивности $\alpha = 0,605$ твердость составляет $H = 28,74$ ГПа (снижение на $\approx 70\%$). Покрытия TiAlSiN, TiAlSiCN демонстрируют высокие показатели индексов ударной вязкости H/E^* и сопротивления пластической деформации H^3/E^{*2} и, таким образом, обладают высокой ударной вязкостью разрушения. Сформированные покрытия удовлетворяют требованиям, предъявляемым для эксплуатации в космических условиях.

Список использованных источников

1. Витязь, П. А. Наноматериаловедение / П. А. Витязь, Н. А. Свидунович, Д. В. Куис. – Минск: Высш. шк., 2015. – 511 с.
2. Effects of Proton Irradiation on the Structural-Phase State of Nanostructured TiZrSiN Coatings and Their Mechanical Properties / F. F. Komarov [et al.] // *J. Eng. Phys. Thermophys.* – 2021. – Vol. 94, № 6. – P. 1609–1618. <https://doi.org/10.1007/s10891-021-02442-2>
3. Controllable high adhesion and low friction coefficient in TiAlCN coatings by tuning the C/N ratio / X. Li [et al.] // *Appl. Surf. Sci.* – 2022. – Vol. 597. – P. 153542. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2022.153542>
4. Residual stresses and tribomechanical behaviour of TiAlN and TiAlCN monolayer and multilayer coatings by DCMS and HiPIMS / W. Tillmann [et. al.] // *Surf. Coat. Technol.* – 2021. – Vol. 406. – P. 126664. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126664>
5. Structure and Mechanical Properties of TiAlN Coatings under High-Temperature Ar⁺ Ion Irradiation / F. F. Komarov [et al.] // *Acta Phys. Pol. A.* – 2022. – Vol. 142, № 6. – P. 690–696. <https://doi.org/10.12693/aphyspola.142.690>
6. Wear resistance and radiation tolerance of He⁺-irradiated magnetron sputtered TiAlN coatings / S. V. Konstantinov [et al.] // *High Temp. Mater. Proc.* – 2014. – Vol. 18, № 1–2. – P. 135–141. <http://doi.org/10.1615/HighTempMatProc.2015015569>
7. Nanostructured Coatings / eds. by A. Cavaleiro, J. T. M. De Hosson. – Springer: New York, 2006. – 648 p. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-48756-4>
8. Veprék, S. A concept for the design of novel superhard coatings / S. Veprék, S. Reiprich // *Thin Solid Films.* – 1995. – Vol. 268. – P. 64–71. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(95\)06695-0](https://doi.org/10.1016/0040-6090(95)06695-0)
9. Superhard nanocrystalline W₂N/amorphous Si₃N₄ composite materials / S. Veprék, M. Haussmann, S. Reiprich // *J. Vac. Sci. Technol. A.* – 1996. – Vol. 14, № 1. – P. 46–51. <https://doi.org/10.1116/1.579878>
10. The search for novel, superhard materials / S. Veprék // *J. Vac. Sci. Technol. A.* – 1999. – Vol. 17, № 5. – P. 2401–2420. <https://doi.org/10.1116/1.581977>
11. Towards the understanding of mechanical properties of super- and ultrahard nanocomposites / S. Veprék, A. S. Aragon // *J. Vac. Sci. Technol. B.* – 2002. – Vol. 20, № 2. – P. 650–664. <https://doi.org/10.1116/1.1459722>
12. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites / S. Veprék [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2005. – Vol. 476, № 1. – P. 1–29. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2004.10.053>
13. Многокомпонентные нанокомпозитные покрытия с адаптивным поведением в поверхностной инженерии / А. Д. Погребняк [и др.] // *Успехи физ. наук.* – 2017. – Т. 187, № 6. – С. 629–652. <https://doi.org/10.3367/UFNr.2016.12.038018>
14. Effects of Si addition on structure and mechanical properties of TiAlSiCN coatings / X. Zhang [et al.] // *Surf. Coat. Technol.* – 2019. – Vol. 362. – P. 21–26. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.01.056>
15. A review on analysis and development of solar flat plate collector / K. M. Pandey, R. Chaurasiya // *Renew. Sustain. Energy Rev.* – 2017. – Vol. 67. – P. 641–650. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.09.078>
16. Understanding the wear failure mechanism of TiAlSiCN nanocomposite coating at evaluated temperatures / F. Guo [et al.] // *Trib. Int.* – 2021. – Vol. 154. – P. 106716. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106716>
17. Multilayer SiBCN/TiAlSiCN and AlO_x/TiAlSiCN coatings with high thermal stability and oxidation resistance / M. Golizadeh [et al.] // *Surf. Coat. Technol.* – 2017. – Vol. 319. – P. 277–285. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.04.016>
18. Structural transformations in TiAlSiCN coatings in the temperature range 900–1600 °C / K. A. Kuptsov [et al.] // *Acta Mater.* – 2015. – Vol. 83. – P. 408–418. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.007>
19. Measurement of high temperature emissivity and photothermal conversion efficiency of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO spectrally selective coating / J. Jyothi [et al.] // *Sol. Energy Mater. Solar Cells.* – 2017. – Vol. 171. – P. 123–130. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.06.057>
20. Комаров, Ф. Ф. Влияние условий нанесения наноструктурированных покрытий из Ti–Zr–Si–N на их состав, структуру и трибомеханические свойства / Ф. Ф. Комаров, В. В. Пилько, И. М. Климович // *Инженер.-физ. журн.* – 2015. – Т. 88, № 2. – С. 350–354.
21. Система контроля расхода газов для применения в технологии реактивного магнетронного распыления / И. М. Климович [и др.] // *Приборы и методы измерений.* – 2015. – Т. 6, № 2. – С. 139–147.
22. Структурно-фазовые состояния и микромеханические свойства наноструктурированных покрытий TiAlCuN / С. В. Константинов [и др.] // *Докл. Нац. акад. наук Беларуси.* – 2023. – Т. 67, № 2. – С. 101–110. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2023-67-2-101-110>
23. Oliver, W. C. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology / W. C. Oliver, G. M. Pharr // *J. Mater. Res.* – 2004. – Vol. 19, № 1. – P. 3–20. <https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3>

24. Konstantinov, S. V. Effects of nitrogen selective sputtering and flaking of nanostructured coatings TiN, TiAlN, TiAlYN, TiCrN, (TiHfZrVnNb)N under helium ion irradiation / S. V. Konstantinov, F. F. Komarov // *Acta Phys. Pol. A.* – 2019. – Vol. 136, № 2. – P. 303–309. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.136.303>
25. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие соединения / Г. В. Самсонов, И. М. Виницкий. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
26. Комаров, Ф. Ф. Радиационная стойкость наноструктурированных покрытий TiN, TiAlN, TiAlYN / Ф. Ф. Комаров, С. В. Константинов, В. Е. Стрельницкий // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2014. – Т. 58, № 6. – С. 22–27.
27. Optical properties of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO tandem absorber coatings by phase-modulated spectroscopic ellipsometry / J. Jyothi, A. Biswas, P. Sarkar // *Appl. Phys. A.* – 2017. – Vol. 123, № 7. – P. 496. <https://doi.org/10.1007/s00339-017-1103-2>
28. Radiation tolerance of nanostructured TiAlN coatings under Ar⁺ ion irradiation / S. V. Konstantinov [et al.] // *Surf. Coat. Technol.* – 2020. – Vol. 386. – P. 125493. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125493>
29. Leyland, A. Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings / A. Leyland, A. Matthews // *Surf. Coat. Technol.* – 2004. – Vol. 177–178. – P. 317–324. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.09.011>
30. Musil, J. Hard nanocomposite coatings: Thermal stability, oxidation resistance and toughness / J. Musil // *Surf. Coat. Technol.* – 2012. – Vol. 207. – P. 50–65. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.073>
31. Структура и механические свойства наноструктурированных нитридных и карбонитридных покрытий TiAlCuN, TiAlCuCN / С. В. Константинов [и др.] // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые композиционные материалы. сварка: сб. докл. 13-го Междунар. симп. (Минск, 5–7 апр. 2023 г.). – Минск, 2023. – Ч. 2. – С. 283–290.

References

- Vityaz P. A., Svidunovich N. A., Kuis, D. V. *Nanomaterials Science*, Minsk, Vysshaya shkola Publ., 2015. 511 p. (in Russian).
- Komarov F. F., Konstantinov S. V., Zaikov V. A., Pil'ko V. V. Effects of Protone Irradiation on the Structural-Phase State of Nanostructured TiZrSiN Coatings and Their Mechanical Properties. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2021, vol. 94, no. 6, pp. 1609–1618. <https://doi.org/10.1007/s10891-021-02442-2>
- Li X., Li G., Lü W., Liu S., Li C., Wang Q. Controllable high adhesion and low friction coefficient in TiAlCN coatings by tuning the C/N ratio. *Applied Surface Science*, 2022, vol. 597, pp. 153542. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2022.153542>
- Tillmann W., Grisales D., Stangier D., Thomann C., Debus J., Nienhaus A., Apel D. Residual stresses and tribomechanical behaviour of TiAlN and TiAlCN monolayer and multilayer coatings by DCMS and HiPIMS. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 406, pp. 126664. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126664>
- Komarov F. F., Konstantinov S. V., Žuk J., Drożdźiel A., Pyszniak K., Chizhov I. V., Zaikov V. A. Structure and mechanical properties of TiAlN coatings under high-temperature Ar⁺ ion irradiation. *Acta Physica Polonica A*, 2022, vol. 142, no. 6, pp. 690–696. <https://doi.org/10.12693/aphyspola.142.690>
- Konstantinov S. V., Komarov F. F., Pilko V. V., Kukareko V. A. Wear resistance and radiation tolerance of He⁺-irradiated magnetron sputtered TiAlN coatings. *High Temperature Material Processes*, 2014, vol. 18, no 1–2, pp. 135–141. <http://doi.org/10.1615/HighTempMatProc.2015015569>
- Cavaleiro A., De Hosson J. T. M. *Nanostructured Coatings*. Springer, New York, 2006. 648 p. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-48756-4>
- Veprek S., Reiprich S. A concept for the design of novel superhard coatings. *Thin Solid Films*, 1995, vol. 268, iss. 1–2, pp. 64–71. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(95\)06695-0](https://doi.org/10.1016/0040-6090(95)06695-0)
- Veprek S., Haussmann M., Reiprich S. Superhard nanocrystalline W₂N/amorphous Si₃N₄ composite materials. *Journal of Vacuum Science and Technology A*, 1996, vol. 14, no. 1, pp. 46–51. <https://doi.org/10.1116/1.579878>
- Veprek S. The search for novel, superhard materials. *Journal of Vacuum Science and Technology A*, 1999, vol. 17, no. 5, pp. 2401–2420. <https://doi.org/10.1116/1.581977>
- Veprek S., Argon A. S. Towards the understanding of mechanical properties of super- and ultrahard nanocomposites. *Journal of Vacuum Science and Technology B*, 2002, vol. 20, no. 2, pp. 650–664. <https://doi.org/10.1116/1.1459722>
- Veprek S. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites. *Thin Solid Films*, 2005, vol. 476, no. 1, pp. 1–29. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2004.10.053>
- Pogrebnyak A. D., Bagdasaryan A. A., Pshyk A., Dyadyura K. Adaptive multicomponent nanocomposite coatings in surface engineering. *Uspekhi Fizicheskikh Nauk*, 2017, vol. 187, no. 6, pp. 629–652. <https://doi.org/10.3367/UFNr.2016.12.038018>
- Zhang X., Li J., Xiao J., Pi J., He G., Chen L., Zeng Y., Jiang J. Effects of Si addition on structure and mechanical properties of TiAlSiCN coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2019, vol. 362, pp. 21–26. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.01.056>
- Pandey K. M., Chaurasiya R. A review on analysis and development of solar flat plate collector. *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 2017, vol. 67, pp. 641–650. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2016.09.078>
- Guo F., Li K., Huang X., Xie Z., Gong F. Understanding the wear failure mechanism of TiAlSiCN nanocomposite coating at evaluated temperatures. *Tribology International*, 2021, vol. 154, pp. 106716. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106716>
- Golizadeh M., Kuptsov K. A., Shvyndina N. V., Shtansky D. V. Multilayer SiBCN/TiAlSiCN and AlO_x/TiAlSiCN coatings with high thermal stability and oxidation resistance. *Surface and Coatings Technology*, 2017, vol. 319, pp. 277–285. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.04.016>
- Kuptsov K. A., Kiryukhantsev-Korneev Ph. V., Sheveyko A. N., Shtansky D. V. Structural transformations in TiAlSiCN coatings in the temperature range 900–1600 °C. *Acta Materialia*, 2015, vol. 83, pp. 408–418. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.10.007>

19. Jyothi J., Soum-Glaude A., Nagaraja H. S., Barshilia H. C. Measurement of high temperature emissivity and photothermal conversion efficiency of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO spectrally selective coating. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2017, vol. 171, pp. 123–130. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2017.06.057>
20. Komarov F. F., Pil'ko V. V., Klimovich I. M. Influence of Conditions Employed in Application of Ti–Zr–Si–N Nanostructured Coatings on their Composition, Structure, and Tribomechanical Properties. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2015, vol. 88, no. 2, pp. 358–363. <https://doi.org/10.1007/s10891-015-1200-z>
21. Klimovich I. M., Kuleshov V. N., Zaikov V. A., Burmakov A. P., Komarov F. F., Ludchik O. R. Gas flow control system in reactive magnetron sputtering technology. *Pribory i metody izmerenii = Devices and methods of measurements*, 2015, vol. 6, no. 2, pp. 139–147 (in Russian).
22. Konstantinov S. V., Komarov F. F., Chizhov I. V., Zaikov V. A. Structural-phase states and micromechanical properties of nanostructured tialcun coatings TiAlCuN. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2023, vol. 67, no. 2, pp. 101–110 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2023-67-2-101-110>
23. Oliver W. C., Pharr G. M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of Materials Research*, 2004, vol. 19, no. 1, pp. 3–20. <https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3>
24. Konstantinov S. V., Komarov F. F. 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, vol. 136, no. 2, pp. 303–309. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.136.303>
25. Samsonov G. V., Vinitsky I. M. *Refractory Compounds*. 2nd ed. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 560 p. (in Russian).
26. Komarov F. F., Konstantinov S. V., Strel'nitskiy V. E. Radiation resistance of nanostructured TiN, TiAlN, TiAlYN coatings. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2014, vol. 58, no. 6, pp. 22–27 (in Russian). <https://doi.org/10.1134/S106378421605011X>
27. Jyothi J. A., Biswas P. Sarkar Optical properties of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO tandem absorber coatings by phase-modulated spectroscopic ellipsometry. *Applied Physics A*, 2017, vol. 123, no. 7, pp. 496. <https://doi.org/10.1007/s00339-017-1103-2>
28. Konstantinov S. V., Wendler E., Komarov F. F., Zaikov V. A. Radiation tolerance of nanostructured TiAlN coatings under Ar⁺ ion irradiation. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 386, pp. 125493. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125493>
29. Leyland A., Matthews A. Design criteria for wear-resistant nanostructured and glassy-metal coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2004, vol. 177–178, pp. 317–324. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.09.011>
30. Musil J. Hard nanocomposite coatings: Thermal stability, oxidation resistance and toughness. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 207, pp. 50–65. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.05.073>
31. Konstantinov S. V., Komarov F. F., Chizhov I. V., Zaikov V. A. Structure and mechanical properties of nanostructured nitride and carbonitride coatings TiAlCuN, TiAlCuCN. *Poroshkovaya metallurgiya: inzheneriya poverkhnosti, novye kompozitsionnye materialy, svarka: sbornik dokladov 13-go Mezhdunarodnogo simpoziuma (Minsk, 5–7 aprelya 2023 g.)*. Y. 2 [Powder metallurgy: Surface Engineering, New Powder Composite materials. Welding. Collection of reports of the 13th International Symposium (Minsk, April 5–7, 2023). Vol. 2]. Minsk, 2023, pp. 283–290 (in Russian).

Информация об авторах

Константинов Станислав Валерьевич – кандидат физико-математических наук, доцент, старший научный сотрудник лаборатории элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: svkonstantinov@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0002-4489-8751>

Комаров Фадей Фадеевич – академик Национальной академии наук Беларуси, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией элионики, Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, Минск, 220045, Республика Беларусь). E-mail: komarovF@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>

Чижов Игорь Викторович – аспирант, Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: igorchizhovwork@gmail.com. <https://orcid.org/0000-0002-4455-2128>

Зайков Валерий Александрович – старший научный сотрудник кафедры физической электроники и нанотехнологий, Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: zaikov@bsu.by

Information about the authors

Stanislav V. Konstantinov – Ph. D. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Senior Researcher of the Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus) E-mail: svkonstantinov@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0002-4489-8751>

Fadei F. Komarov – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Dr. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Elionics Laboratory, A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus) E-mail: komarovF@bsu.by. <https://orcid.org/0000-0001-8292-8942>

Igor V. Chizhov – Postgraduate Student, Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: igorchizhovwork@gmail.com. <https://orcid.org/0000-0002-4455-2128>

Valery A. Zaikov – Senior Researcher at the Department of Physical Electronics and Nanotechnologies, Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: zaikov@bsu.by