

ISSN 1561-8323 (Print)
ISSN 2524-2431 (Online)

УДК 539.216.2

<https://doi.org/10.29235/1561-8323-2018-62-4-415-422>

Поступило в редакцию 23.07.2018

Received 23.07.2018

И. М. Климович¹, член-корреспондент Ф. Ф. Комаров², В. А. Зайков¹

¹Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь

²Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко
Белорусского государственного университета, Минск, Республика Беларусь

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА ПОДЛОЖЕК И ПОТЕНЦИАЛА СМЕЩЕНИЯ НА ОПТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Ti–Al–C–N ПОКРЫТИЙ

Аннотация. Покрытия Ti–Al–C–N формировались методом реактивного магнетронного осаждения при различных температурах нагрева T_s (220, 340 и 440 °C) и потенциалах смещения U_{cm} (–90, –150 и –200 В) на подложке. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии установлено, что повышение U_{cm} приводит к увеличению атомарной концентрации аргона и соотношения (Al + Ti) / (Ti + N) и уменьшению концентрации кислорода в составе покрытий Ti–Al–C–N, а повышение T_s способствует уменьшению фоновой концентрации кислорода. С помощью растровой электронной микроскопии зафиксирована смена типа структуры покрытий (столбчатая, зернистая и смешанная столбчато-зернистая) при изменении T_s и U_{cm} . Электрофизические измерения показали изменение удельных сопротивлений пленок в пределах от 1982 до 3169 мкОм · см при изменении технологических условий осаждения. При варьировании T_s и U_{cm} коэффициенты солнечного поглощения α_s менялись в пределах от 0,24 до 0,54, излучения – от 0,33 до 0,52, и соотношения α_s / ε – от 0,60 до 1,44. Полученные результаты свидетельствуют о возможности варьирования электрофизических и оптических характеристик пленок Ti–Al–C–N путем выбора оптимальных условий их формирования – температуры нагрева подложки и потенциала смещения.

Ключевые слова: реактивное магнетронное осаждение, Ti–Al–C–N, растровая электронная микроскопия, удельное сопротивление, коэффициент солнечного поглощения, коэффициент излучения

Для цитирования. Климович, И. М. Влияние температуры нагрева подложек и потенциала смещения на оптические характеристики Ti–Al–C–N покрытий / И. М. Климович, Ф. Ф. Комаров, В. А. Зайков // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2018. – Т. 62, № 4. – С. 415–422. <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2018-62-4-415-422>

Iryna M. Klimovich¹, Corresponding Member Fadei F. Komarov¹, Valery A. Zaikov¹

¹Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus

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

INFLUENCE OF SUBSTRATE HEATING AND BIAS POTENTIAL ON THE Ti–Al–C–N COATINGS OPTICAL CHARACTERISTICS

Abstract. Ti–Al–C–N coatings were produced by reactive magnetron deposition at different substrate temperatures T_s (220, 340 and 440 °C) and bias voltages U_{bias} (–90, –150 and –200 V). Using the energy dispersive X-ray spectroscopy method, it was found that the increase of the bias voltage led to a growth of argon atomic concentration and the (Al + Ti) / (Ti + N) ratio and to a decrease of the trace oxygen concentration in Ti–Al–C–N coatings. The growth of T_s promoted a decrease in the oxygen concentration. By means of scanning electron microscopy, a change in the type of the microstructure (columnar, granular and mixed columnar-granular) of coatings by varying T_s and U_{bias} was found. Electrophysical measurements showed the change of the film resistivity (1982–3169 $\mu\Omega \cdot cm$) when the deposition conditions were varied. The solar absorptance α_s was varied from 0.24 to 0.54, the emittance ε was varied from 0.33 to 0.52, and the α_s / ε ratio was varied from 0.60 to 1.44 by changing T_s and U_{bias} . The obtained results indicate the opportunity to vary the Ti–Al–C–N films electrophysical and optical characteristics by choosing optimal substrate heating temperature and bias voltage.

Keywords: reactive magnetron sputtering, Ti–Al–C–N, scanning electron microscopy, sheet electroresistance, solar absorptance coefficient, emittance

For citation: Klimovich I. M., Komarov F. F., Zaikov V. A. Influence of substrate heating and bias potential on the Ti–Al–C–N coatings optical characteristics. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2018, vol. 62, no. 4, pp. 415–422 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8323-2018-62-4-415-422>

Введение. Одним из перспективных направлений использования наноструктурных покрытий является разработка термических преобразователей энергии, работа которых основана на интенсивном поглощении солнечного излучения. Помимо альтернативной энергетики, суще-

ствует другая важная задача – термический контроль спутников и автономных систем для защиты внутренней электроники от перегрева солнечным излучением. Данная задача усложняется тем, что проводимость и конвекция за пределами атмосферы Земли отсутствуют и нагрев определяется только излучательным обменом. Для пико-, нано- и микроспутников хорошим инженерным решением проблемы температурного контроля является нанесение на их поверхность оптически селективных покрытий [1], важным и неоспоримым преимуществом которых, помимо оптических и механических свойств, является их небольшая масса.

При этом следует учитывать, что условия космоса определяют жесткие требования к характеристикам поверхности космического оборудования:

1) поверхность должна быть проводящей во избежание локального скопления заряда, вызванного столкновением с заряженными частицами и способного повредить внутреннюю электронику ($R_{\square} \leq 250 \text{ k}\Omega/\square$);

2) поверхность должна выдерживать агрессивную космическую среду (в космосе материалы подвержены бомбардировке ударными частицами льда и пыли), иметь высокую ударную стойкость и химическую стабильность.

Основное требование к функциональным материалам для температурного контроля состоит в способности переизлучать поглощенную тепловую энергию от солнца и от внутренней электроники. Это означает, что материал должен иметь высокий коэффициент термического излучения в ИК диапазоне, что исключает использование для этих целей массивных металлов [2].

Пленки на основе TiN хорошо удовлетворяют всем необходимым условиям для температурного контроля в условиях космоса и являются перспективными кандидатами на роль покрытий для температурного контроля [3]. В свою очередь Ti–Al–N пленки обладают набором характеристик, необходимых как для термических преобразователей солнечной энергии, так и для температурного контроля: температурной стабильностью, механической прочностью и поглощательной способностью, которая в значительной степени зависит от элементного состава [3–5].

Цель исследования – определение зависимости структурных особенностей, электрофизических и оптических характеристик покрытий Ti–Al–C–N, сформированных методом реактивного магнетронного осаждения, от технологических условий их изготовления – температуры нагрева и потенциала смещения на подложке.

Материалы и методы исследования. Перед напылением покрытий производилась ионная очистка поверхности подложек с помощью ионного источника «Радикал». Режим работы ионного источника задавался следующими параметрами: давление аргона $P = 6,0 \cdot 10^{-2}$ Па; ток разряда $I = 20$ мА; напряжение разряда $U = 2,4$ кВ; время очистки $t = 5$ мин. Выбор параметров разряда и времени очистки обусловлен стабильным горением разряда и высокой скоростью очистки.

При осаждении покрытий использовались газы аргон (Ar), азот (N_2) и ацетилен (C_2H_2). Для контроля расхода азота использовалась зависимость характеристик спектра оптического излучения разряда от содержания азота в вакуумной камере. Количество углерода в составе покрытий контролировалось соотношением парциальных давлений реактивных газов N_2 / C_2H_2 , которое задавалось в пропорции 1 / 1.

В настоящей работе использовался одноканальный алгоритм контроля расхода газов, который сводится к регистрации и поддержанию на заданном уровне интенсивности одного контрольного спектрального элемента. В качестве параметра контроля использовалась линия титана TiI 506,5 нм.

Используемая система контроля расхода газов позволяет поддерживать постоянное соотношение потоков распыленных атомов металла мишени и потока реактивного газа на подложку при постоянном рабочем давлении и постоянных параметрах на источнике питания. Такой способ управления и контроля процессом реактивного магнетронного осаждения дает возможность стационарно поддерживать неравновесное состояние процесса, обеспечивать равномерность распределения элементов по глубине и повышать воспроизводимость процесса формирования покрытий по составу и толщине [6; 7].

Процесс распыления проводили с использованием мозаичной мишени на основе титана марки ВТ1-00 (ГОСТ 19807–91) диаметром 110 мм с восьмью цилиндрическими вставками диаме-

тром 8 мм из алюминиевого сплава АК1.0 (ТУ ВУ 100185302.098–2015), расположенными равномерно по среднему диаметру зоны эрозии (66 мм).

Для осаждения покрытий Ti–Al–C–N были выбраны следующие режимы реактивного магнетронного нанесения: давление $P = 7,0 \cdot 10^{-2}$ Па; горение магнетронного разряда в режиме постоянного тока; напряжение на источнике питания $U = 370–470$ В; ток разряда $I = 1,5$ А. Для определения влияния потенциала смещения $U_{см}$ и температуры подложки T_s на структуру и свойства покрытий выбиралось три значения $U_{см}$ (–90, –150 и –200 В) и три значения T_s (220, 340 и 440 °С). Время напыления Ti–Al–C–N покрытий равнялось 20 мин. Подслои TiAl и TiAlN осаждали для улучшения адгезии пленок к подложке в течение 1 мин каждый.

Микроструктуру исследуемых покрытий на кремниевых подложках изучали методом расстровой электронной микроскопии (РЭМ) с помощью электронного микроскопа Hitachi S-4800. Микроскоп оснащен энерго-дисперсионным спектрометром, который позволяет определять элементный состав исследуемых покрытий методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДРС). Толщину покрытий h измеряли с помощью РЭМ на сколах образцов.

Поверхностное сопротивление R_{\square} покрытий Ti–Al–C–N на подложках из окисленного кремния измерялось четырехзондовым методом на приборе ИУС-3. Удельное сопротивление $R_{уд}$ пленок рассчитывалось путем перемножения R_{\square} и толщины пленки h .

Спектры отражения и пропускания Ti–Al–C–N покрытий на подложках из натриево-кальциевого стекла в диапазоне 360–1000 нм изучались с помощью системы спектрофотометрического контроля на базе малогабаритного монохроматора S-100. Диаметр измерительного пятна составлял 10 мм. В диапазоне 1000–1300 нм спектры отражения измерялись на спектрофотометре Photon RT под углом падения излучения 8 градусов от нормали. Измерительное пятно имело размеры 6×1 мм². Для измерения спектров отражения от покрытий в диапазоне 1,3–25 мкм использовался ИК фурье-спектрометр Vertex 70 с приставкой Pike. Падение света осуществлялось по нормали с фокусировкой измерительного пятна с размером 10×10 мм².

Сформированные покрытия Ti–Al–C–N являются непрозрачными из-за достаточно большой толщины покрытий (более 0,9 мкм), поэтому коэффициент пропускания не оказывал влияния на расчет спектров поглощения. Так как пропускание $T(\lambda) = 0$, соотношение между отражением $R(\lambda)$, излучением $\varepsilon(\lambda)$ и поглощением $A(\lambda)$ можно задать с помощью закона Кирхгофа:

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

Уменьшение значения $A(\lambda)$ существенно для углов выше 70°, с уменьшением итогового поглощения менее чем на 4 % [8], поэтому поглощение при нормальном угле падения излучения может рассматриваться в качестве приближения.

Коэффициенты солнечного поглощения α_s и коэффициенты излучения $\varepsilon(T)$ для покрытий Ti–Al–N и Ti–Al–C–N рассчитывались согласно теории [9] по формулам

$$\alpha_s = \frac{1}{S} \int_0^{\infty} A(\lambda) P_{\lambda}^i d\lambda, \tag{1}$$

$$\varepsilon = \frac{\int_0^{\infty} \varepsilon(\lambda) P_{\lambda}^{bb}(T) d\lambda}{\int_0^{\infty} P_{\lambda}^{bb}(T) d\lambda}, \tag{2}$$

где P_{λ}^i – спектральная плотность мощности падающего солнечного излучения; $P_{\lambda}^{bb}(T)$ – спектральная плотность мощности излучения абсолютно черного тела (формула Планка); $A(\lambda)$ – спектральный коэффициент поглощения; $\varepsilon(\lambda)$ – спектральный коэффициент излучения; λ – длина волны падающего излучения; S – солнечная постоянная (1360 Вт/м²).

Для расчетов α_s по (1) использовали спектр излучения солнца за пределами атмосферы (АМ0), характеризующийся наибольшей плотностью мощности. Для вычисления $P_{\lambda}^{bb}(T)$ выбрали значение $T = 23$ °С (или 296,15 К).

Результаты и их обсуждение. Элементный состав сформированных покрытий Ti–Al–C–N, определенный методом ЭДРС, представлен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Элементный состав покрытий Ti–Al–C–N, сформированных в различных режимах осаждения
T a b l e 1. The elemental composition of Ti–Al–C–N coatings produced at different deposition parameters

$U_{\text{см}}, \text{В}$	–90			–150			–200		
$T, \text{°C}$	220	340	440	220	340	440	220	340	440
№ образца	1	2	3	4	5	6	7	8	9
C, ат. %	10,42	7,31	14,67	10,79	12,16	6,29	8,94	6,47	8,16
N, ат. %	18,56	22,62	27,11	21,36	23,49	26,05	18,82	22,48	20,27
O, ат. %	4,02	4,38	2,85	3,85	3,79	1,16	1,49	1,15	1,24
Mg, ат. %	0,10	0,07	0,11	0,05	0,05	0,19	0,12	0,18	0,13
Al, ат. %	17,94	16,55	14,84	14,25	13,82	15,87	15,19	15,85	14,16
Si, ат. %	0,30	3,45	5,31	6,94	4,94	0,33	1,66	0,66	2,48
Ti, ат. %	47,39	44,43	34,33	40,93	39,99	49,19	51,12	51,61	52,09
Cu, ат. %	0,31	0,35	0,28	0,27	0,23	0,21	0,22	0,25	0,24
Ni, ат. %	0,14	0,15	0,09	0,11	0,11	–	–	–	–
Zr, ат. %	0,12	0,15	0,13	0,16	0,15	–	–	–	–
Fe, ат. %	0,23	0,19	0,13	0,16	0,15	–	–	–	–
Ag, ат. %	0,48	0,34	0,16	1,12	1,11	0,76	1,44	1,36	1,23
Al / Ti	0,38	0,37	0,43	0,35	0,35	0,32	0,30	0,31	0,27
(Al + Ti) / (C + N)	2,25	2,04	1,18	1,72	1,51	2,01	2,39	2,33	2,33

Из данных табл. 1 видно, что атомная концентрация Al в пленках не превышает 18 ат. %, а усредненное значение соотношения Al / Ti в пленках составляет 0,34. Соотношение металлических компонент к неметаллическим (Al + Ti) / (C + N) находится в диапазоне от 1,18 до 2,39.

В составе пленок Ti–Al–C–N присутствуют примесные элементы алюминиевого сплава АК1.0, используемого в качестве алюминиевых вставок в мишени. Также во всех исследуемых образцах пленок зафиксировано присутствие аргона, что может быть связано с имплантацией ионов аргона в растущую пленку, и кислорода, который может негативно влиять на микроструктуру и механические характеристики покрытий [10].

Следует отметить, что увеличение температуры нагрева подложки приводит к уменьшению содержания кислорода в покрытии (табл. 1). Заметного влияния нагрева подложки во время осаждения от 220 до 440 °C на концентрацию остальных компонент пленок Ti–Al–C–N не обнаружено. С увеличением $U_{\text{см}}$ от –90 до –200 В можно наблюдать следующие тенденции:

количество кислорода уменьшается в 2–4 раза, что может быть связано с особенностями микроструктуры формируемых пленок – чем более рыхлая поверхность у пленки, тем быстрее проходит процесс окисления [11];

атомарное содержание Ag в покрытиях увеличивается, так как с ростом $U_{\text{см}}$ энергия падающих на осаждаемую поверхность ионов растет и вероятность их имплантации в материал повышается [12];

увеличивается соотношение (Al + Ti) / (Ti + N), что можно объяснить процессом селективного распыления при повышении энергии падающих ионов.

На рис. 1 изображены результаты РЭМ сколов покрытий Ti–Al–C–N, сформированных в различных технологических режимах.

На сколах образцов, сформированных при $T_s = 220 \text{ °C}$ и $T_s = 340 \text{ °C}$, видны следы излома покрытий. Образец 3, сформированный при $U_{\text{см}} = -90 \text{ В}$ и $T_s = 440 \text{ °C}$, имеет столбчатую структуру. В образцах 1, 6 и 7 структура по мере роста толщины слоя переходит от зернистой к столбчатой. Для остальных пленок характерна мелкозернистая структура. Исследуемые пленки являются сплошными, без видимых пустот между элементами структуры.

Рассчитанные из изображений РЭМ результаты измерения скоростей осаждения a_D , толщин h , а также результаты определения поверхностного R_{\square} и расчета удельного сопротивления $R_{\text{уд}}$ для Ti–Al–C–N покрытий представлены в табл. 2.

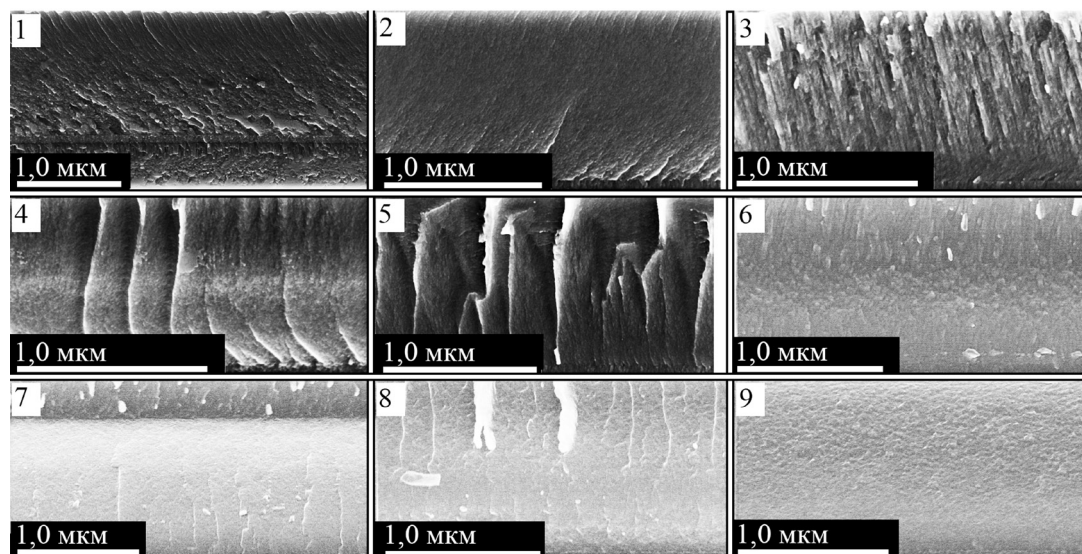


Рис. 1. РЭМ-изображения покрытий Ti–Al–C–N на сколах (цифрами указаны номера образцов из табл. 1)
 Fig. 1. SEM images of cross-section Ti–Al–C–N coatings (numbers indicate the samples numbers from table 1)

Т а б л и ц а 2. Параметры a_D , h , R_{\square} и $R_{уд}$ для покрытий Ti–Al–C–N, сформированных в режимах с различными $U_{см}$ и T_s

Table 2. The parameters a_D , h , R_{\square} , and $R_{уд}$ of Ti–Al–C–N coatings deposited at different bias voltages and substrate temperatures

Параметр	Номер образца								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
a_D , нм/мин	85,09	56,68	50,59	45,00	56,68	58,18	68,05	54,09	54,55
h , нм	1872	1247	1113	990	1247	1280	1497	1190	1200
R_{\square} , Ом/□	1,07	1,63	1,83	2,00	2,47	2,48	2,01	2,01	2,13
$R_{уд}$, мкОм · см	2000	2038	2042	1982	3079	3169	3008	2389	2557

Все сформированные покрытия Ti–Al–C–N имеют невысокие значения поверхностных и удельных электросопротивлений и являются хорошо проводящими. Из табл. 2 видно, что нагрев подложек во время осаждения от 220 до 440 °C приводит к росту R_{\square} . Прямой зависимости между режимами осаждения (T_s и $U_{см}$) и значениями $R_{уд}$ не обнаружено, однако с изменением технологических условий осаждения значения $R_{уд}$ варьировались от 1982 до 3169 мкОм · см.

Известно, что помимо элементного состава важными параметрами, влияющими на значение $R_{уд}$ являются фазовый состав и кристаллическая структура материала. Например, в [13] было показано, что увеличение доли AlN в составе $Ti_{1-x}Al_xN$ приводит к линейному росту сопротивления от 84 до 300 мкОм · см при $0 \leq x \leq 0,4$ и однофазном составе пленки (ГЦК (Ti, Al)N) и к повышению сопротивления до $8 \cdot 10^7$ мкОм · см при $0,4 \leq x \leq 0,86$ и двухфазном составе пленки $Ti_{1-x}Al_xN$ (ГЦК TiN и AlN типа вюрцит).

Учитывая влияние выбора технологического режима осаждения на структуру и фазовый состав покрытий, можно сделать вывод о зависимости значения сопротивлений покрытий от технологических условий их формирования. В [14] нагрев подложки во время процесса осаждения до 400 °C привел к уменьшению значения $R_{уд}$ покрытий Ti–Al–N, что объяснялось большей подвижностью атомов и, как следствие, к встраиванию атомов в кристаллическую решетку в специальные позиции таким образом, что носители заряда могут легко перемещаться между атомами. И наоборот, в [15] увеличение T_s приводило к росту удельного сопротивления пленок TiAlN, также как и их последующий отжиг, что авторы связывают с лучшей кристаллическостью пленок, осажденных при более низкой температуре.

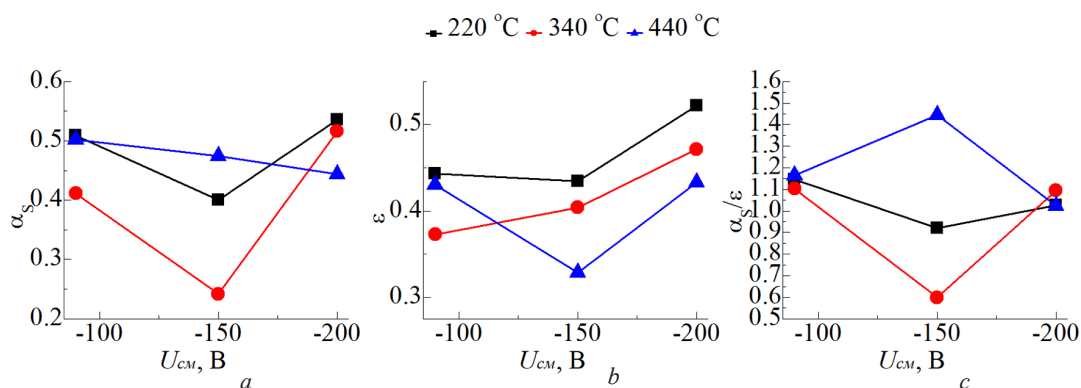


Рис. 2. Оптические характеристики Ti–Al–C–N покрытий в зависимости от T_s и U_{cm} : *a* – коэффициенты солнечного поглощения α_s , рассчитанные по (1); *b* – коэффициенты излучения ϵ , рассчитанные по (2); *c* – соотношения α_s / ϵ
 Fig. 2. Ti–Al–C–N coatings optical characteristics versus T_s and U_{bias} : *a* – the solar absorptance α_s , calculated by the formula (1); *b* – the emittance ϵ , calculated by the formula (2); *c* – the ratio α_s / ϵ

На рис. 2 представлены результаты расчета коэффициентов солнечного поглощения α_s , коэффициентов излучения ϵ и соотношения α_s / ϵ .

Пленки Ti–Al–C–N, сформированные при температурах $T_s = 220$ °C и $T_s = 340$ °C, показали схожие зависимости α_s и ϵ от потенциала смещения: снижение значений α_s при увеличении U_{cm} от –90 до –150 В и дальнейший рост α_s при повышении U_{cm} до –200 В, а также увеличение коэффициентов излучения ϵ покрытий при росте U_{cm} от –90 до –200 В.

Для покрытий, сформированных при $T_s = 440$ °C, зависимости α_s и ϵ от U_{cm} имели другой вид: при росте U_{cm} от –90 до –200 В происходило незначительное снижение коэффициента α_s , а также снижение коэффициента излучения при увеличении U_{cm} от –90 до –150 В и дальнейший рост ϵ при повышении U_{cm} до –200 В.

Соотношение α_s / ϵ является важным параметром для выбора покрытия в качестве селективного поглощающего либо покрытия для температурного контроля спутников, ведь чем меньше соотношение α_s / ϵ , тем более эффективным будет теплоотвод. Поэтому для использования покрытий в качестве температурного контроля необходимо, чтобы коэффициент ϵ был больше коэффициента α_s , т. е. чтобы выполнялось неравенство $\alpha_s / \epsilon < 1$. Для фототермических преобразователей желателен низкий коэффициент излучения и высокий коэффициент солнечного поглощения, в связи с чем соотношение α_s / ϵ должно иметь более высокие значения.

Из рис. 2, *c* видно, что наименьшее значение $\alpha_s / \epsilon = 0,60$ соответствует покрытию Ti–Al–C–N, сформированному при $T_s = 340$ °C и $U_{cm} = -150$ В, а наибольшее соотношение $\alpha_s / \epsilon = 1,44$ – покрытию Ti–Al–C–N, сформированному при $T_s = 440$ °C и $U_{cm} = -150$ В.

Оптические характеристики пленок обусловлены совокупностью множества факторов, основные среди которых элементный, химический и фазовый составы пленок, а также рельеф поверхности. В свою очередь состав и морфология покрытий зависят от условий их формирования. В нашем случае изменение температуры нагрева и потенциала смещения на подложке при осаждении пленок Ti–Al–C–N приводило к существенным изменениям коэффициентов солнечного поглощения α_s (от 0,24 до 0,54) и коэффициентов илучения ϵ (от 0,33 до 0,52), что говорит о возможности улучшения оптических характеристик пленок с помощью выбора оптимальных условий их формирования.

Заключение. На основании результатов проведенных исследований можно заключить, что температура подложки T_s и потенциал смещения U_{cm} оказывают существенное влияние на особенности формирования наноструктурных покрытий Ti–Al–C–N и их характеристики, в частности:

увеличение атомарной концентрации аргона и соотношения $(Al + Ti) / (Ti + N)$, а также уменьшение концентрации кислорода при повышении U_{cm} от –90 до –200 В. При повышении T_s уменьшалась концентрация кислорода, влияния T_s на концентрацию других элементов в составе не обнаружено;

исчезновение следов излома на сколах покрытий при повышении T_s до 440 °С, а также изменение типа структуры при изменении T_s и $U_{\text{см}}$;

рост R_{\square} при нагреве подложек во время осаждения от 220 до 440 °С, а также изменение $R_{\text{уд}}$ в пределах от 1982 до 3169 мкОм · см при изменении технологических условий осаждения.

Изменение коэффициента солнечного поглощения α_s от 0,24 (обр. № 5) до 0,54 (обр. № 7), излучения ε от 0,33 (обр. № 6) до 0,52 (обр. № 7) и соотношения α_s / ε от 0,60 (обр. № 5) до 1,44 (обр. № 6) при варьировании T_s и $U_{\text{см}}$.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможности варьирования характеристик пленок Ti–Al–C–N путем выбора оптимальных условий их реактивного магнетронного осаждения – температуры нагрева подложки и потенциала смещения.

Список использованных источников

1. Baturkin, V. Micro-satellites thermal control-concepts and components / V. Baturkin // *Acta Astronaut.* – 2005. – Vol. 56, N 1–2. – P. 161–170. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2004.09.003>
2. Titanium–aluminum–nitride coatings for satellite temperature control / M. Brogren [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2000. – Vol. 370, N 1–2. – P. 268–277. [https://doi.org/10.1016/s0040-6090\(00\)00914-7](https://doi.org/10.1016/s0040-6090(00)00914-7)
3. Characterization and temperature controlling property of TiAlN coatings deposited by reactive magnetron co-sputtering / J. T. Chen [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2009. – Vol. 472, N 1–2. – P. 91–96. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.04.083>
4. Selvakumar, N. Review of physical vapor deposited (PVD) spectrally selective coatings for mid- and high-temperature solar thermal applications / N. Selvakumar, H. C. Barshilia // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells.* – 2012. – Vol. 98. – P. 1–23. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.10.028>
5. Ti_xAl_yN coatings for temperature control of spacecraft / M. Brogren [et al.] // EUROPTO Conference on Advances in Optical Interference Coatings. – 1999. – Vol. 3738. – P. 493–501. <https://doi.org/10.1117/12.360120>
6. 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.
7. Бурмаков, А. П. Система управления газовым напуском для магнетронных технологий нанесения пленочных покрытий / А. П. Бурмаков, В. Н. Кулешов, А. В. Столяров // *Международный конгресс по информатике: Информационные системы и технологии.* – Минск: БГУ, 2016. – С. 771–776.
8. Eriksson, T. S. Infrared optical properties of silicon oxynitride films: Experimental data and theoretical interpretation / T. S. Eriksson, C. G. Granqvist // *J. Appl. Phys.* – 1986. – Vol. 60, N 6. – P. 2081–2091. <https://doi.org/10.1063/1.337212>
9. Veszelei, M. Optical properties and equilibrium temperatures of titanium-nitride-and graphite-coated Langmuir probes for space application / M. Veszelei, E. Veszelei // *Thin Solid Films.* – 1993. – Vol. 236, N 1–2. – P. 46–50. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(93\)90640-b](https://doi.org/10.1016/0040-6090(93)90640-b)
10. Influence of oxygen impurities on growth morphology, structure and mechanical properties of Ti–Al–N thin films / H. Riedl [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2016. – Vol. 603. – P. 39–49. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2016.01.039>
11. Ustel, F. The Influence of the Ion Bombardment Conditions on the Oxidation Behavior of Sputtered TiN Coatings / F. Ustel, P. H. Mayrhofer, C. Mitterer // *Prakt. Met.* – 2002. – Vol. 39, N 39. – P. 587–598.
12. Microstructural evolution during film growth / I. Petrov [et al.] // *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.* – 2003. – Vol. 21, N 5. – P. S117–S128. <https://doi.org/10.1116/1.1601610>
13. Crystal growth and microstructure of polycrystalline Ti_{1-x}Al_xN alloy films deposited by ultra-high-vacuum dual-target magnetron sputtering / U. Wahlström [et al.] // *Thin Solid Films.* – 1993. – Vol. 235, N 1–2. – P. 62–70. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(93\)90244-j](https://doi.org/10.1016/0040-6090(93)90244-j)
14. Effect of Al content, substrate temperature and nitrogen flow on the reactive magnetron co-sputtered nanostructure in TiAlN thin films intended for use as barrier material in DRAMs / R. Jalali [et al.] // *J. Korean Phys. Soc.* – 2015. – Vol. 66, N 6. – P. 978–983. <https://doi.org/10.3938/jkps.66.978>
15. Effects of deposition and post-annealing conditions on electrical properties and thermal stability of TiAlN films by ion beam sputter deposition / S.-Y. Lee [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2006. – Vol. 515, N 3. – P. 1069–1073. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.07.172>

References

1. Baturkin V. Micro-satellites thermal control-concepts and components. *Acta Astronautica*, 2005, vol. 56, no. 1–2, pp. 161–170. <https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2004.09.003>
2. Brogren M., Harding G. L., Karmhag R., Ribbing C. G., Niklasson G. A., Stenmark L., Titanium–aluminum–nitride coatings for satellite temperature control. *Thin Solid Films*, 2000, vol. 370, no. 1–2, pp. 268–277. [https://doi.org/10.1016/s0040-6090\(00\)00914-7](https://doi.org/10.1016/s0040-6090(00)00914-7)
3. Chen J. T., Wang J., Zhang F., Zhang G. A., Fan X. Y., Wu Z. G., Yan P. X. Characterization and temperature controlling property of TiAlN coatings deposited by reactive magnetron co-sputtering. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 472, no. 1–2, pp. 91–96. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.04.083>
4. Selvakumar N., Barshilia H. C. Review of physical vapor deposited (PVD) spectrally selective coatings for mid- and high-temperature solar thermal applications. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 2012, vol. 98, pp. 1–23. <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2011.10.028>

5. Brogren M., Harding G. L., Karmhag R., Niklasson G. A., Ribbing C.-G., Stenmark L. Ti_xAl_yN coatings for temperature control of spacecraft. *EUROPTO Conference on Advances in Optical Interference Coatings*, 1999, vol. 3738, pp. 493–501. <https://doi.org/10.1117/12.360120>

6. 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).

7. Burmakov A. P., Kuleshov V. N., Stolyarov A. V. Gas flow control system for magnetron film deposition technologies. *Mezhdunarodnyi kongress po informatike: Informatsionnye sistemy i tekhnologii [International Congress on Computer Science: Information Systems and Technologies]*. Minsk, Belarusian State University, 2016, pp. 771–776 (in Russian).

8. Eriksson T. S., Granqvist C. G. Infrared optical properties of silicon oxynitride films: Experimental data and theoretical interpretation. *Journal of Applied Physics*, 1986, vol. 60, no. 6, P. 2081–2091. <https://doi.org/10.1063/1.337212>

9. Veszelei M., Veszelei E. Optical properties and equilibrium temperatures of titanium-nitride-and graphite-coated Langmuir probes for space application. *Thin Solid Films*, 1993, vol. 236, no. 1–2, pp. 46–50. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(93\)90640-b](https://doi.org/10.1016/0040-6090(93)90640-b)

10. Riedl H., Koller C. M., Munnik F., Hutter H., Mendez M. F., Rachbauer R., Kolozsvári S., Bartosik M., Mayrhofer P. H. Influence of oxygen impurities on growth morphology, structure and mechanical properties of Ti–Al–N thin films. *Thin Solid Films*, 2016, vol. 603, pp. 39–49. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2016.01.039>

11. Ustel F., Mayrhofer P. H., Mitterer C. The Influence of the Ion Bombardment Conditions on the Oxidation Behavior of Sputtered TiN Coatings. *Praktische Metallographie = Practical Metallography*, 2002, vol. 39, no. 11, pp. 587–598.

12. Petrov I., Barna P. B., Hultman L., Greene J. E. Microstructural evolution during film growth. *Journal of Vacuum Science & Technology A: Vacuum, Surfaces, and Films*, 2003, vol. 21, no. 5, pp. S117–S128. <https://doi.org/10.1116/1.1601610>

13. Wahlström U., Hultman L., Sundgren J.-E., Adibi F., Petrov I., Greene J. E. Crystal growth and microstructure of polycrystalline $Ti_{1-x}Al_xN$ alloy films deposited by ultra-high-vacuum dual-target magnetron sputtering. *Thin Solid Films*, 1993, vol. 235, no. 1–2, pp. 62–70. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(93\)90244-j](https://doi.org/10.1016/0040-6090(93)90244-j)

14. Jalali R., Parhizkar M., Bidadi H., Naghshara H., Hosseini S. R., Jafari M. Effect of Al content, substrate temperature and nitrogen flow on the reactive magnetron co-sputtered nanostructure in TiAlN thin films intended for use as barrier material in DRAMs. *Journal of the Korean Physical Society*, 2015, vol. 66, no. 6, pp. 978–983. <https://doi.org/10.3938/jkps.66.978>

15. Lee S.-Y., Wang S.-C., Chen J.-S., Huang J.-L. Effects of deposition and post-annealing conditions on electrical properties and thermal stability of TiAlN films by ion beam sputter deposition. *Thin Solid Films*, 2006, vol. 515, no. 3, pp. 1069–1073. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.07.172>

Информация об авторах

Климович Ирина Михайловна – аспирант. Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: imklimovich@gmail.com.

Комаров Фадей Фадеевич – член-корреспондент, д-р физ.-мат. наук, профессор, заведующий лабораторией. Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко БГУ (ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: komarovf@bsu.by.

Зайков Валерий Александрович – ст. преподаватель. Белорусский государственный университет (пр. Независимости, 4, 220030, Минск, Республика Беларусь). E-mail: valery48@tut.by.

Information about the authors

Klimovich Iryna Mikhailovna – Postgraduate student. Belarusian State University (4, Nezavisimosti Ave., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: imklimovich@gmail.com.

Komarov Fadei Fadeevich – Corresponding Member, D. Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Laboratory. A. N. Sevchenko Institute of Applied Physics Problems (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: komarovf@bsu.by.

Zaikov Valery Aleksandrovich – Senior Lecturer. Belarusian State University (4, Nezavisimosti Ave., 220030, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: valery48@tut.by.