

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti–Al–B–N, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ В ВАКУУМЕ

¹Мартинкевич Я.Ю., ¹Латушкина С.Д., ²Лученок А.Р.,
¹Посылкина О.И., ¹Романов И.М., ¹Тявловская Е.А.

¹Физико-технический институт НАН Беларуси,
²Обособленное хозрасчетное подразделение НИИ импульсных
процессов с опытным производством Государственного научного
учреждения институт порошковой металлургии
г. Минск, Республика Беларусь

Исследованы особенности фазо- и структурообразования покрытий на основе системы (Ti,Al,B)N, а также влияние парциального давления азота на микротвердость и термостойкость данных покрытий. Установлено, что в сравнении с покрытиями системы (Ti,Al)N дополнительное введение в состав мишени соединения бора TiB₂ увеличивает термостойкость покрытий при нагреве в окислительной среде вплоть до температуры 800 °С при сохранении значений микротвердости.

Ключевые слова: магнетронное распыление, многокомпонентные покрытия

THE FEATURES OF STRUCTURE FORMATION OF Ti–Al–B–N MULTICOMPONENT COATINGS OBTAINED BY MAGNETRON SPUTTERING IN VACUUM

¹Martinkevich J.Y., ¹Latushkina S.D., ²Luchenok A.R.,
¹Posylkina O.I., ¹Romanov I.M., ¹Tyavlovskaya E.A.

¹Physical-technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus
²Standalone Commercial Unit “Research Institute of impulse process with
pilot production” of the State Scientific Institute of Powder Metallurgy
Minsk, Republic of Belarus

The features of phase and structure formation of coatings based on the system (Ti, Al, B)N and the influence of the technological deposition parameters on the microhardness and thermal stability of these coatings are investigated. It has been found that in comparison with the coatings (Ti, Al)N the addition of a TiB₂ boron compound to the target composition increases the thermal stability of the coatings when heated in an oxidizing environment up to a temperature of 800 °C while maintaining the microhardness.

Keywords: magnetron sputtering, multicomponent coatings

E-mail: phti@tut.by

Введение

Физическое осаждение износостойких покрытий в вакууме является наиболее распространенным процессом упрочнения режущего инструмента, штампов для прессования и прочей технологической оснастки. На практике такие покрытия чаще всего осаждают в вакууме 10^{-3} Па посредством дугового или магнетронного распыления, соответственно, катодов или мишеней, изготовленных из титана или его двухкомпонентных соединений с различными металлами (Al, Cr, Zr) [1–3]. Данные методы позволяют наносить тонкопленочные покрытия толщиной 1–3 мкм, состоящие из нитридов, карбидов, карбонитридов титана и обладающие высокой твердостью, тепло- и износостойкостью. При этом нанесенные на инструмент покрытия позволяют снизить силу трения при резании конструкционных сталей, уменьшить коэффициенты усадки стружки и усилия резания и повысить его стойкость к износу.

При работе режущего инструмента происходит его нагрев до высоких температур. В некоторых случаях процесс обработки деталей не может быть совмещен с использованием охлаждающих жидкостей. Вместе с тем известно [1], что твердость широко распространенных микрокристаллических покрытий, таких как TiN, TiC, TiCN и TiAlN, при нагреве выше определенного порога, свойственного данному материалу, монотонно снижается при повышении температуры, что связано с процессом рекристаллизации и релаксацией напряжений. Поэтому становится актуальным вопрос применения покрытий, обладающих повышенной термостойкостью в случае работы при повышенных температурах в окислительной среде. Наиболее известное и часто используемое тонкопленочное покрытие TiN начинает терять твердость после термообработки при температуре, превышающей 500 °С. Некоторые трехкомпонентные покрытия имеют более высокий порог термической стойкости. Так, покрытия TiAlN выдерживают нагрев до 700 °С без снижения значения микротвердости [4].

Одним из вариантов увеличения термостойкости трехкомпонентных покрытий при работе при повышенных температурах в окислительной среде является их дополнительное легирование бором. Предпосылки для такого подхода следуют из того, что некоторые тугоплавкие соединения бора с переходными элементами IV–VI групп периодической системы элементов, в частности диборид титана TiB_2 , имеют высокую устойчивость при нагревании на воздухе до высоких температур [4]. Согласно [5], диборид титана TiB_2 не окисляется при нагреве до 800 °С, при 900 °С наблюдается незначительное окисление с образованием стекловидной пленки, создающей диффузионный барьер для компонентов реакции окисления и только при температуре 1000 °С существенно возрастает скорость окисления.

Известно несколько технологических вариантов получения покрытий системы (Ti,Al,B)N: совместное магнетронное распыление двух мишеней, изготовленных из химического соединения TiB_2 и сплава TiAl [6]; совместное электронно-лучевое испарение двух материалов: Ti и $TiAl_{0,68}B_{3,67}N_{2,44}$ [7]; магнетронное распыление мишени, спрессованной из смеси фаз Ti, Al и BN [8]; магнетронное распыление мишени, состоящей из смеси фаз TiB_2 , TiAl и Ti_2AlN , полученной с помощью метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [9].

Покрытия системы (Ti,Al,B)N, полученные различными методами, имеют различающийся фазовый состав и структуру, приводящие к различию в механических и других свойствах. Влияние технологических режимов магнетронного распыления на формирование данных покрытий на сегодняшний день не до конца выяснено.

В настоящей работе рассмотрены особенности фазо- и структурообразования покрытий и высокотемпературные свойства покрытий системы (Ti,Al,B)N, полученных магнетронным распылением мишеней ранее не применяемого состава на основе соединения TiN с добавками TiB_2 и Al.

1. Методика эксперимента

Формирование покрытий (Ti,Al,V)N осуществлялось в вакууме 10^{-3} Па посредством магнетронного распыления мишени, полученной прессованием смеси: TiN – 41 вес. %, TiB₂ – 23 вес. %, Al – 36 вес. %. Мишень имела размеры: диаметр 46 мм, толщина 2,5 мм. Расстояние между подложкой и мишенью составляло 40 мм. В качестве реакционного газа использовался азот, а работа магнетрона осуществлялась на постоянном токе.

Перед напылением покрытий для очистки поверхности подложек от загрязнений, активации их поверхностного слоя и адгезии покрытий проводилась обработка подложек потоком ионизированных ионов аргона, испускаемых ионным источником. В качестве ионного источника использовался аргоновый источник Холла с энергией ионов аргона 1,0 кэВ и плотностью тока на подложке 5 мА/см².

В настоящих экспериментах для осаждения покрытий использовался магнетрон с мишенью (Ti,Al,V)N. Особенностью технологии изготовления этих мишеней явилось применение детонационного метода, согласно литературным данным ранее не используемого для прессования мишеней такой системы.

Рабочие величины напряжения и тока магнетрона при распылении этой мишени составляли 380–400 В и 0,25–0,3 А соответственно. При этих электрических параметрах магнетрона скорость осаждения покрытия составляла 0,5–1 нм/сек. Подложками являлись пластины твердого сплава ВК-3М, монокристаллического кремния с ориентацией (100) и нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т.

В табл. 1 приведены значения технологических параметров для типичных процессов осаждения покрытий (Ti,Al,V)N.

Табл. 1

Технологические параметры процесса осаждения покрытий (Ti,Al,V)N

Номер процесса	Общее давление аргона и азота, Па	Парциальное давление азота, Па	Время осаждения, мин	Толщина, мкм	Ток магнетрона, А	Напряжение магнетрона, В
1–3	10^{-1}	$2 \cdot 10^{-2}$	90	3,0	0,2	380
1–4	10^{-1}	$5 \cdot 10^{-2}$	90	2,5	0,2	360
1–8	10^{-1}	$7 \cdot 10^{-2}$	90	2,0	0,2	370

Элементный анализ данных покрытий, а также количественное содержание химических элементов определялись с помощью рентгеновского микроанализа, выполненного на приставке к растровому микроскопу EDAX Genesis 200.

Для определения фазового состава покрытий образцы были исследованы с помощью рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 в Co-K α излучении. Рентгеновские дифрактограммы снимались как для свеженапыленных образцов, так и для оттоженных в воздушной атмосфере в диапазоне температур 25–900 °С.

Исследование элементного и фазового состава полученных покрытий (Ti,Al,V)N осуществлялось также с помощью метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Фотоэлектронные спектры были измерены на рентгеновском фотоэлектронном спектрометре ЭС 2402 с использованием рентгеновского излучения K α -линии Mg ($h\nu = 1253,6$ эВ). Для калибровки спектров использована линия C1s от поверхностных углеводородных загрязнений, для которой энергия связи принята равной 284,6 эВ. При идентификации фотоэлектронных спектров принималось во внимание значение энергии связи электронов остовых уровней C1s, O1s, Ti2p, Al2p, V1s и N1s.

2. Результаты

2.1 Исследование структуры, элементного и фазового состава покрытий

Как показали результаты количественного анализа содержания химических элементов, в составе покрытий, кроме основных элементов Ti, Al, B, N покрытия содержат также небольшое (2–3 at. %) количество примесей кислорода и углерода (табл. 2). Наличие примесей в составе покрытий обусловлено загрязнением порошковых компонентов исходной мишени окислами и углеводородами во время ее прессования.

Табл. 2

Состав покрытий (Ti,Al,B)N при различных значениях парциального давления азота

Элемент, at. %	Экспериментальные данные для покрытий			Расчетные данные для мишени
	P _{N₂} , Па			
	2·10 ⁻²	5·10 ⁻²	7·10 ⁻²	
Ti	18,74	18,40	19,01	27
Al	39,34	36,63	32,37	37
B	6,12	5,68	6,38	18
N	30,78	34,80	36,34	18
O	3,14	2,74	3,87	–
C	1,89	1,73	2,03	–

Как было отмечено ранее, распыляемая мишень имела состав: TiN – 41 вес. %, TiB₂ – 23 вес. %, Al – 36 вес. %. Пересчет весового (массового) соотношения компонентов мишени в атомное соотношение элементов дает: Ti – 27 at. %, Al – 37 at. %, B – 18 at. %, N – 18 at. %. Экспериментальные данные свидетельствуют о сохранении в осаждаемых покрытиях количественных пропорций между основными элементами, в сравнении с аналогичным расчетным соотношением для распыляемой мишени (табл. 2). Увеличение азота в составе покрытий связано с введением реакционного газа (азота) при осаждении покрытия. Повышение парциального давления азота в камере приводит к уменьшению количества алюминия в составе покрытий, при этом содержание титана и бора в покрытии остается тем же.

Из данных рентгеноструктурного анализа следует, что рентгеновские спектры свеженапыленных образцов покрытий не имеют ярко выраженных пиков дифракции, что свидетельствует о рентгеноаморфности покрытий и большой дисперсности их структуры (рис. 1). Такое структурное состояние покрытий сохраняется при их термообработке вплоть до температур 800 °С. Образование кристаллических фаз при этих температурах термообработки не идентифицируется. И только при температуре термообработки 900 °С на дифрактограммах наблюдаются ярко выраженные пики дифракции которые согласно данным [8] соответствуют фазам твердого раствора (Ti,Al)N и соединения TiB₂.

Вследствие наличия аморфной структуры свеженапыленных образцов, идентификация элементного и фазового состава покрытий (Ti,Al,B)N являлась затруднительной, поэтому понадобилось дальнейшее их исследование с помощью метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Фотоэлектронные спектры были получены на рентгеновском фотоэлектронном спектрометре ЭС2402 с использованием рентгеновского излучения K α -линии Mg (h ν = 1253,6 эВ). Для калибровки спектров использована линия C1s от поверхностных углеводородных загрязнений, для которой энергия связи принята равной 284,6 эВ. При идентификации фотоэлектронных спектров принималось

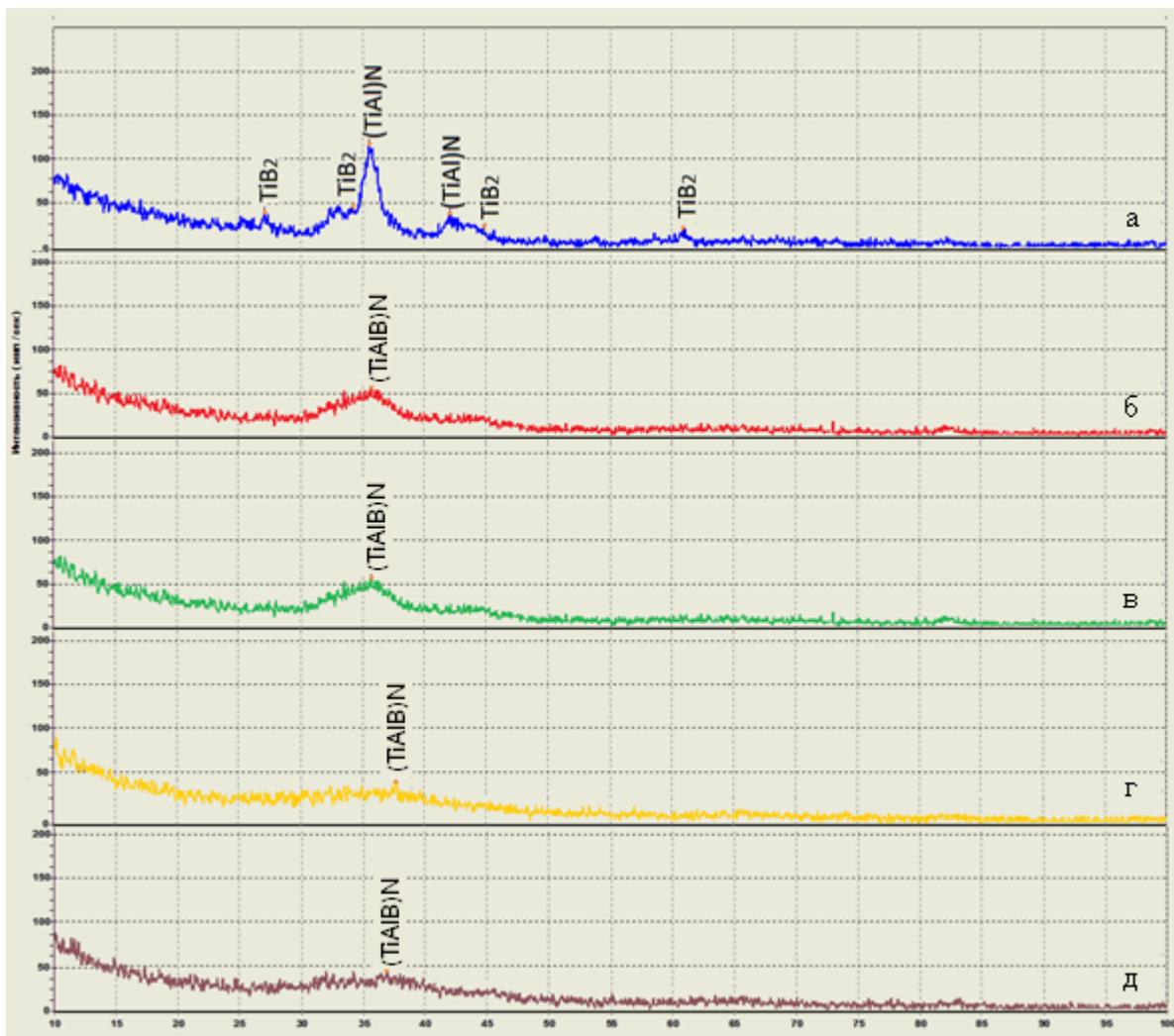


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы покрытий (Ti,Al,V)N после термообработки в течение 30 минут при различных температурах, °С:
 а – 900; б – 800; в – 700; г – 600; д – 25

во внимание значение энергии связи электронов основных уровней C1s, O1s, Ti2p, Al2p, V1s и N1s. Спектры этих уровней для образца 1–3 приведены на рис. 2, а–г, где для всех уровней кроме V1s показано также их разложение на составляющие пики.

Спектр титана сложный, содержит много пиков. Для линии 2p спектр титана дуплетный и состоит из двух линий, связанных со спин-орбитальным взаимодействием. Разложение спектра с помощью программы XPS_PEAC позволило выделить несколько возможных соединений титана. Можно предположить, что титан находится как в связи с азотом (область 455,1–455,8 эВ) так и, возможно, незначительное количество атомов титана связано с кислородом (пики в области 456,8–457 эВ). Это значение превышает $E_{св}$ для TiO и TiN, но меньше, чем для TiO₂ [11]. Также, вероятно, что часть атомов титана находится в составе более сложных соединений переменного состава с общей формулой Ti(N_xO_y). В области 453,3 эВ наблюдается также неявный пик, энергия связи которого близка энергии связи титана в TiB₂ [12]. В спектре Ti2p линии, соответствующие связям свободного титана в решетке металла, не обнаружены.

Максимум пика Al2p (73,7 эВ) и наличие в спектре азота, составляющей в области 396–397 эВ, указывают на образование нитрида алюминия. Из вида спектра Al2p в об-

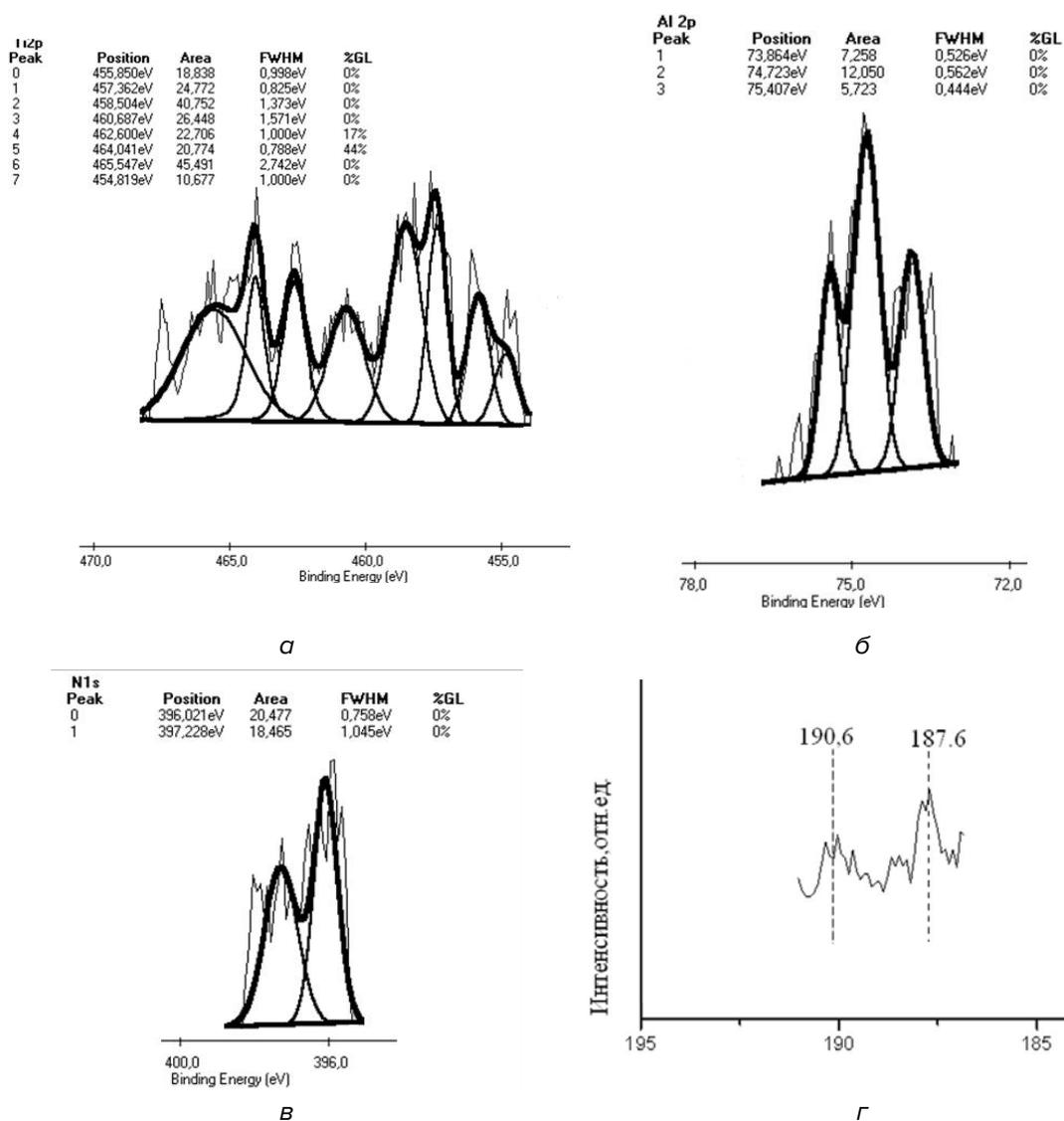


Рис. 2. Спектры образцов различных уровней:
а – Ti2p; *б* – Al2p; *в* – N1s; *г* – B1s

ласти 74,2–75,4 эВ следует, что в покрытии возможно присутствие оксидных и оксинитридных соединений алюминия. Кроме того, в спектре алюминия можно выделить пик в области меньших значений (72,5–72,7 эВ), что соответствует значению энергии связи металлического алюминия.

Спектр азота линии N1s содержит два пика. Основной пик с E_{cb} в 396 эВ, обычно присущ соединениям азота с титаном и алюминием. Для соединений TiN и AlN спектральные линии смешены друг относительно друга всего на 0,1 эВ [13]. Пик с энергией связи 397,3 эВ можно отнести к соединению бора с азотом BN.

Спектр линии B1s содержит два пика, соответствующих энергиям 187,6 и 190,6 эВ. Согласно [12] эти значения энергии связи соответствуют соединениям BN и TiB₂. Аналогичный результат был получен в работе [14] для покрытий системы Ti–Al–B–N, полученных высокочастотным магнетронным распылением мишени, спрессованной из порошков металлов Ti, Al и химического соединения BN.

Таким образом, результаты рентгеновского анализа и РФЭС покрытий системы (Ti,Al,B)N позволяют предположить, что при распылении мишени состава (TiN –

41 вес. %, TiB_2 – 23 вес. %, Al – 36 вес. %) состав покрытий может включать, во-первых, соединения $(Ti,Al)N$ в виде твердых растворов замещения титана алюминием со структурой нитрида титана TiN и решеткой ГЦК типа и, во-вторых, в дополнение к данным рентгенодифрактометрии в исследуемых покрытиях помимо соединения бора с азотом и титаном TiB_2 возможно образование соединения BN .

2.2 Исследование влияния технологических параметров осаждения на микротвердость и термостойкость покрытий на основе системы $(Ti,Al,B)N$

Свойства осаждаемых покрытий, в частности механические, трибологические свойства, стойкость по отношению к действию различных сред, существенно зависят от многих технологических факторов. В рамках этой работы был проведен цикл исследований на установление степени влияния технологических параметров осаждения на микротвердость и термостойкость покрытий на основе системы $(Ti,Al,B)N$, выбор оптимального сочетания этих параметров.

Как показали результаты исследований, значение микротвердости полученных покрытий $(Ti,Al,B)N$ зависит от величины парциального давления азота в камере (рис. 3).

При давлениях азота $P_{N_2} < 10^{-2}$ Па молекул азота недостаточно для образования нитрида из всех атомов свободного алюминия, распыляемых мишенью. В этом случае покрытия имеют невысокую микротвердость из-за наличия несвязанного алюминия. Аналогично, избыток азота, присутствующий в камере при $P_{N_2} > 8 \cdot 10^{-2}$ Па, может приводить к образованию в покрытиях сверхстехиометрических нитридных форм, снижающих микротвердость. Оптимальным значением парциального давления азота является диапазон $(2-5) \cdot 10^{-2}$ Па, микротвердость при этом достигает значения 30 ГПа.

Способность функционирования покрытий при повышенной температуре в окислительной среде оценивалась по изменению их микротвердости в результате нагрева на воздухе в диапазоне температур 400–1000 °С в течение часа. После охлаждения образцов производилось измерение микротвердости и сравнение с исходным значением до нагрева.

Обнаружено, что для исследованных покрытий системы $(Ti,Al,B)N$ уменьшение микротвердости начинается после нагрева выше температуры 800 °С (рис. 4). Аналогичный факт для покрытий системы $(Ti,Al)N$, не содержащих в составе соединений бора, наблюдается после термообработки при температуре, превышающей 700 °С [2].

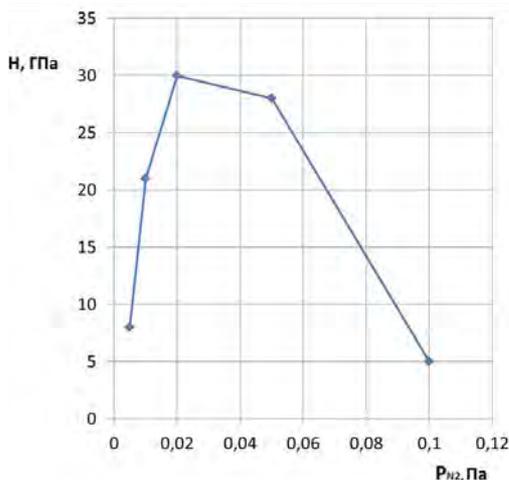


Рис. 3. Зависимость микротвердости H покрытий $(Ti,Al,B)N$ от парциального давления азота P_{N_2}

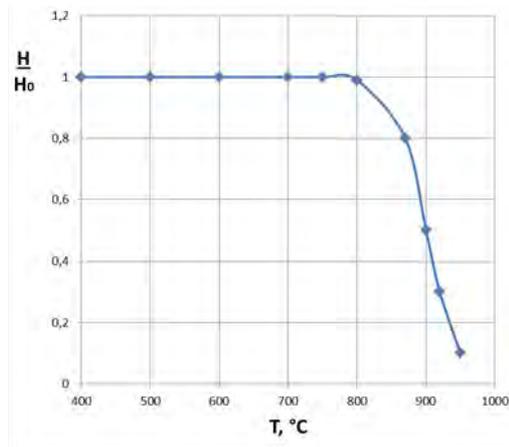


Рис. 4. Изменение отношения микротвердости $(Ti, Al, B)N$ покрытий (H) к микротвердости при нагреве 25 °С (H_0)

Повышение порога термостойкости покрытий системы (Ti,Al,B)N можно связать с использованием в распыляемой мишени соединения TiB₂, которое при повышенных температурах обеспечивает сохранение своих свойств, в частности значения микротвердости.

Заключение

1. Проведены исследования по формированию покрытий на различных материалах методом магнетронного распыления на постоянном токе композиционной мишени состава: TiN – 41 вес. %, TiB₂ – 23 вес. %, Al – 36 вес. %. Определено, что атомное процентное соотношение элементов Ti, Al, B, N, входящих в состав покрытий, и значение микротвердости покрытий зависят от величины парциального давления азота в вакуумной камере.

2. Согласно данным рентгеновского анализа и фотоэлектронной спектроскопии в покрытиях возможно присутствие следующих фаз: соединение (Ti,Al)N в виде твердого раствора замещения титана алюминием со структурой нитрида титана TiN и решеткой ГЦК типа, а также соединения бора с азотом и титаном (BN и TiB₂).

3. Установлено, что, в сравнении с покрытиями системы (Ti,Al)N, дополнительное введение в состав мишени соединения TiB₂ повышает термостойкость покрытий при нагреве в окислительной среде вплоть до температуры 800 °С при сохранении значения микротвердости.

ЛИТЕРАТУРА

1. PalDey, S. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al,B)N: a review / S. PalDey, S.C. Deevi // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – V.342. – p. 58–79.
2. Азаренков, Н.А. Структура и свойства защитных покрытий и модифицированных слоев материалов / Н.А. Азаренков, В.М. Береснев, А.Д. Погребняк. – Харьков: Изд-во ХНУ, 2007. – Т.1 – С. 6–16.
3. Formation of wear-resistant nanostructured TiN/Cu coatings / S.D. Latushkina [et al.] // *Journal of Friction and Wear*. –2016, V.37(1) – P. 27–31.
4. Исследование физико-механических свойств наноструктурных вакуумно-плазменных покрытий системы Ti–Al–N при повышенных температурах / С.Д. Латушкина [и др.] // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки*. – Минск: ФТИ НАН Беларуси редкол.: С.А. Астапчик [и др.]. – 2014. – Кн. 2. – С. 270–283.
5. Войтович, Р.Ф. Высокотемпературное окисление боридов металлов IV группы / Р.Ф. Войтович, Э.А. Пугач // *Порошковая металлургия 1975*. – №2. – С. 57–62.
6. Tribological behaviour of Ti–Al–B–N based PVD coatings / S. Heck [et al.] // *Surface and Coatings Technology Volumes 86–87, Part 2, 15 December 1996*, pp. 467–471.
7. Rebholz, C. Deposition and characterisation of TiAlBN coatings produced by direct electron-beam evaporation of Ti and Ti–Al–B–N material from a twin crucible source / C. Rebholz, A. Leyland, A. Matthews // *Thin Solid Films*. – Vol. 343/344 (1999) pp. 242–245.
8. Structure and mechanical properties of (Ti,Al)(B,N) coatings fabricated by reactive DC magnetron sputtering / J. Morales-Hernandez [et al.] // *Vacuum 76 (2004)* 161–164.
9. Characterization of nanostructured multiphase Ti–Al–B–N thin films with extremely small grain size / D.V. Shtansky [et al.] // *Surface and Coatings Technology 148 (2001)*. – P. 206–215.
10. Thermal stability and oxidation resistance of Ti–B–N, Ti–Cr–B–N, Ti–Si–B–N and Ti–Al–Si–B–N films / Ph.V. Kiryukhantsev-Korneev [et al.] // *Surface & Coatings Technology 201 (2007)*. – p. 6143–6147.
11. Анализ поверхности методами оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии / Под ред. Д. Бриггса и М.П. Сиха, Москва: Мир, 1987. – С. 503.
12. Нефедов, В.И. Рентгеноэлектронная спектроскопия химических соединений / В.И. Нефедов. – Справочник. М.: Химия, 1984. – 256 с.
13. Чекан, Н.М. Современные сверхтвердые покрытия для инструментов, машин и механизмов / Н.М. Чекан // IX Международная научно-техническая конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов» 17–19 сентября 2014 г.: сб. материалов, г.Минск, ФТИ НАНБ, 2014. – Том 2., С. 396–436.
14. Zulkifli M.R., Kwan W.L., Jariah B.M.J., Characterization of TiAlBN Nanocomposite Coating deposited via Radio Frequency Magnetron Sputtering using Single Hot-Pressed Target // *Advanced Materials Research Vol. 626 (2013)*, p. 298–301.

REFERENCES

1. PalDey S. Deevi S.C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al,B)N: a review // *Materials Science and Engineering A*. – 2003. – V.342. – p. 58–79.
2. Azarenkov N.A., Beresnev V.M., Pogrebnyak A.D. *Struktura i svojstva zashchitnyh pokrytij i modificirovannyh sloev materialov* [Structure and properties of protective coatings and modified layers of materials]. Kharkov: KhNU, 2007. – T.1 – P. 6–16.
3. Latushkina S.D., Romanov I.M., Posylkina O.I., Komarovskaya V.M., Piskunova O.Y. Formation of wear-resistant nanostructured TiN/Cu coatings // *Journal of Friction and Wear*. – 2016 – V.37(1) – P. 27–31.
4. Latushkina S.D., Zhizhchenko A.G., Posylkina O.I., Urban T.P. Issledovanie fiziko-mekhanicheskikh svojstv nanostrukturnykh vakuumno-plazmennyyh pokrytij sistemy Ti–Al–N pri povyshennykh temperaturah [Investigation of the physical-mechanical properties of nanostructured vacuum-plasma coatings of the Ti–Al–N system at elevated temperatures] // *Modern methods and technologies for the creation and processing of materials: Sat. scientific works. B.2. Technologies and equipment of mechanical and physicotchnical processing*. – Minsk: Physicotchnical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus. Astapchik [and others]. – 2014. – Book. 2. – P.270–283. (in Russian)
5. Voitovich R.F., Pugach E.A. Vysokotemperaturnoe okislenie boridov metallov IV gruppy [High-temperature oxidation of Group IV borides]. *Powder metallurgy* 1975. – №2 – P. 57–62. (in Russian)
6. Heck S., Emmerich T., Munder I., Steinebrunner J. Tribological behaviour of Ti–Al–B–N based PVD coatings // *Surface and Coatings Technology Volumes 86–87, Part 2, 15 December 1996*, pp. 467–471.
7. Rebholz C., Leyland A., Matthews A. Deposition and characterisation of TiAlBN coatings produced by direct electron-beam evaporation of Ti and Ti–Al–B–N material from a twin crucible source // *Thin Solid Films Vol. 343/344 (1999)* pp. 242–245.
8. Morales-Hernandez J., Garcia-Gonzalez L., Munoz-Saldana J., Espinoza-Beltran F.J. Structure and mechanical properties of (Ti,Al)(B,N) coatings fabricated by reactive DC magnetron sputtering // *Vacuum* 76 (2004) 161–164.
9. Shtansky D.V., Kaneko K., Ikuhara Y., Levashov E.A. Characterization of nanostructured multiphase Ti–Al–B–N thin films with extremely small grain size // *Surface and Coatings Technology* 148 (2001) 206–215.
10. Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Shtansky D.V., Petrzhika M.I., Levashova E.A., Mavrin B.N. Thermal stability and oxidation resistance of Ti–B–N, Ti–Cr–B–N, Ti–Si–B–N and Ti–Al–Si–B–N films // *Surface & Coatings Technology* 201 (2007) 6143–6147.
11. Analiz poverhnosti metodami ozhe- i rentgenovskoj fotoelektronnoj spektroskopii [Surface analysis by Auger and X-ray photoelectron spectroscopy]. Ed. D. Briggs and M.P. Siha, Moscow: Mir, 1987. – P. 503. (in Russian)
12. Nefedov V.I. Rentgenoehlektronnaya spektroskopiya himicheskikh soedinenij [X-ray photoelectron spectroscopy of chemical compounds]. Directory. Moscow: Chemistry, 1984. 256 p. (in Russian)
13. Chekan N.M. Sovremennye sverhtverdye pokrytiya dlya instrumentov, mashin i mekhanizmov [Modern superhard coatings for tools, machines and mechanisms]. IX International Scientific and Technical Conference “Modern methods and technologies for the creation and processing of materials” September 17–19, 2014: Sat. materials, Minsk: Physicotchnical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus. 2014, Vol. 2, pp. 396– 436. (in Russian)
14. Zulkifli M.R., Kwan W.L., Jariah B.M.J., Characterization of TiAlBN Nanocomposite Coating deposited via Radio Frequency Magnetron Sputtering using Single Hot-Pressed Target // *Advanced Materials Research Vol. 626 (2013)*. – P. 298–301.

Статья поступила в редакцию в окончательном варианте 21.05.18