

НАНОСТРУКТУРНЫЕ СВЕРХТВЁРДЫЕ nc-TiN/a-Si₃N₄ ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ

**В.В. Кунченко, *Ю.В. Кунченко, *Г.Н. Картмазов, *И.М. Неклюдов,
А.А. Мизаль, *А.А. Романов, ***Н.Т. Гладких, ***А.П. Крыштал, ***Ю.Г. Казаринов
*ННЦ «Харьковский физико-технический институт»;
**АО «Научно-технологический институт транскрипции, трансляции и репликации»;
***Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина
г. Харьков, Украина*

Показано, что в определенных условиях вакуумно-дугового осаждения покрытий на основе сплавов титана с 6...10 вес.% Si в атмосфере азота формируются сверхтвердые покрытия nc-TiN/a-Si₃N₄ (50...60 ГПа). В отличие от аналогичных покрытий, получаемых методами CVD и PVD (магнетрон), такие покрытия имеют микро- и нанослойную структуру. Стойкость обрабатываемого инструмента с такими покрытиями превышает стойкость стандартных покрытий TiN в 2-3 раза в сравнимых условиях испытаний.

1. ВВЕДЕНИЕ

Анализ научно-технических публикаций свидетельствует о том, что дальнейшее повышение эффективности защитно-упрочняющих, износостойких покрытий на основе твёрдых ($H \geq 20...40$ ГПа) соединений переходных металлов (нитриды, карбиды и т.п.) может быть достигнуто путём создания нанокристаллических [1-5], микронанослойных [6-13] материалов. Установлено, что при определённых условиях и соотношениях компонентов, осаждаемых методами химического (CVD) и физического (PVD) осаждения газометаллических плазменных потоков, формируются покрытия, состоящие из нанокристаллов (nc) с размерами $d \sim 5$ нм нитридов переходного металла (Me: Ti, W, Nb и др.), например, TiN, которые «обволакиваются» тонким слоем аморфной (a) фазы ($d \sim 2$ нм) – А (А: Si, B, C и др.) соединений типа Si₃N₄ [1, 14]. Считается, что в материалах с нанокристаллической структурой процессы разрушения происходят не по дислокационным механизмам (двойникование, скольжение дислокаций, зернограничное и др.), а осуществляются путём разрыва межатомных связей с высокими энергетическими барьерами, характерными для соединений типа нитридов, карбидов. Этим и гетерофазностью объясняются сверхвысокие твёрдости ($H \geq 40$ ГПа) получаемых материалов типа nc-TiN/a-Si₃N₄ и супертвердых ($H \sim 70...100$ ГПа) – nc-TiN/a-BN. На основании известных результатов исследований очевидна перспективность использования таких материалов в качестве упрочняющих, износостойких, термостойких при температурах ≥ 800 °С. Однако широкомасштабное использование таких материалов покрытий в промышленности ограничивается из-за экологически вредных компонентов (хлориды переходных металлов, силан и др.), применяемых в разрабатываемых технологических процессах CVD, CVD+PVD. Использование магнетронного распыления с целью создания таких покрытий сопряжено с трудностями обеспечения заданного соотношения

компонентов синтезируемого материала в процессе осаждения.

В связи с этим целью работы было изучение возможности получения сверхтвердых покрытий типа nc-TiN/a-Si₃N₄ без применения экологически вредных компонентов осаждаемого потока, используя в качестве материалов основы покрытий сплавы титана с кремнием в заданных соотношениях Ti/Si и метод вакуумно-дугового осаждения покрытий в атмосфере азота.

2. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ

Покрытия получены с использованием установки «Булат – 6». В качестве катодов служили сплавы на основе титана ВТ1-0 с добавками 2, 4, 6 и 10 вес.% Si, полученные методом вакуумно-дугового переплава; в качестве активного газа – азот (основная примесь 0,5 % кислорода). Покрытия наносились на экспериментальные образцы из стали Х18Н10Т 18x15x2 мм предварительно механически шлифованные, полированные ($R_a = 0,06...0,12$ мкм) и на опытные партии свёрл из Р6М5 диаметром 1,3 мм. Свойства получаемых покрытий изучены в зависимости от одного из основных параметров, определяющих фазовый состав, структурное состояние и другие характеристики, давления азота в процессе конденсации. Остальные параметры осаждения выбраны в пределах значений, обеспечивающих эффективный синтез нитридов титана: ток разряда $I=100$ А; ускоряющий потенциал подложки $U=200$ В, температура подложки $T_n=450...650$ °С. Фазовый состав, структурное состояние изучены методами рентгеновской дифрактометрии с использованием ДРОН-3.0 и NiK α -излучения; содержание Si в сплавах и его относительное изменение в получаемых покрытиях определено рентгеноспектральным методом («Спрут»), состояния атомов – элементов покрытий (Ti, Si, O, N) установлены методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии; микроструктура поверхности и поперечных сечений покрытий изучена при помощи электронного (JEOL-

SEI) и оптического ММР-4Р микроскопов; усреднённые по 10 измерениям значения микротвёрдости покрытий толщиной 10...15 мкм получены на микротвёрдомере ПМТ-3 с нагрузкой на индентор 200 г; стойкостные испытания свёрл проведены путём сверления мраморизованного известняка.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ, ОБСУЖДЕНИЕ

Морфология поверхности покрытий на основе сплавов титана с кремнием, полученных в широком диапазоне давлений азота (10^{-2} ...10 Па), характеризуется микроячейной структурой, аналогичной покрытиям на основе чистого титана. Наличие большого количества капель на поверхности (рис. 1) по сравнению с их содержанием в объёме покрытий (рис. 2) свидетельствует о том, что в процессе конденсации большая часть остывших капель (шаровидной формы) слабо связываются с поверхностью и «сметаются» потоком ускоренных частиц. В то же время квазижидкие, как правило, крупные (5...10 мкм) капли, растекаясь по поверхности, удерживаются на ней и замуровываются осаждаемым потоком.

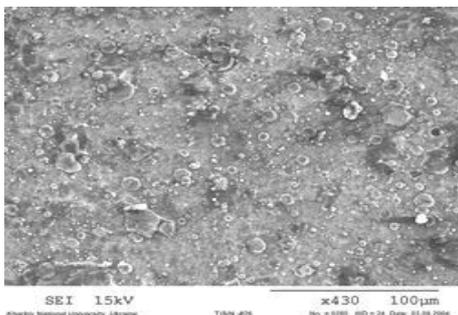


Рис. 1. Микрофотография поверхности покрытия

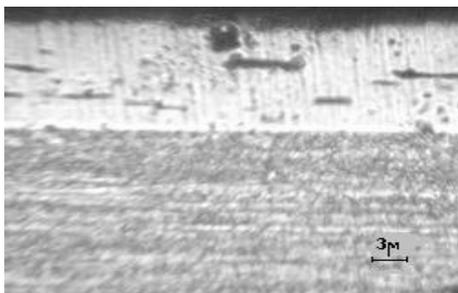


Рис. 2. Микроструктура в поперечном сечении покрытия

Количество капель в покрытии уменьшается с повышением давления азота при конденсации. Причинами тому являются изменения условий каплеобразования в зоне катодного пятна и более эффективное остывание капель в пролётном пространстве катод-подложка, увеличение которого также этому способствует.

Сравнительные исследования микротвёрдости и состава покрытий на основе сплавов с 2, 4; 6 и 10 вес.% Si и исходного чистого титана в зависимости от давления азота (P_N) при конденсации проведены с целью установления значений P_N , при кото-

рых обеспечивается синтез соединений типа $\text{TiN}_x/\text{a-Si}_3\text{N}_4$ в условиях заданных значений параметров образования TiN_x -соединений (покрытий): $I=100$ А; $U=-200$ В; $T_n=450$... 650 °С при скорости конденсации $V=10$ мкм/ч (рис. 3).

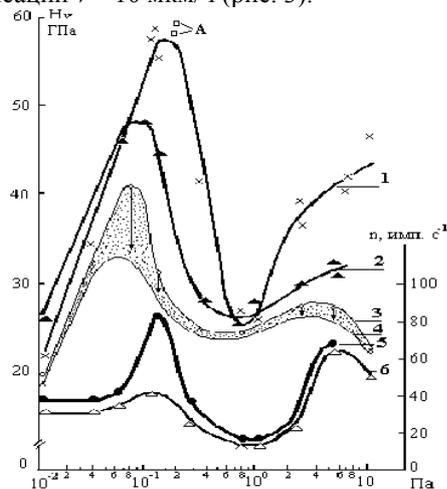


Рис. 3. Зависимости микротвёрдости покрытий на основе сплавов с Si: «А» – 10 вес.%; кр. 1 – 6 вес.%; кр. 2 – 4 вес.% и сплава ВТ1-0- кр. 3 – исходное состояние; кр. 4 – после длительной выдержки, а также относительного изменения содержания Si (пропорционального интенсивности (n) его спектральной линии) в покрытиях на основе сплавов с 6 и 4 вес.% Si (кр. 5 и 6 соответственно)

Из сравнительного анализа полученных результатов следует:

1. Немонотонный характер зависимостей H_v от P_N для покрытий на основе сплавов с кремнием аналогичен зависимости для покрытий на основе исходного титана ВТ1-0 (сравните кр. 1, 2 и 3, 4).
2. Максимальные величины микротвёрдости покрытий, содержащих кремний, получены в диапазонах значений P_N , совпадающих с максимальными значениями H_v покрытий TiN_x .
3. Такие покрытия характеризуются максимальным содержанием в них кремния, при этом абсолютные значения максимумов H_v возрастают (кр. 2, 1, «А») с повышением содержания кремния (кр. 5, 6) в покрытии и в исходных сплавах до 10 вес.%.
4. Значения микротвёрдости покрытий на основе сплава с 2 вес.% Si практически совпадают со значениями H_v покрытий на основе ВТ1-0 (см. рис. 3, кр. 3).
5. Максимальные значения микротвёрдости покрытий на основе сплавов титана с кремнием со временем выдержки более года практически не изменяются, в то время как на основе ВТ1-0 – существенно уменьшаются (сравните кр. 3 – исходная; кр. 4 – после выдержки).

Немонотонный характер зависимости микротвёрдости от давления азота для системы Ti-N_2 определяется изменениями фазово-структурного состояния получаемых материалов покрытий [9, 10]. Максимальные значения микротвёрдости таких покры-

тий в диапазоне давлений азота 0,06 ...0,3 Па и 2...8 Па обусловлены гетерофазностью их состава и высоким уровнем микроискажений кристаллической структуры составляющих фаз. Этим, в частности, объясняется нестабильность их микротвёрдости во времени. Более равновесными оказываются покрытия, получаемые в области давлений 0,2...0,8 Па, состоящие преимущественно из TiN-состава, близкого к стехиометрическому. Совпадение характера зависимости микротвёрдости от давления азота для обоих видов покрытий даёт основания для понимания общности природы изменения микротвёрдости от этого параметра. Учитывая то, что нитриды титана и кремния практически не взаимодействуют [1], следует полагать, что более высокие значения покрытий, содержащих кремний, обеспечиваются формированием гетерофазных композитов на основе нанокристаллических (nc) TiN и аморфных (а) α - Si_3N_4 [14]. Для проверки этого предположения проведены рентгendifрактометрические исследования фазового состава покрытий, а для установления характера межатомных связей их компонентов использован метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС).

Установлено, что в процессе осаждения потоков плазмы вакуумно-дугового разряда в вакууме 0,0001 Па при использовании в качестве распыляемых катодов из сплавов титана с кремнием образуются покрытия, состоящие из Ti и соединения TiSi (рис. 4). Микротвёрдость таких покрытий ~ 10 ГПа.

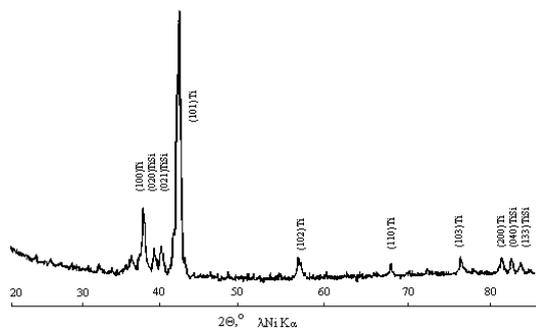


Рис. 4. Дифрактограмма покрытия на основе исходного сплава Ti = 6 вес. % Si

Покрытия на основе сплавов титана с 6 и 10 вес.% Si, полученные при давлении азота 0,01 Па, имеющие микротвёрдость ~ 50...60 ГПа, состоят из TiN, Ti_2N с параметрами решетки: $a = 0,4945$ нм; $c = 0,3034$ нм и $a = 0,4140$ нм; $c = 0,8805$ нм Si_3N_4 . Наличие гало под малыми углами отражения рентгеновских лучей в интервале $2\Theta = 13...24^\circ$ и на его фоне малоинтенсивных максимумов, соответствующих соединению Si_3N_4 , свидетельствуют о его квази-аморфном состоянии (рис. 5, кр.1; таблица).

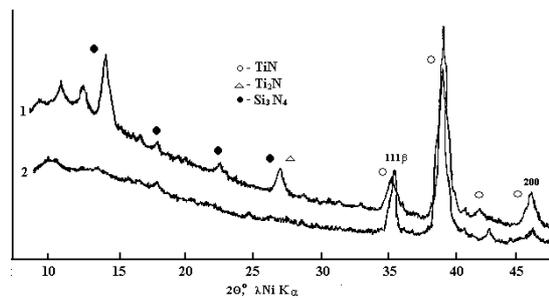


Рис. 5. Фрагменты дифрактограмм покрытий на основе Ti + 6 вес. % Si (кр. 1) и BTI-0 (кр.2), полученных при давлении азота $P_N = 0,01$ Па

Дифрактометрические данные покрытий на основе Ti + 6 вес. % Si, полученного при давлении азота $P_N = 1 \times 10^{-1}$ Па

2θ	d_3	$I(hkl)$, отн. ед.	d_T	Фаза
13,4	7,11	Гало	6,7	α - Si_3N_4
18,0	4,87		4,32	α - Si_3N_4
21,0	4,55			
24,3	3,94		3,88	α - Si_3N_4
25,0	3,83	15		Ti_2N
26,9	3,56	30	3,37	α_1 - Si_3N_4
35,5	2,721	45	2,598	TiN, Ti_2N
39,4	2,461	170	2,440	TiN, Ti_2N
45,9	2,123	30	2,116	TiN, Ti_2N
50,1	1,95	10		Ti_2N
59,9	1,659	10	1,726	Ti, Ti_2N
62,5	1,599	10	1,580	Ti_2N
65,4	1,536	8	1,523	Ti_2N
66,8	1,507	18	1,495	TiN,
71,5	1,42	10	1,475	Ti_2N , Ti
75,0	1,363	10	1,332	Ti, Ti_2N
80,5	1,284	25	1,275	TiN, Ti_2N
84,6	1,233	24	1,248	Ti_2N , TiN
85,1	1,227		1,227	TiN, Ti_2N

ДРОН – 3, излучение – NiK α ; $U = 24$ кВ; $I = 5$ мА

Относительно слабая интенсивность дифракционных максимумов фаз, их размытость и взаимное наложение свидетельствуют о высокой степени искажений кристаллической структуры и малой величине области когерентного рассеяния (о.к.р.), в то же время они не позволяют произвести количественную оценку микронапряжений и размеров о.к.р. Однако качественное сравнение дифрактограмм, например, покрытия, осажденного при $P_N = 0,01$ Па, с дифрактограммой покрытия TiN, полученного в аналогичных условиях, для которого определены величины микродеформаций $\epsilon = 0,003$, о.к.р. $L = 20...30$ нм, позволяет оценить размеры о.к.р. на уровне < 20 нм.

Снижение микротвёрдости с повышением давления азота в интервале 0,2...1 Па обусловлено уменьшением количества низших нитридов и соединений

кремния с азотом. При этом возрастание интенсивности дифракционных максимумов TiN_x и снижение уровня интенсивности некогерентного рассеяния рентгеновских лучей, искажений кристаллической решетки свидетельствуют о более равновесных условиях формирования структур покрытий. В плоскости конденсации, как и в случае синтеза нитридов титана на основе чистого титана, преимущественно ориентируются $\{111\}$ плоскости TiN (рис. 6).

Конденсация в области давлений азота выше 1 Па обуславливает образование текстуры (110) (111) TiN в плоскости конденсации, что свидетельствует об изменении условий формирования структуры. При этом вновь возрастает уровень интенсивности некогерентного рассеяния, обусловленного увеличением содержания низших нитридов титана и соединений кремния.

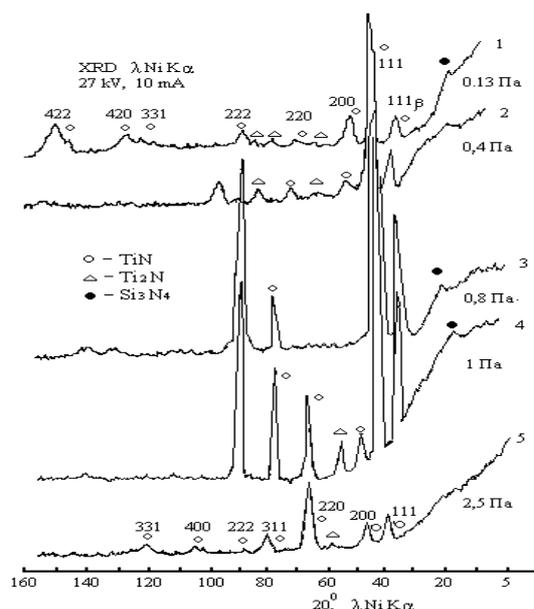


Рис. 6. Дифрактограммы покрытий на основе $Ti + 6 \text{ вес. \% Si}$, полученных при различных значениях давления азота

Более высокие значения макронапряжений сжатия приводят к растрескиванию покрытий, полученных в области давлений ~ 8 Па.

Характер зависимости макронапряжений (рис. 7) и их величина практически совпадают с макронапряжениями в покрытиях на основе TiN , получаемых в аналогичных условиях осаждения.

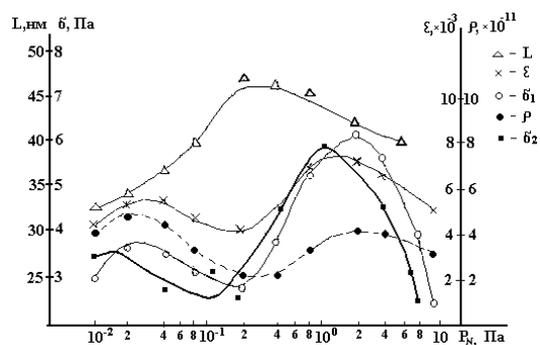


Рис. 7. Зависимости от давления азота величин о.к.р. (L), микродеформаций кристаллической решетки TiN_x (δ), плотности дислокаций (ρ), сжимающих макронапряжений (σ_1) в покрытиях на основе $Ti + 6 \text{ вес. \% Si}$

Качественное сравнение изменений интенсивностей дифракционных максимумов, уровня некогерентного рассеяния, хода зависимостей макронапряжений от P_N для покрытий на основе кремнийсодержащих сплавов с аналогичными зависимостями для TiN -покрытий даёт основание для утверждения о том, что получаемые покрытия с максимальными значениями микротвёрдости $H_v = 50 \dots 60$ ГПа имеют гетерофазную структуру с размером о.к.р. ≤ 20 нм TiN -составляющей и квазиаморфную фазу. Наряду с дифрактометрическими данными рентгеновские фотоэлектронные спектры Si_{2P} покрытий с максимальными значениями H_v показывают (рис. 8), что атомы Si находятся в Si_3N_4 -состоянии.

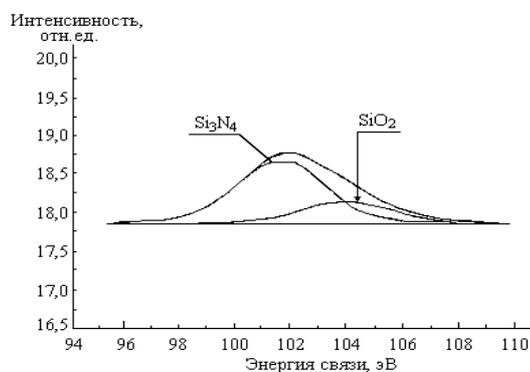


Рис. 8. Рентгеновские фотоэлектронные спектры Si_{2P} покрытий на основе $Ti + 6 \text{ вес. \% Si}$

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что в определенных условиях вакуумно-дугового осаждения покрытий на основе сплавов титана с кремнием формируются гетерофазные наноструктурные сверхтвёрдые покрытия типа $nc-TiN / a-Si_3N_4$. При этом механизм их формирования соответствует модели, предложенной Verrek [1]. В соответствии с этой моделью $nc-TiN$ покрыты тончайшим ($\sim 2 \dots 3$ нм) слоем аморфной фазы Si_3N_4 . Об этом свидетельствует наличие гало под малыми углами отражения рентгеновских лучей на дифрактограммах покрытий, полученных практически во всём изученном диапазоне давлений азота. Однако условия синтеза этих соединений с изменением P_N меняются (изменяется состав и состояние атомов и молекул – компонентов плазменного потока), что обуславливает соответствующие изменения уровней макро- и микронапряжений, характера и степени совершенства текстуры TiN . В частности, наличие наряду с аморфной (гало) кристаллической фазы Si_3N_4 способствует формированию квазиизотропной TiN -фазы путём блокирования роста её зародышей [15].

В отличие от модели [14], где кристаллиты TiN обволакиваются аморфной фазой, создавая дисперсную систему, в случае вакуумно-дугового осаждения формируется нанослойная структура. Мы полагаем, что это является следствием радиационно-стимулированного перераспределения компонентов потока, осаждаемого в приповерхностной зоне радиационного воздействия ионов, бомбардирующих поверхность конденсации. Слоистый характер структуры покрытий обнаруживается в зоне разрушения под воздействием сосредоточенной нагрузки – внедрения алмазной пирамиды с её поворотом на конечном этапе нагружения. Это создаёт сдвиговые напряжения, приводящие к наблюдаемому характеру послойного разрушения (рис. 9).

При нормальном нагружении получаемые отпечатки индентора свидетельствуют о высокой пластичности (отсутствуют радиальные микротрещины (рис. 10)) при высоких значениях микротвёрдости (50...60 ГПа) покрытий толщиной 15 мкм.

Лабораторные испытания сверл диаметром 1,3 мм из стали Р6М5 с покрытием nc-TiN/a-Si₃N₄ свидетельствуют об увеличении их стойкости в 2-3 раза по сравнению со сверлами со стандартными TiN-покрытиями и в 8-10 раз по сравнению с исходными (рис. 11).

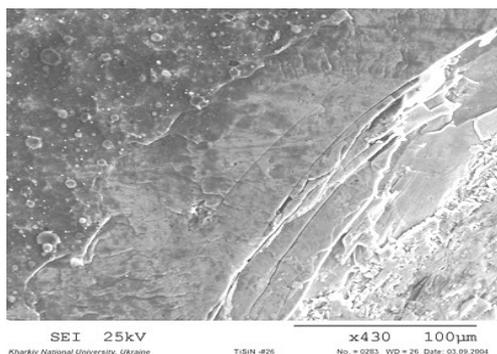


Рис. 9. Слоистое разрушение nc-TiN/a-Si₃N₄ покрытия в плоскости конденсации под воздействием сдвиговых напряжений при внедрении алмазной пирамиды

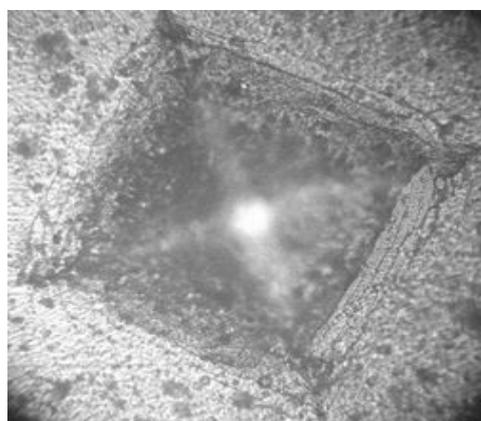


Рис. 10. Характер разрушения покрытия при нормальном нагружении алмазного индентора

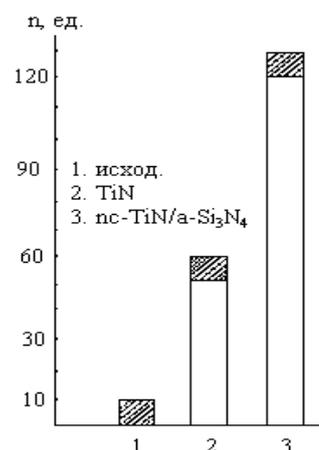


Рис. 11. Результаты испытаний сверл из Р6М5 в исходном состоянии (1); со стандартными TiN-покрытиями (2) и с покрытиями nc-TiN/a-Si₃N₄ (3)

Испытания проведены сверлением мраморизованного известняка в соответствии с требованиями ГОСТ на глубину, равную 3...4 диаметрам сверла. За критерий стойкости принято количество сверлений (*n*) до затупления сверла.

4. ВЫВОДЫ

Показана возможность синтеза сверхтвёрдых (*H_v* ≥ 50 ГПа) нанокристаллических покрытий на основе композита nc-TiN / a-Si₃N₄ в условиях вакуумно-дугового осаждения без использования экологически вредных компонентов осаждаемого потока в отличие от известных методов получения таких покрытий (CVD).

Изучены зависимости от давления азота при конденсации фазового состава структурного состояния, микротвёрдости и др. характеристик покрытий на основе сплавов титана с различным содержанием в них кремния.

Установлены оптимальные параметры осаждения и состав исходных сплавов, обеспечивающих получение покрытий заданного состава.

ЛИТЕРАТУРА

1. Stan Veprek, P. Nesladek, A. Niederhofer, H. Manneling, M. Silek. Superhard nanocrystalline composites: present status of the research and possible industrial applications // *Surface Engineering: Science and Technology I; The Minerals, Metals and Materials society*, 1999, p. 219–231.
2. Stan Veprek. The search for novel, superhard materials // *Vac. Sci Technol. A* 17(5) sept. 1999, p. 2401–2420.
3. P. Nesladek, S. Veprek. Superhard nanocrystalline composites with hardness of diamond // *Phys. stat. sol.* (a). 2000, v.177, p. 53–62.

4.A. Karimi, Y. Wang, T. Cselle, M. Morstein. Fracture mechanisms in nano scale layered hard thin films // *Thin solid films*. 2002, v. 420-421, p. 275–280.

5.Y. Musil and Y. Vlaek. Physical and mechanical of hard nanocomposite films prepared by magnetron sputtering // *5th conf. Of modification of materials with particle beams and plasma flows proceedings*. Tomsk, Russia, 24-29 sept. 2000, p. 393–398.

6.P. Th. Hovsepian, W.D. Münz. Recent progress in large-scale productions of nanoscale multilayer // *Superlattice hard coatings 12th Intern. School on vacuum electron and technol.* 17-21 sept. 2001. Varna Bulgaria, p. 27–36.

7.В.Г. Брень, В.В. Кунченко, В.В. Локошко и др. Износостойкие нитридсодержащие покрытия на основе сплавов молибдена, полученные методом КИБ // *Защита металлов*. 1981, т. 17, №3, с. 284–289.

8.И.И. Аксенов, В.Г. Брень, В.В. Кунченко и др. Покрытия на основе нитридов компонентов стали Х18Н10Т, полученные способом КИБ // *ФиХОМ*. 1981, №3, с. 100–104.

9.В.В. Кунченко, А.А. Андреев, Г.Н. Картмазов. Структура и свойства эрозионно-стойких вакуумно-дуговых покрытий на основе нитридов титана // *Научные ведомости. (Бел. гос. университет). Серия «Физика»*. 2001, №2 (15), с. 21–25.

10.В.В. Кунченко, И.И. Аксенов. Формирование TiN_x покрытий конденсацией плазмы дуги низкого

давления с положительным анодным падением потенциала // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2000, №4, с. 165–172.

11.В.В. Кунченко. Материалофизические исследования покрытий КИБ // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1998, в. 1(67)-2(68), с. 125–127.

12.А.А. Романов. Применение технологии КИИТ для упрочнения инструмента // *Оборудование и инструмент для профессионалов*. 2002, №12, с. 8–9.

13.В.Т. Толлок, А.А. Романов, В.И. Фареник, В.А. Завалеев, И.М. Неклюдов, В.В. Кунченко, Ю.В. Кунченко. Эрозионно-стойкие покрытия на основе нитридов титана, получаемые модифицированным методом вакуумно-дугового осаждения // *Вестник Харьковского университета. Серия «Физика. Ядра, частицы, поля»* 2003, № 585, в. 1(2), с. 103–108.

14.S. Christiansen, M. Albert, H.P. Strunk, S. Veprek. Microstructure of novel superhard nanocrystalline-amorphous composites as analyzed by high resolution transmission electron microscopy // *J. Vac. Sci. Technol.* 1998, v. 16(1), Jan./Feb., p. 19–22.

15.Z.G. Li, J.L. He, T. Matsumoto, T. Mori, S. Miyake, Y. Muramatsu. Preparation of nanocomposite thin films by ion beam and plasma based sputtering processes // *Surf. Coat. Techn.* 2003, v. 173-174, p. 1140–1144.

НАНОСТРУКТУРНІ НАДТВЕРДІ nc-Ti/a-Si₃N₄-ПОКРИТТЯ, ОТРИМАНІ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАДЖЕННЯ

*В.В. Кунченко, Ю.В. Кунченко, Г.М. Картмазов, І.М. Неклюдов,
А.А. Мігаль, А.А. Романов, Н.Т. Гладкіх, О.П. Кришталь, Ю.Г. Казаринов*

Показано, що в певних умовах вакуумно-дугового осадження покриттів на основі сплавів титану з 6...10 ваг. % Si в атмосфері азоту, формуються надтверді покриття nc-Ti/a-Si₃N₄ (50...60 ГПа). На відміну від аналогічних покриттів, одержуваних методами CVD й PVD (магнетрон), такі покриття мають мікронанослоюну структуру. Стійкість обробного інструмента з такими покриттями перевищує стійкість стандартних покриттів Ti в 2-3 рази в порівнянних умовах випробувань.

NANOSTRUCTURE SUPERHARD nc-TiN / a-Si₃N₄ COATINGS, GOT BY VACUUM-ARC DEPOSITION METHOD

*V.V. Kunchenko, Yu.V. Kunchenko, G.N. Kartmazov, I.M. Neklyudov,
A.A. Migal, A.A. Romanov, N.T. Gladkih, A.P. Kristal, Yu.G. Kazarinov*

It is Shown possibility of reception superhard nc-TiN/a-Si₃N₄ coatings by vacuum-arc deposition method with use the alloys Ti with 6...10 weight % Si. Changes of the phase composition, structured condition, microhardness and others studied depending on pressures of nitrogen at condensations. Flaky structure of coating is installed. The brought results of comparative test has checked against nc-TiN / a-Si₃N₄ coating. Their supremacy is shown in contrast with TiN coating.