

УДК 621.793.79

Верещака А.А., канд. техн. наук, Москва, Россия

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСАЖДЕНИЯ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МНОГОСЛОЙНО-КОМПОЗИЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ПОКРЫТИЯ Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N.

*Исследуется процесс осаждения и свойства многослойно-композиционного наноструктурированного покрытия Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N. Представлены данные по микротвердости, прочности адгезии покрытия и химическому составу покрытия. Выявлен механизм формирования нано и субнанослоев и влияние наноструктуры на рост зёрен в пределах нанометрического диапазона. Исследуются особенности изнашивания, разрушения и трещинообразования твердосплавных пластин с покрытием на различных участках передней поверхности. Исследованы диффузионные процессы на границах покрытия с обрабатываемым материалом и твердосплавным субстратом и между слоями покрытия.*

**Ключевые слова:** многослойно-композиционные покрытия, прочность адгезии покрытия, диффузионные процессы.

*Досліджується процес осадження та властивості багатошарово-композиційного наноструктурированого покриття Ti-TiN- (Ti, Al, Si) N. Представлені дані по микротвердості, міцності адгезії покриття і хімічному складом покриття. Виявлено механізм формування нано і субнанослоєв і вплив наноструктури на зростання зерен в межах нанометричного діапазону. Досліджуються особливості зношування, руйнування і утворення тріщин твердосплавних пластин з покриттям на різних ділянках передньої поверхні. Досліджено дифузійні процеси на кордонах покриття з оброблюваним матеріалом і твердосплавним субстратом і між шарами покриття.*

**Ключові слова:** багатошарово-композиційні покриття, міцність адгезії покриття, дифузійні процеси.

*The deposition process and the properties of a multilayer-composite nanostructured coating of Ti-TiN- (Ti, Al, Si) N are studied. Data on microhardness, coating adhesion strength and chemical composition of the coating are presented. The mechanism of formation of nano and subnanoslices and the influence of nanostructure on grain growth within the nanometer range are revealed. The peculiarities of wear, fracture and cracking of carbide coated plates in different parts of the front surface are investigated. Diffusion processes at the coating boundaries with the material to be treated and the carbide substrate and between the coating layers are investigated.*

**Key words:** multilayer composite coatings, coating adhesion strength, diffusion processes.

### Введение.

Функциональные покрытия с нанослойной архитектурой достаточно активно исследуются и находят все большее применение при производстве металлорежущего инструмента. При этом лидирующие позиции в научных исследованиях и на рынке занимают покрытия, включающие в свой состав соединения алюминий, что объясняется их высокой твердостью и износостойкостью, а также – способностью формировать оксидные пленки, позитивно влияющие на процесс резания [1-3].

Несмотря на то, что покрытие (Ti,Al)N достаточно хорошо изучено и широко применяется, создание нанокомпозитов на его основе позволяет получить покрытия с существенно улучшенными свойствами. В частности, в работе [4] исследовали покрытие TiN-(Ti,Al)N с нанометрическими слоями, при толщине двойного нанослоя равного  $\lambda = 6 - 30$  нм. Максимальную микротвердость (28 ГПа) имели покрытия с  $\lambda = 12$  нм, а наибольшую коррозионную стойкость – с  $\lambda = 20$  нм. Rizzoi др.[5] исследовали нано многослойное покрытие (Ti,Al)N-AlN (40 at.% Al) с  $\lambda = 4.5$  нм при общей толщине 2.2. мкм. При фазовом анализе в составе покрытия была обнаружена фаза гексагонального AlN, тройная фаза гексагонального Ti<sub>2</sub>AlN и фаза кубического (Ti,Al)N с высоким содержанием Al. Еще одним важным направлением совершенствования свойств нанослойных покрытий на основе TiAlN является добавление в их состав кремния. В частности, Zhui др. [6] изучали свойства покрытия Ti<sub>0.5</sub>Al<sub>0.4</sub>Si<sub>0.1</sub>N в сравнении с покрытием Ti<sub>0.5</sub>Al<sub>0.5</sub>N. Было установлено, что покрытие, содержащее Si, обладает лучшей стойкостью к окислению при температурах 850 – 1000 °С за счет формирования дополнительной защитной оксидной пленки SiO<sub>2</sub>, а также эффекта сдерживания роста зерен. Vepreki др. [7] показали, что введение слоя Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в нанослойное покрытие (Al<sub>1-x</sub>Ti<sub>x</sub>)N-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> позволяет защитить при температурах до 1100 °С метастабильный раствор fcc-(Al<sub>1-x</sub>Ti<sub>x</sub>) от распада на fcc-(Ti<sub>1-δ</sub>Al<sub>δ</sub>)N с высоким содержанием титана и вюрцитный h-(AlN), что обычно приводит к снижению твердости и износостойкости. При этом, при отсутствии в составе покрытия Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> описанные процессы происходят уже при температурах 800 °С. Carvalhoi др. [8] изучали свойства нанокомпозитного покрытия (Ti,Si,Al)N. Исследованные покрытия обладали чрезвычайно высокой микротвердостью (до 50 GPa) и хорошей термостабильностью. Fagai др. [9] исследовали режущие свойства инструмента с многослойным покрытием (Al,Si,Ti)N, а также монолитными покрытиями (Al,Cr)N и (Al,Ti)N при фрезеровании стали. Покрытие (Al,Si,Ti)N показало заметно более высокую теплостойкость и износостойкость при фрезеровании. Yui др. [10] рассматривали покрытия (Ti,Al,Si)N с различным содержанием Si. Введение Si в состав покрытия повышало микротвердость и адгезию с субстратом. Bouzakisetal [11] рассмотрели свойства покрытия (Ti,Al,Si)N. Изучали влияние содержания Si на свойства покрытия. Было установлено, что покрытия с более высоким содержанием Si обладают большей прочностью и стойкостью при ударных испытаниях, а также – лучшим периодом стойкости при фрезеровании нержавеющей стали. Zhui др. [12] рассматривают покрытия (Ti,Al,Si)N, содержащие 10 at.% Si и 0,4 и 0,35 at.% Al. Было установлено, что введение Si в состав покрытия приводит к формированию нанокомпозитной структуры (Ti,Al,Si)N -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, при этом повышается микротвердость, но снижается прочность адгезии с субстратом. Покрытие с

большим содержанием Al более твердое, но при этом более хрупкое. Parlinska-Wojtan [13] исследовала диффузию кислорода в покрытие (Ti,Al,Si)N при температуре 1000°C. Исследуемое покрытие имело нанослойную структуру с чередованием слоев с повышенным содержанием Ti и повышенным содержанием Al и Si. После 1 часа выдержки при высокой температуре было обнаружено активное формирование на поверхности слоя оксидов  $Al_2O_3/TiO_2$ . Была также зафиксирована активная диффузия Al в структуру оксидов и кислорода в структуру покрытия, причем в последнем случае наблюдалось формирование оксидов  $SiO_x$  на границах зерен. Fukumotoi др. [14] исследовали сопротивление окислению при температуре 800-1000 °C таких покрытий, как (Ti,Al,Si)N и нанослойного покрытия (Ti,Al,Si)N-(Cr,Al)N. Лучшее сопротивление окислению показало покрытие (Ti,Al,Si)N-(Cr,Al)N с  $\lambda = 5.5$  нм. Причиной лучшей стойкости к окислению у покрытия с меньшей величиной  $\lambda$  является, по мнению авторов, увеличение количества межслойных границ и уменьшение размеров зерен, что препятствует диффузии кислорода в покрытие.

Таким образом, можно утверждать, что использование нанокompозитной архитектуры покрытия, включающего в свой состав Al, Ti и Si, позволяет обеспечить дополнительное повышение стойкости и производительности металлорежущего инструмента.

**Цель работы** – исследование процессов изнашивания и диффузии на передней поверхности твердосплавных пластин с композиционным наноструктурированным покрытием Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N.

#### **Методика исследования свойств покрытия**

Исследования механических свойств, микроструктуры и процесса изнашивания твердосплавных пластин с покрытием Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N проводили в сравнении с монокристаллическим покрытием TiN толщиной 5 мкм.

Определение микротвердости проводили методом наноиндентирования на приборе InstronTukon(WilsonHardnessGroup, США) при величине нагружения 0,01 Н. Адгезионную прочность покрытий проводили с использованием скретч-тестера фирмы Nanovea (США), по стандарту ASTM C1624-05. Для микроструктурных исследований образцов использовали растровый электронный микроскоп Quanta 600 FEG(FEI, США) с системой микроанализа EDAXTridentXM 4. Для проведения исследований наноструктуры элементного состава покрытий использовался просвечивающий электронный микроскоп JEM 2100 (JEOL, Япония) высокого разрешения. Для анализа химического состава образцов использовались методы энерго-дисперсивной рентгеновской спектроскопии (EDXS), реализованные на оборудовании INCAEnergy (OxfordInstruments, Великобритания).

Покрытия осаждали на твердосплавные (WC+15%TiC+10%Co) неперетачиваемые пластины SNUN ISO 1832:2012. Исследования процессов

изнашивания и диффузии на передней поверхности твердосплавных пластин проводили при точении заготовок из стали AISI 1045 на токарном станке CU 500 MRD фирмы SLIVEN (Болгария) с бесступенчатым приводом ZMM CU500MRD. Процесс резания осуществляли без использования СОТС. Режимы обработки:  $v_c = 250$  м/мин,  $f = 0,25$  мм/об,  $a_p = 1,0$  мм. В качестве критерия износа был принят износ по задней поверхности, равный 0.4 мм.

### Методика осаждения покрытий

Покрытие осаждали на установке ВИТ-2 с использованием технологии Фильтруемого Катодного Вакуумно-Дугового Осаждения (FCVDO) [15-20].

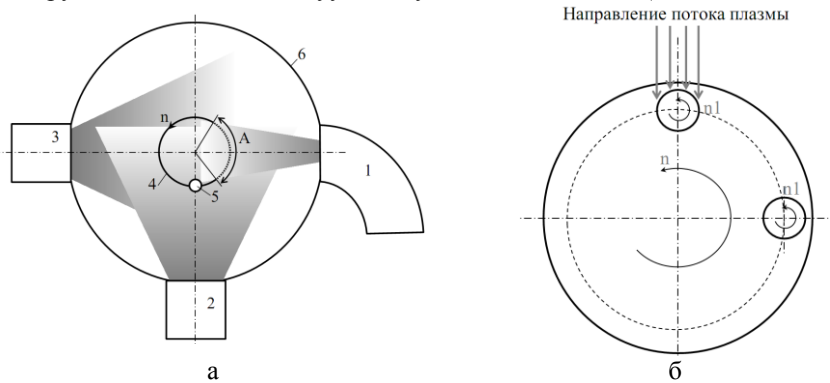


Рисунок 1. Схема осаждения многослойного покрытия на установке ВИТ-2

Использовали три источника плазмы (рис. 1, а): катод Al-Si устанавливали на источник с сепарацией паро-ионного потока 1, два катода Ti – в стандартные источники плазмы 2 и 3. Образец, закрепленный на оснастке 5, помещался на планетарном поворотном столе 4, вращающемся с частотой вращения  $n$ . Процесс осаждения происходил в вакуумной камере 6. Соответственно, при прохождении образцом области преимущественной конденсации компонентов распыляемых катодов, установленных на стандартных источниках, формировался более толстый нано слой, имеющий на СЭМ изображениях, как правило, более светлый цвет. При этом четкой дифференциации между областями преимущественной конденсации источников 2 и 3 не наблюдается. Можно предположить, что формируемый при этом нано слой обладает градиентной структурой с некоторым изменением процентного соотношения компонентов катода 2 и катода 3 по толщине данного нано слоя. Важно отметить, что Al, распыляемый источником 1, присутствует во всем объеме камеры, и, следовательно, в составе всех нанослоев покрытия. При прохождении области А образец оказывается в зоне прямого воздействия потока высокоэнергетической плазмы испарителя 1. В этот момент формируется нанослой, насыщенный алюминием (более тонкий нанослой, имеющий более темный цвет на СЭМ

ізображеннях). Перемещение образца, закрепленного на оснастке 5, между источниками плазмы с частотой  $n$  (рис. 1, а и б) формирует наноструктуру покрытия. Соответственно, за один полный оборот стола формируется бинарная система из нанослоя большей толщины (с пониженным содержанием алюминия) и нанослоя меньшей толщины (с большим содержанием алюминия). При этом граница данных слоев является градиентной, характеризуясь постепенным повышением/понижением содержания Al. В то же время образец, закрепленный на оснастке 5, совершает более сложное (планетарное) движение. Кроме вращательного движения вместе со столом 4, он совершает также вращательное движение вокруг оси оснастки (рис. 1, б), которое также влияет на формирование нано слоев покрытия. Так как при прохождении области А, в процессе формирования нанослоя, оснастка с закрепленным образцом совершает несколько полных оборотов вокруг своей оси (рис. 1, б), структура нанослоя будет также являться дискретной, включающей в себя несколько субнанослоев.

#### **Результаты и обсуждение.**

Установлено, что покрытие Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N имеет микротвердость 32 ГПа и критическую нагрузку разрушения  $L_{C2}$  более 40 Н, что выше соответствующих показателей покрытия TiN, соответственно, 27 ГПа и 34 Н.

Элементный состав верхнего износостойкого слоя (Ti,Al,Si)N включает  $76 \pm 1$  at% Ti;  $18 \pm 1$  at% Al;  $6 \pm 2$  at% Si.

Исследования микроструктуры покрытий показали, что покрытие TiN (рис. 2, а) имеет однослойную монолитную структуру, с выраженным столбчатым строением зерен. Покрытие Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N (рис. 2, б) имеет трехслойную архитектуру, которая включает в себя адгезионный субслой Ti толщиной порядка 20 нм, переходный слой TiN толщиной около 1 мкм и наноструктурированный износостойкий слой (Ti,Al,Si)N общей толщиной порядка 4 мкм. Слой (Ti,Al,Si)N, в свою очередь, состоит из 38 бинарных нанослоев со средней толщиной  $\lambda_b = 110$  нм. В связи с малой толщиной адгезионного субслоя он не заметен на SEM изображении, но хорошо различим на ТЕМ изображении при большем увеличении съемки, (Рис. 2,с). Переходный слой TiN покрытия Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N (Рис. 2) имеет столбчатую структуру, характерную для однослойных монолитных покрытий TiN. Нано слои (Ti,Al,Si)N также проходят через столбчатую структуру зерен, что хорошо видно при большем увеличении (область А на рис. 2). При этом, каждый нанослой (Ti,Al,Si)N также имеет слоистую структуру и состоит их субнанослоев (область В на рис. 3). При этом шаг данной слоистой структуры составляет 3 - 6 нм. Формирование слоистой структуры нанослоя связано с вращательным движением образца вместе с оснасткой вокруг ее оси и одновременном вращении поворотного стола в процессе осаждения покрытия.

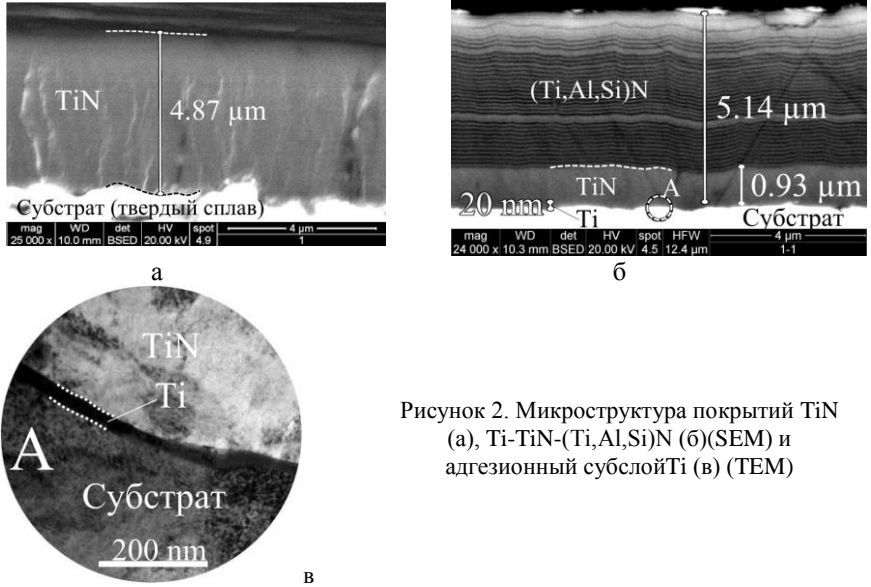


Рисунок 2. Микроструктура покриттів TiN (а), Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N (б)(SEM) и адгезійний субслойTi (в) (TEM)

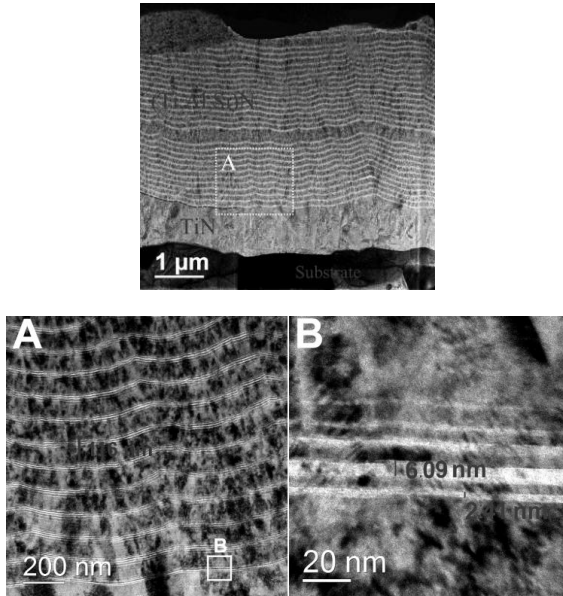


Рисунок 3. Наноструктура покриття Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N (TEM)  
Рассмотрим кристаллическую структуру износостойкого слоя (Ti,Al,Si)N и переходного слоя TiN (Рис. 4).

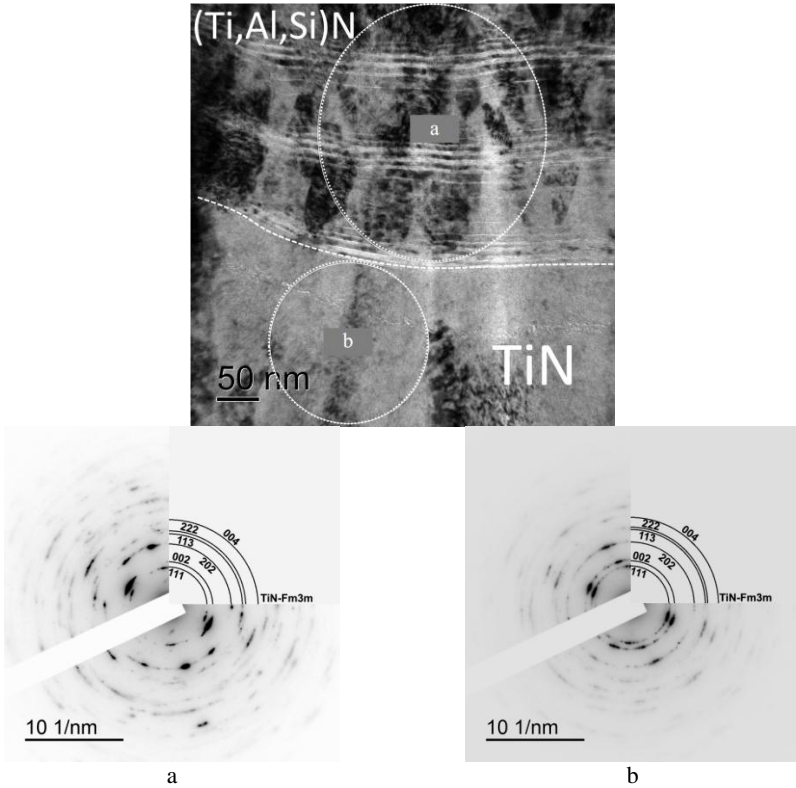


Рисунок 4. ТЕМ зображення шарів покриття плівки  $\text{Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N}$ . Область а –  $\text{TiN}$ , область б -  $(\text{Ti,Al,Si)N}$ . Електронограми а і б, с виділених областей відповідно.

Так як кільця на електронограмі рис 4б замкнуті, то можна зробити висновок, що область б со слоистою структурою  $(\text{Ti,Al,Si)N}$  складається з кристалічних частинок меншого розміру, ніж нижня частина плівки область а, шару  $\text{TiN}$  (рис. 4а). Переважна орієнтація кристалітів зберігається по всій товщині плівки.

***Результати дослідження режущих властивостей інструмента с покриттям и характер его изнашивания.***

Розглянемо відмінності в характері зношування твердосплавних пластинок з покриттями після 35 хвилин різання. Слід зауважити, що після вказанного періоду різання знос по задній поверхні пластинок з покриттям  $\text{TiN}$  досяг граничного значення (0.4 мм), в той час, як для пластинок з покриттям  $\text{Ti-TiN-(Ti,Al,Si)}$  він склав 0.24 мм.

Исследование изнашивания передней поверхности твердосплавных пластин с покрытиями проводили на поперечных шлифах, сделанных в плоскости, проходящей по центру лунки износа (Рис. 5). На шлифах были выделены области, представляющие интерес с точки зрения разрушения покрытия. На шлифах твердосплавных пластин с покрытием TiN (рис. 6, а) изучали область режущей кромки 1, внешнюю (дальнюю) границу лунки износа с покрытием 2 и область 3, характеризующуюся наличием сетки трещин.

На шлифах с покрытием Ti-TiN-(Ti,Al,Si) (рис. 5, б) рассматривали аналогичные области 1 и 2.

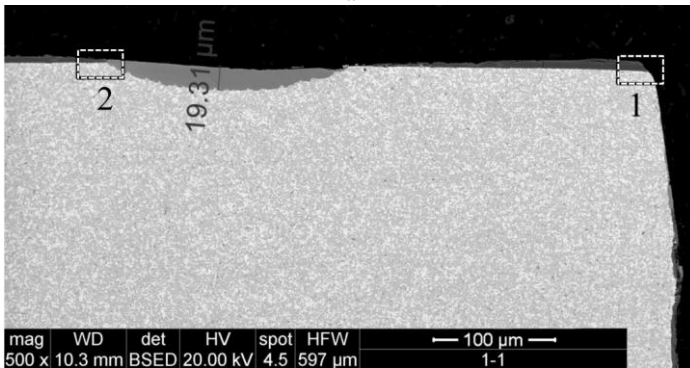
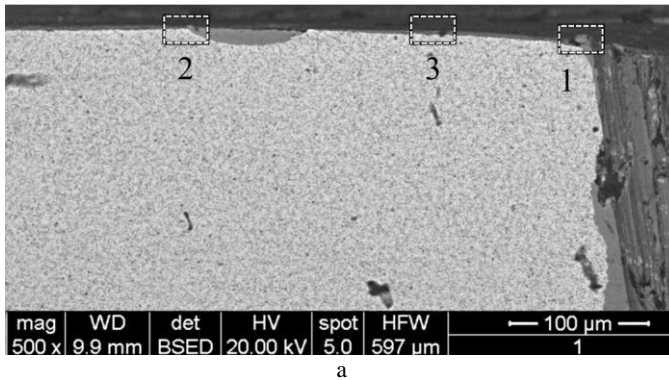


Рисунок 5. Поперечные шлифы твердосплавных пластин с покрытием TiN (а) и Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N (б) (SEM)



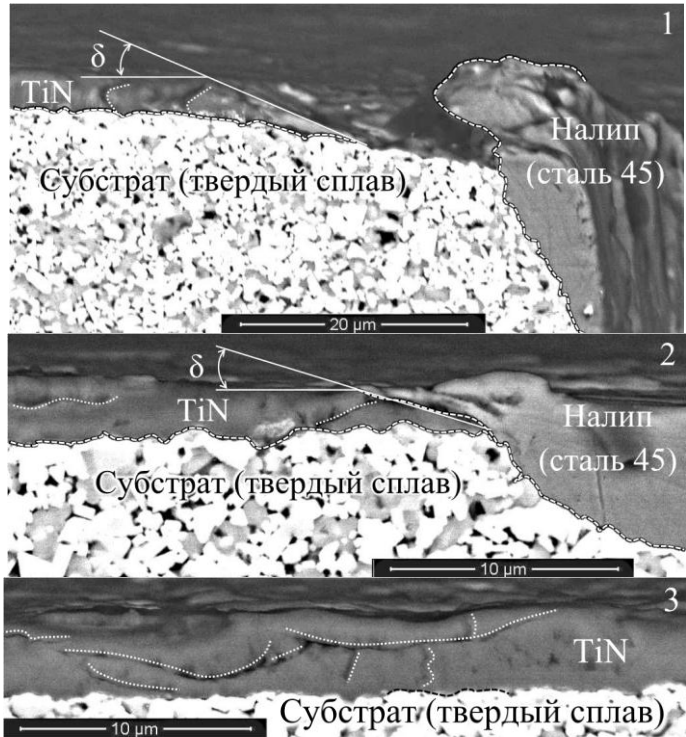


Рисунок 6. Характер изнашивания и разрушения контактной площадки на передней поверхности твердосплавных пластин с покрытием TiN (SEM)

Изучение областей изнашивания твердосплавных пластин с покрытием TiN позволяет отметить следующее. В области 1, прилегающей к режущей кромке (рис. 6.1), наблюдается абразивный износ, при этом угол  $\delta$  стачивания покрытия относительно плоскости поверхности субстрата составляет порядка 15-20°. В данной области наблюдается налип обрабатываемого материала и присутствуют ряд поперечных трещин в покрытии. В области 2 внешней границы лунки износа (рис. 6.2) характер изнашивания покрытия близок к тому, что наблюдается у режущей кромки. Имеет место абразивный износ, возникающий за счет движения стружки, и угол стачивания  $\delta$  также равен 15-20°. Кроме того, наблюдается ряд поперечных трещин и налип обрабатываемого материала в лунке износа. Наконец, в области 3 (рис. 6.3) можно видеть сетку продольных и поперечных трещин в структуре покрытия. Наряду с абразивным износом имеет место адгезионный износ, характеризующийся вырывом фрагментов покрытия с его поверхности и формированием протяженной продольной трещины (рис. 6.3). Кроме того, присутствуют элементы пластической деформации покрытия.

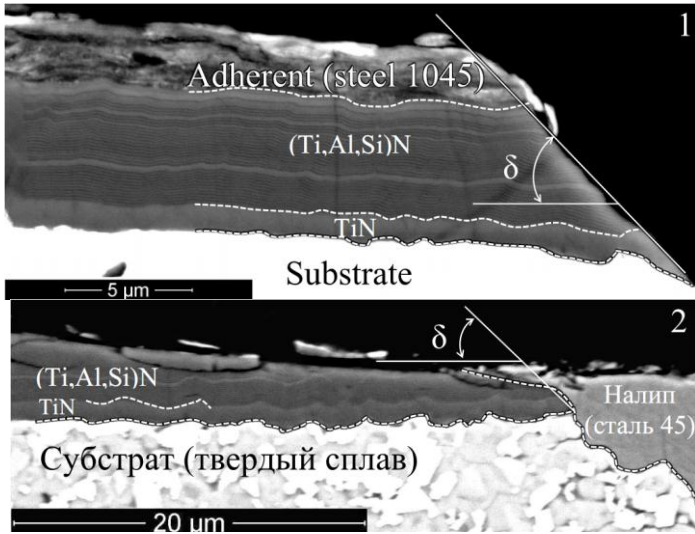


Рисунок 7. Характер изнашивания и разрушения контактной площадки на передней поверхности твердосплавных пластин с покрытием TiN-(Ti,Al,Si)N (SEM)

Для твердосплавных пластин с покрытием Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N в характере изнашивания по сравнению с покрытием TiN имеются существенные отличия (рис. 7). Так, изнашивание покрытия в области 1 режущей кромки (рис. 7.1) характеризуется заметно большим значением угла  $\delta$ , равным примерно  $45^\circ$ . Наблюдается абразивный износ с формированием достаточно ровной поверхностью истирания и обширный налип на поверхности покрытия. При этом покрытие сохраняет свою начальную толщину. В области 2 внешней границы лунки износа (рис. 7.2) наблюдаются признаки изнашивания, характерные как для абразивного, так и для адгезионного износа, которые проявляются в вырывах внешних элементов покрытия и формировании продольных деляминаций. Величина угла  $\delta$  для данной области также близка к  $45^\circ$ .

#### *Исследование диффузионных процессов*

Известно, что диффузионные процессы играют важную роль в изнашивании режущего инструмента [21]. Однако исследования таких процессов часто затруднено в связи с малой толщиной (часто – нанометрической) диффузионного слоя. Ключевыми элементами диффузионных процессов при резании твердосплавным инструментом является диффузия вольфрама из твердого сплава в обрабатываемый материал и железа из обрабатываемого материала в твердый сплав [21,22]. Следствием данных процессов являются структурные изменения в поверхностных слоях твердого сплава, что отрицательно сказывается на его

работоспособности. Одной из важных функций покрытия является барьерная функция, приводящая к снижению интердиффузионных процессов [23].

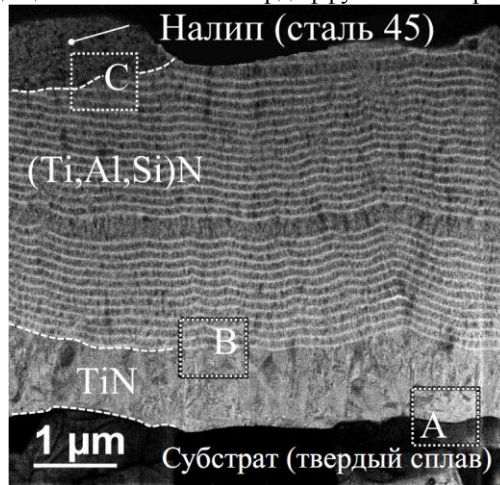


Рисунок 8. Области исследования диффузионных процессов в твердосплавных пластинах с покрытием Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N (ТЕМ изображение)

Диффузионные процессы в покрытии Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N изучали в трех характерных зонах, представленных на рис. 8. Зона А – переходная зона между твердосплавным субстратом и внутренними слоями (адгезионным и переходным), в которой возможна диффузия вольфрама в покрытие. Зона В – переходная зона между слоями (Ti,Al,Si)N и TiN. В данной зоне в результате диффузионных процессов возможно изменение содержания таких элементов, как Al и Si. Зона С – переходная зона между налипом обрабатываемого материала и верхним износостойким слоем (Ti,Al,Si)N, в которой особый интерес представляет диффузия железа из обрабатываемого материала в покрытие.

В зоне А исследовали четыре области (1,2,3,4) (рис. 9), шаг между центрами которых составлял примерно 125 нм. Учитывая, что титан в данной зоне присутствует как в ТiТвердого сплава, так и в микрокапляхTi и нитриде TiN в структуре покрытия, однозначно определить диффузию титана средствами данного метода не представляется возможным. Наличие же вольфрама во внутренних слоях покрытия может быть только результатом диффузионных процессов.

Исследования (рис. 9) показывают, что в области 1 зоны А отмечается высокое содержание Ti и W. В области 2, являющейся областью непосредственного перехода «субстрат – покрытие», судя по интенсивности пика EDXS, фиксируется незначительное повышение содержания титана по сравнению с областью 1, при этом содержание Wостается практически без

изменения. Наконец, в области 3, которая расположена в слое TiN покрытия, наблюдается резкое уменьшение содержания W, однако некоторое количество данного элемента все еще фиксируется, что позволяет говорить о диффузии вольфрама в покрытие на глубину, по крайней мере, 125 нм.

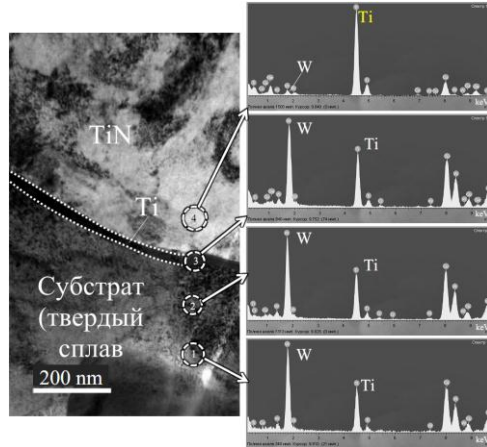


Рисунок 9. Содержание элементов в переходной зоне между твердосплавным субстратом и внутренними слоями покрытия (зона А)

В переходной зоне В (рис. 10) в областях (1) и (2) зафиксировано примерно одинаковое содержание титана, отсутствие Al и Si в области 1 и наличие данных элементов в области 2. Полученные данные свидетельствуют об отсутствии диффузии Al и Si через границу износостойкого (Ti,Al,Si)N и переходного TiN слоев покрытия.

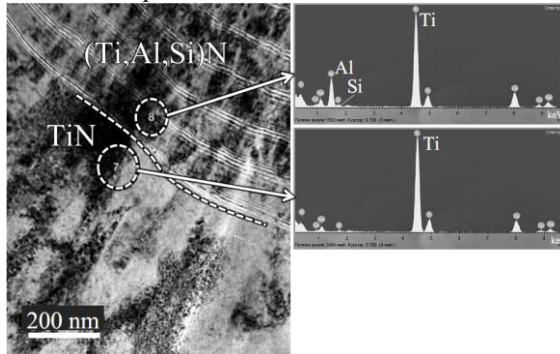


Рисунок 10. Содержание элементов в переходной зоне между слоями (Ti,Al,Si)N и TiN (зона В)

В зоне С в области 1 (рис. 11), центр которой расположен на расстоянии порядка 160 нм выше границы налива обрабатываемого материала с

износостойким слоем, основным элементом является железо. При этом, в данной области фиксируется крайне незначительное (в пределах 1 at %) присутствие Ti. Учитывая, что титан не входит в состав стали 45, можно говорить о незначительной диффузии титана из износостойкого слоя (Ti,Al,Si)N в обрабатываемый материал. В области 2, центр которой находится ниже границы на расстоянии порядка 140 нм, наблюдается присутствие железа в количестве до 5 at %. Фиксируется также наличие Ti, Al и Si, являющихся элементами состава покрытия. В области 3 зоны С, центр которой расположен еще ниже границы на расстоянии порядка 320 нм, присутствие Fe не фиксируется, а содержание Ti, Al и Si находится на уровне, характерном для области 2. Полученные данные свидетельствуют о наличии диффузии железа из обрабатываемого материала в покрытие на глубину не менее 140 нм и не более 320 нм.

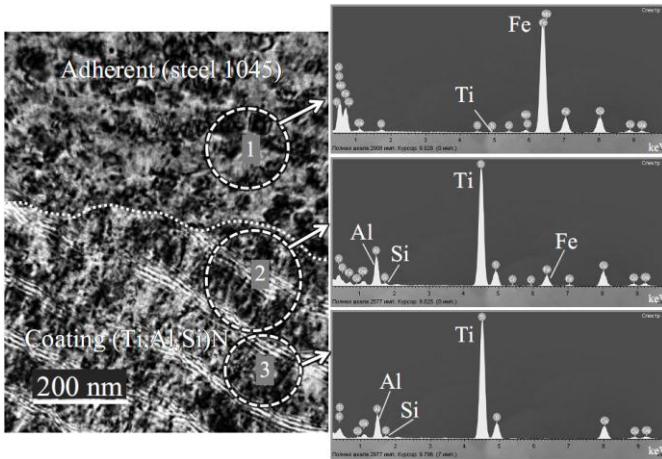


Рисунок 11. Содержание элементов в переходной зоне между износостойким слоем (Ti,Al,Si)N и налипком обрабатываемого материала (зона С)

## Выводы

Определены микротвердость и критическая нагрузка разрушения, характеризующая прочность адгезии покрытия, величины которых составили соответственно 32 ГПа и более 40 Н, а также химический состав верхнего износостойкого слоя композиционного наноструктурированного покрытия Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N.

Исследована микроструктура покрытия Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N. Показано, что покрытие Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N имеет трехслойную архитектуру, которая включает в себя адгезионный субслой Ti толщиной порядка 20 нм, переходный слой TiN толщиной около 1 мкм и наноструктурированный износостойкий слой (Ti,Al,Si)N общей толщиной порядка 4 мкм. Износостойкий слой (Ti,Al,Si)N, в свою очередь, состоит из 38 бинарных

нанослоев со средней толщиной бинарного слоя  $\lambda_b = 110$  нм. Каждый нанослой также имеет слоистую структуру и состоит их субнанослоев, при этом шаг данной слоистой структуры  $\lambda$  составляет 3 - 6 нм.

Выявлен механизм формирования нанослоев и субнанослоев износостойкого слоя  $(Ti,Al,Si)N$ , связанный с планетарным вращением образца в камере установки.

Установлено, что нанослойная структура покрытия позволяет сдерживать рост зерен в пределах нанометрического диапазона.

Выявлены более высокие режущие свойства твердосплавных пластин с покрытием  $Ti-TiN-(Ti,Al,Si)N$  по сравнению с покрытием  $TiN$  и особенности их изнашивания, разрушения и трещинообразования на различных участках передней поверхности инструмента.

Исследованы диффузионные процессы, установлено наличие заметной диффузии железа из обрабатываемого материала в покрытие на глубину не менее 140 нм, незначительная диффузия титана из покрытия в обрабатываемый материал и диффузия вольфрама из твердого сплава в покрытие на глубину 125 нм.

**Список использованных источников:** 1. *G.S. Fox-Rabinovich, K. Yamamoto, S.C. Veldhuis, A.I. Kovalev, G.K. Dosbaeva* Tribological adaptability of  $TiAlCrN$  PVD coatings under high performance dry machining conditions. *Surface & Coatings Technology*. 200(2005) 1804-13. 2. *G.S. Fox-Rabinovich* и др. Wear behavior of adaptive nano-multilayered  $TiAlCrN/NbN$  coatings under dry high performance machining conditions. *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 2015–2022. 3. *G. Fox-Rabinovich* и др. Evolution of self-organization in nano-structured PVD coatings under extreme tribological condition. *Applied Surface Science*. 297 (2014) 22–32. 4. *C.-L. Liang u др.* Fabrication and performance of  $TiN/TiAlN$  nanometer modulated coatings. *Thin Solid Films* 520(2011)813–817. 5. *A. Rizzo u др.* Improved properties of  $TiAlN$  coatings through the multilayer structure. *Surface & Coatings Technology* 235 (2013)475–483. 6. *L.H. Zhu u др.* High temperature oxidation behavior of  $Ti_{0.5}Al_{0.5}N$  coating and  $Ti_{0.5}Al_{0.4}Si_{0.1}N$  coating. *Vacuum* 2012;86:1795–9. 7. *S.Veprek u др.* Avoiding the high-temperature decomposition and softening of  $(Al_{1-x}Ti_x)N$  coatings by the formation of stable superhard  $nc-(Al_{1-x}Ti_x)N/a-Si_3N_4$  nanocomposite. *Mater Sci Eng A* 2004;366:202–5. 8. *S. Carvalho u др.* Microstructure and mechanical properties of nanocomposite  $(Ti,Si,Al)N$  coatings. *Thin Solid Films* 2001;398–399:391–6. 9. *M.G. Faga u др.*  $AlSiTiN$  nanocomposite coatings developed via Arc Cathodic PVD: evaluation of wear resistance via tribological analysis and high speed machining operations. *Wear* 2007;263:1306–14. 10. *Yu.D. Wang u др.* Microstructure and properties of  $TiAlSiN$  coatings prepared by hybrid PVD technology. *Thin Solid Films* 2009;517:4950–5. 11. *K.-D. Bouzakis u др.* Effect of silicon content on PVD film mechanical properties and cutting performance of coated cemented carbide inserts. *Surface & Coatings Technology* 237 (2013)379–389. 12. *L. Zhu, C. Song, W. Ni, Y. Liu* Effect of 10% Si addition on cathodic arc evaporated  $TiAlSiN$  coatings. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 26(2016) 1638–1646. 13. *M. Parlinska-Wojtan* Oxygen diffusion in columnar  $TiAlSiN$  coatings investigated by electron microscopy. *Thin Solid Films* 616 (2016) 437–443. 14. *N. Fukumoto, H. Ezura, T. Suzuki* Synthesis and oxidation resistance of  $TiAlSiN$  and multilayer  $TiAlSiN/CrAlN$  coating. *Surface & Coatings Technology* 204(2009) 902–906. 15. *A. A. Vereschaka u др.* Influence of nanolayer thickness on the performance properties of multilayer composite nano-structured modified coatings for metal-cutting tools. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2018) 95:2625–2640. 16. *S.N. Grigoriev u др.* Comparative analysis of cutting properties and nature of wear of carbide cutting tools with multi-layered nano-structured and gradient coatings produced by using of various deposition methods. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2017) 90:3421–3435. 17. *A.A. Vereschaka u др.* Nano-Scale Multi-Layered Coatings for Improved Efficiency of Ceramic Cutting Tools. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2017) 90:27–43. 18. *A.A.*

Vereschaka S.N. Grigoriev Study of cracking mechanisms in multilayer composite nano-structured coatings. *Wear*. 378-379 (2017) 43–57. doi:10.1016/j.wear.2017.01.101. 19. A.A. Vereschaka *u* *dp*. Delamination and longitudinal cracking in multi-layered composite nano-structured coatings and their influence on cutting tool life. *Wear*. 390–391 (2017) 209–219. 20. A. A. Vereschaka *u* *dp*. Working efficiency of cutting tools with multilayer nano-structured Ti-TiCN-(Ti,Al)CN and Ti-TiCN-(Ti,Al,Cr)CN coatings: Analysis of cutting properties, wear mechanism and diffusion processes. *Surface and Coatings Technology* 332 (2017) 198–213. 21. T.N. Loladze Nature of brittle failure of cutting tool. *Ann CIRP*. 1975; 24(1):13-16. 22. Лоладзе Т.Н. Прочность и износостойкость режущего инструмента. – М.: Машиностроение, 1982. – 320 с. 23. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями – М.: Машиностроение, 1993. 336 с.

**Bibliography (transliterated):** 1. G.S. Fox-Rabinovich, K. Yamamoto, S.C. Veldhuis, A.I. Kovalev, G.K. Dosbaeva Tribological adaptability of TiAlCrN PVD coatings under high performance dry machining conditions. *Surface & Coatings Technology*. 200(2005) 1804-13. 2. G.S. Fox-Rabinovich i dr. Wear behavior of adaptive nano-multilayered TiAlCrN/NbN coatings under dry high performance machining conditions. *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 2015–2022. 3. G. Fox-Rabinovich i dr. Evolution of self-organization in nano-structured PVD coatings under extreme tribological condition. *Applied Surface Science*. 297 (2014) 22–32. 4. C.-L. Liang i dr. Fabrication and performance of TiN/TiAlN nanometer modulated coatings. *Thin Solid Films* 520(2011)813–817. 5. A. Rizzo i dr. Improved properties of TiAlN coatings through the multilayer structure. *Surface & Coatings Technology* 235 (2013)475–483. 6. L.H. Zhu i dr. High temperature oxidation behavior of Ti<sub>0.5</sub>Al<sub>0.5</sub>N coating and Ti<sub>0.5</sub>Al<sub>0.4</sub>Si<sub>0.1</sub>N coating. *Vacuum* 2012;86:1795–9. 7. S.Veprek i dr. Avoiding the high-temperature decomposition and softening of (Al<sub>1-x</sub>Ti<sub>x</sub>)N coatings by the formation of stable superhardnc-(Al<sub>1-x</sub>Ti<sub>x</sub>)N/a-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>nanocomposite. *Mater SciEng A* 2004;366:202–5. 8. S. Carvalho i dr. Microstructure and mechanical properties of nanocomposite (Ti,Si,Al)N coatings. *Thin Solid Films* 2001;398–399:391–6. 9. M.G. Faga i dr. AlSiTiNnanocomposite coatings developed via Arc Cathodic PVD: evaluation of wear resistance via tribological analysis and high speed machining operations. *Wear* 2007;263:1306–14. 10. Yu.D.Wang i dr. Microstructure and properties of TiAlSiN coatings prepared by hybrid PVD technology. *Thin Solid Films* 2009;517:4950–5. 11. K.–D. Bouzakis i dr. Effect of silicon content on PVD film mechanical properties and cutting performance of coated cemented carbide inserts. *Surface & Coatings Technology* 237 (2013)379–389. 12. L. Zhu, C. Song, W. Ni, Y. Liu Effect of 10% Si addition on cathodic arc evaporated TiAlSiN coatings. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 26(2016) 1638–1646. 13. M. Parlinska-Wojtan Oxygen diffusion in columnar TiAlSiN coatings investigated by electron microscopy. *Thin Solid Films* 616 (2016) 437–443. 14. N. Fukumoto, H. Ezura, T. Suzuki Synthesis and oxidation resistance of TiAlSiN and multilayer TiAlSiN/CrAlN coating. *Surface & Coatings Technology* 204(2009) 902–906. 15. A. A. Vereschaka i dr. Influence of nanolayer thickness on the performance properties of multilayer composite nano-structured modified coatings for metal-cutting tools. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2018) 95:2625–2640. 16. S.N. Grigoriev i dr. Comparative analysis of cutting properties and nature of wear of carbide cutting tools with multi-layered nano-structured and gradient coatings produced by using of various deposition methods. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2017) 90:3421–3435. 17. A.A. Vereschaka i dr. Nano-Scale Multi-Layered Coatings for Improved Efficiency of Ceramic Cutting Tools. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* (2017) 90:27–43. 18. A.A. Vereschaka S.N. Grigoriev Study of cracking mechanisms in multilayer composite nano-structured coatings. *Wear*. 378-379 (2017) 43–57. doi:10.1016/j.wear.2017.01.101. 19. A.A. Vereschaka i dr. Delamination and longitudinal cracking in multi-layered composite nano-structured coatings and their influence on cutting tool life. *Wear*. 390–391 (2017) 209–219. 20. A. A. Vereschaka i dr. Working efficiency of cutting tools with multilayer nano-structured Ti-TiCN-(Ti,Al)CN and Ti-TiCN-(Ti,Al,Cr)CN coatings: Analysis of cutting properties, wear mechanism and diffusion processes. *Surface and Coatings Technology* 332 (2017) 198–213. 21. T.N. Loladze Nature of brittle failure of cutting tool. *Ann CIRP*. 1975; 24(1):13-16. 22. Loladze T.N. Prochnost i iznosostojkost rezhushhego instrumenta. – М.: Mashinostroenie, 1982. – 320 s. 23. Vereshaka A.S. Rabotosposobnost rezhushhego instrumenta s iznosostojkimi pokrytiami – М.: Mashinostroenie, 1993. 336 s.

Надійшла до редколегії 25.06.2018