

УДК 621.793.184

DOI dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-64-73

УПРОЧНЕНИЕ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ЛЕЗВИЙНОГО ИНСТРУМЕНТА, ИСПОЛЬЗУЕМОГО ДЛЯ РЕЗАНИЯ ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ И ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ, МНОГОСЛОЙНЫМИ НАНОСТРУКТУРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

© 2015 г. **А.О. Волхонский, И.В. Блинков, В.Н. Аникин, Д.С. Белов, В.С. Сергевнин**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Статья поступила в редакцию 19.02.15 г., подписана в печать 01.03.15 г.

Проведены комплексные исследования физико-механических свойств и адгезионной прочности в системе «покрытие – твердосплавная подложка» монослойных (Ti–Al–N) и многослойных (Ti–Al–N/Cr–N, Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N) покрытий. Показано преимущество использования последних, которое связано с переходом от механизма адгезионного разрушения покрытия к когезионному, с повышением параметров H^3/E^2 и H/E , характеризующих сопротивление материала пластической и упругой деформации соответственно. Введение в состав покрытий Ti–Al–N хрома обеспечивает снижение коэффициента трения (с 0,52 до 0,45) и уменьшение вероятности адгезионного взаимодействия с обрабатываемым материалом. Сравнительные эксплуатационные испытания твердосплавных сменных многогранных пластин (СМП) с исследуемыми покрытиями при непрерывном резании стали 12Х18Н10Т показали наибольшую износостойкость покрытий Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N. Стойкостные испытания СМП из сплавов ВК6НСТ и ТТ10К8Б с покрытиями Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N при продольном точении стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ20 свидетельствуют об увеличении их стойкости до 3,0–3,5 раз как при низких, так и высоких скоростях резания. Данные покрытия обеспечивают повышение стойкости режущего инструмента и на операциях фрезерования титанового сплава ВТ20 при скорости резания до 40 м/мин.

Ключевые слова: упрочнение, режущий инструмент, многослойные покрытия, наноструктурные покрытия, твердость, адгезия, когезия, изнашивание, стойкость, трибологические свойства, точение, фрезерование.

Для цитирования: Волхонский А.О., Блинков И.В., Аникин В.Н., Белов Д.С., Сергевнин В.С. Упрочнение твердосплавного лезвийного инструмента, используемого для резания труднообрабатываемых титановых сплавов и хромоникелевых сталей, многослойными наноструктурными покрытиями // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2015. No. 5. С. 64–73. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-64-73.

Volkhonskii A.O., Blinkov I.V., Anikin V.N., Belov D.S., Sergevnin V.S.

Hardening the hard-alloy edge tool used for cutting of tough-to-machine titanium alloys and chromium–nickel steels with multilayered nanostructured coatings

Complex investigations into physicomachanical properties and adhesion strength in the «coating–carbide cutting insert» system of monolayered (Ti–Al–N) and multilayered (Ti–Al–N/Cr–N, Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N) are performed. The advantage of using the latter; which is associated with the passage from the adhesion mechanism of coating destruction to the cohesion mechanism; with an increase in parameters H^3/E^2 and H/E that characterize the material resistance to plastic and elastic deformation, respectively; is shown. The introduction of chromium into the composition of Ti–Al–N coatings provides a decrease in friction coefficient (from 0,52 to 0,45) and a decrease in probability of adhesion interaction with the treated material. Comparative operational tests of carbide cutting inserts (CCI) with coatings under study in the course of continuous cutting steel 12H18N10T showed that largest wear resistance of Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N coatings. Wear tests of CCIs made of VK6NST and TT10K8B alloys with Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N coatings in the course of longitudinal turning steel 12H18N10T and VT20 alloy evidence an increase in their resistance up to a factor of 3,0–3,5 both at low and high cutting rates. These coatings provide an increase in resistance of cutting tool and in milling operations of VT20 titanium alloy at cutting velocity up to 40 m/min.

Keywords: hardening, cutting tool, multilayered coatings, nanostructured coatings, hardness, adhesion, cohesion, wear, resistance, tribological properties, turning, milling.

Citation: Volkhonskii A.O., Blinkov I.V., Anikin V.N., Belov D.S., Sergevnin V.S. Uprochnenie tverdosplavnogo lezviinogo instrumenta, ispol'zuemogo dlya rezaniya trudnoobrabatyvaemykh titanovykh spлавov i khromonikelevykh stalei, mnogoslainymi nanostrukturnymi pokrytiyami. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2015. No. 5. P. 64–73. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-5-64-73.

Волхонский А.О. – канд. техн. наук, ассистент кафедры функциональных наносистем и высокотемпературных материалов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). Тел./факс: (499) 236-70-85. E-mail: abvest@mail.ru.

Блинков И.В. – докт. техн. наук, профессор этой кафедры. E-mail: biv@misis.ru.

Аникин В.Н. – канд. техн. наук, доцент этой кафедры. E-mail: biv@misis.ru.

Белов Д.С. – аспирант этой кафедры. E-mail: lightning4s@yandex.ru.

Сергевнин В.С. – аспирант этой кафедры. E-mail: v.s.sergevnin@gmail.com.

Введение

Хромоникелевые стали и титановые сплавы широко используются в аэрокосмической, химической и нефтехимической областях промышленности. Серьезную проблему составляет низкая производительность их механической обработки, которая связана с комплексом проявляющихся в этом случае свойств таких материалов: низкая теплопроводность, высокая прочность на сдвиг и растяжение при повышенных температурах, быстрое деформационное упрочнение (особенно для сплавов на никелевой основе), склонность к образованию нароста на режущей кромке инструмента из-за интенсивного адгезионного взаимодействия [1]. Эти особенности во многом определяют интенсивный износ режущего инструмента в месте его контакта со стружкой. В целом при обработке таких сплавов выделяют несколько механизмов износа, однако основным является образование нароста на режущей кромке инструмента, что обусловлено адгезионным взаимодействием на границе раздела «режущий инструмент — обрабатываемый материал» [2, 3].

Для устранения этих проблем в ряде случаев применяют смазочно-охлаждающие технологические среды (СОТС), что приводит к удорожанию процесса обработки и необходимости решения вопросов их утилизации [4].

Одним из основных направлений улучшения технологичности труднообрабатываемых сплавов является использование при их обработке режущего инструмента с покрытиями. Широко известна эффективность применения покрытий, полученных методом PVD и прежде всего ионно-плазменным вакуумно-дуговым осаждением. Этот метод позволяет создавать покрытия с высокой адгезионной прочностью с подложкой (до 100 Н) за счет повышенной степени ионизации атомарного потока, испаряемого с катодов, которая значительно превосходит данную характеристику при магнетронном распылении [4]. Высокая прочность соединения покрытия и подложки во многом определяет сопротивление выкрашиванию и, как следствие, снижает вклад адгезионного износа [5].

В настоящее время наиболее используемыми в промышленности являются износостойкие PVD-покрытия в системе Ti—Al—N [6]. Они обладают достаточно высокой твердостью, теплостойкостью, жаростойкостью и сопротивлением образованию усталостных трещин. Кроме того, на поверхности

данных покрытий в процессе резания, связанного с нагревом до температур 600—700 °С, образуются термически и химически стабильные трибопленки на основе оксида алюминия, предотвращающие интенсивное налипание обрабатываемого материала на режущий инструмент [6].

В работах [7—10] были получены покрытия Ti—Al—N/Cr—N, Ti—Al—N/WN, Ti—Al—N/V—N, Ti—Al—N/Mo—N, Ti—Al—N/V—N, обеспечивающие формирование так называемой твердой смазки на границе «покрытие—обрабатываемый материал» за счет формирования трибопленок на основе сложных оксидов металлов, входящих в состав покрытия, и образования так называемых фаз Маньелли.

Однако требования современной промышленности к увеличению производительности механической обработки и отказу от применения СОТС приводят к росту температуры в области резания до 900—1000 °С при обработке данных материалов, что требует разработки и использования новых составов покрытий, обеспечивающих повышение термической стабильности структуры и состава. Как показано в работе [11], это может быть достигнуто за счет применения барьерных слоев на основе нитридов тугоплавких металлов с минимальной диффузионной подвижностью металлического элемента.

В настоящей работе приведены сравнительные результаты комплексных физико-механических и трибологических исследований покрытий Ti—Al—N, Ti—Al—N/Cr—N, Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N по обеспечению ими эксплуатационных свойств режущего инструмента, а также данные по характеру износа покрытий в условиях высокоскоростного сухого резания труднообрабатываемых сталей и сплавов.

Экспериментальная часть

Нанесение покрытий осуществляли на установке вакуумно-дугового ионно-плазменного напыления «Булат-ННВ 6.6-И1» с использованием трехкатодной испарительной системы, состав которой представлен в табл. 1.

Осаждение покрытий вели при токах дуг на катодах из сплава ВТ5, циркония и хрома, равных 120, 135 и 90 А соответственно, потенциале смещения —120 В, подаваемом на подложку, и скорости вращения подложки относительно распыляемых катодов 1 об./мин. В качестве реакционного газа использовали азот с давлением $3 \cdot 10^{-3}$ Па. Время напыления покрытий составляло ~60 мин. Подложками слу-

Таблица 1
Испарительная система для нанесения покрытий

Покрытие	Состав испарительной системы		
	Катод 1	Катод 2	Катод 3
Ti–Al–N	Сплав VT5	Сплав VT5	Сплав VT5
Ti–Al–N/Cr–N	Сплав VT5	Сплав VT5	Хром
Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N	Сплав VT5	Цирконий	Хром

жили сменные многогранные пластины (СМП) по форме, соответствующей ISO (SNUN 120408), из твердого сплава ВК6НСТ и ТТ10К8Б. Перед нанесением покрытий поверхность СМП предварительно очищали в ультразвуковой ванне в нагретом щелочном растворе и высушивали в парах спирта. После загрузки образцов в камеру осуществлялась дополнительная термоактивация поверхности за счет ее обработки металлогазовыми ионами аргона и титана. Толщина осажденных покрытий составляла $5,0 \pm 0,1$ мкм и регулировалась временем осаждения.

Твердость (H) и модуль упругости (E) покрытий определяли путем измерительного индентирования при малых нагрузках по методу Оливера и Фарра, которое осуществляли на микроиндентометре «Micro-Hardness Tester» (CSM Instruments, Швейцария) при фиксированной нагрузке 50 мН. Глубину проникновения индентора контролировали таким образом, чтобы она не превышала 10 % от толщины покрытия для исключения влияния подложки.

Оценку адгезионной/когезионной прочности в системе «покрытие—подложка» проводили методом царапания с использованием прибора «Revetest» (CSM Instruments, Швейцария) по результатам разрушения образцов при определенной нагрузке. Изучаемую поверхность царапали алмазным индентором типа Роквелла с радиусом закругления 200 мкм при непрерывно нарастающей нагрузке. Были определены критические нагрузки L_{c1} (обозначает момент появления первой трещины), L_{c2} (соответствует адгезионному разрушению покрытия) и L_{c3} (свидетельствует о полном истирании покрытия до подложки). В процессе исследования измеряли акустическую эмиссию (A), силу трения индентора (F), коэффициент трения (μ), глубину погружения индентора (h), а после испытания проводили микроскопические наблюдения вдоль царапины. Экспериментальные кривые акустической эмиссии сглаживали путем сигмоидальной аппроксимации по 30 точкам экспериментальной кривой, усредненной по нескольким измерениям.

Сравнительные исследования трибологических свойств (износостойкость и коэффициент трения скольжения) покрытий и твердого сплава ВК6НСТ без покрытия осуществляли на воздухе по схеме «шарик—диск» при нормальной нагрузке 10 Н, линейной скорости 20 см/с и радиусе бороздки

износа 4 мм с помощью прибора «Tribometer» (CSM Instruments, Швейцария). Диаметр пятна износа контртела — шарика из стали 100Cr6 (аналог ШХ15) диаметром 6 мм — и ширину трека износа на образцах определяли с помощью оптического микроскопа «Axiovert 25» (Carl Zeiss, Германия).

Режущие свойства инструмента исследовали при непрерывном резании (продольном точении) и прерывистом резании (поперечном фрезеровании) в соответствии с ISO 3685:1993. Для проведения экспериментов использовали токарный станок 1К626 и вертикально-фрезерный станок модели 24К40СФ4 с ЧПУ. Фрезерная головка Ш108 мм оснащалась одной резцовой вставкой с целью устранения влияния биения зубьев на износ инструмента. Износ режущего инструмента оценивали с помощью оптического микроскопа. Во время экспериментов периодически измеряли величину износа СМП и строили графики зависимости износа по задней поверхности от времени работы. В качестве критерия затупления СПМ выбирали износ по задней поверхности, равный 0,5 мм.

Обрабатываемые материалы — цилиндрические заготовки диаметром 200 мм из стали 12Х18Н10Т и $\varnothing 55$ мм из титанового сплава ВТ20. Режимы резания: скорость резания $V = 45 \div 120$ м/мин, подача $S = 0,1$ мм/об., глубина резания $t = 0,5$ мм.

Результаты и их обсуждение

1. Физико-механические и трибологические свойства

Ранее [11–13] были изучены особенности структуро- и фазообразования покрытий в исследуемых системах. Так, в частности, установлено, что переход от монослойного строения для покрытий Ti–Al–N к многослойному для Ti–Al–N/Cr–N и Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N приводит к измельчению размера кристаллитов. Их дисперсность определяется толщиной соответствующих нанослоев, регулируемой скоростью вращения подложки относительно испаряемых

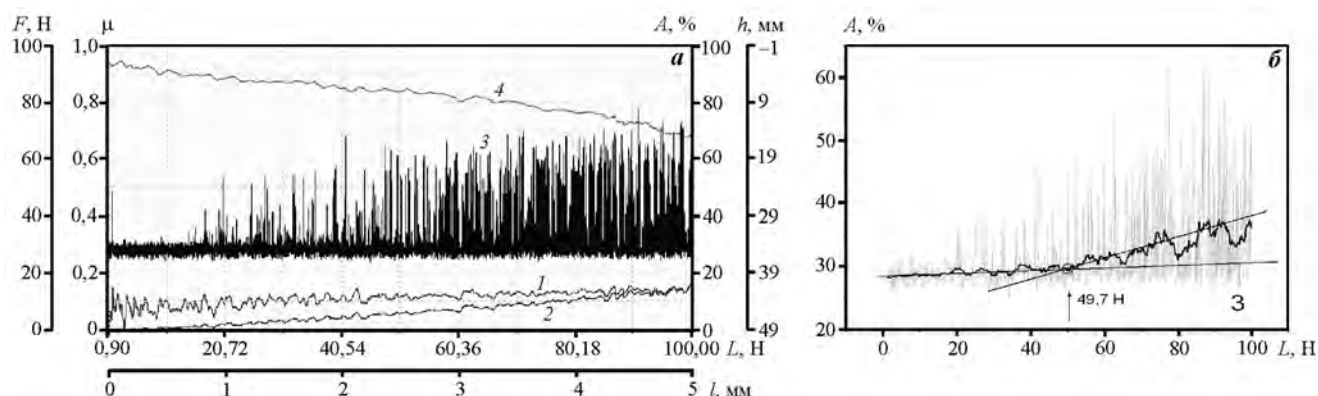


Рис. 1. Результаты измерительного царапания покрытия Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N

a – кривые зависимостей $F(I)$, μ (2), A (3), h (4) от приложенной нагрузки на индентор и длины царапины
б – общий вид сглаженной по 30 точкам кривой акустической эмиссии

Таблица 2

Физико-механические свойства покрытий

Состав	H , ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , ГПа	L_{c1} , Н	L_{c2} , Н	L_{c3} , Н
Ti–Al–N	30,8	565	0,055	0,092	14	29	–
Ti–Al–N/Cr–N	34,7	560	0,062	0,131	43	–	74
Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N	32,3	490	0,066	0,140	50	–	95

катодов, током испаряющих дуг, обуславливающих количество испаряемого вещества, переходящего в газовую фазу. При используемых в работах режимах получения средний размер кристаллитов составлял 80, 25 и 10 нм для покрытий Ti–Al–N, Ti–Al–N/Cr–N и Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N соответственно.

Введение в многослойную наноструктуру покрытия Ti–Al–N/Cr–N дополнительного барьерного слоя на основе Zr–N между взаиморастворимыми слоями Ti–Al–N и Cr–N приводило к повышению ее термической стабильности. Рассчитанные значения коэффициентов диффузии основных металлических элементов покрытия в соответствующие нитридные слои при нагреве в интервале $t = 800 \div 1000$ °C свидетельствуют об отсутствии заметного диффузионного размытия границ слоев при наличии барьерного слоя на основе Zr–N между взаиморастворимыми Ti–N и Cr–N. Между тем без указанного барьерного слоя наблюдалось заметное размытие границ слоев при температурах нанесения покрытий ($\sim 700 \div 800$ °C), что, в свою очередь, приводило к укрупнению размера кристаллитов.

Покрытия всех исследуемых систем характеризуются высоким уровнем физико-механических свойств (см. табл. 2). Они имеют близкие значения твердости. Как уже было отмечено, создание мно-

гослойной структуры в покрытии обуславливает уменьшение размера кристаллитов, что, в свою очередь, приводит к повышению твердости в соответствии с правилом Петча–Холла [14]. Кроме того, формирование более дисперсной структуры, по видимому, сопровождается изменением механизма пластической деформации на зернограничное проскальзывание, которое конкурирует с обычным движением решетчатых дислокаций. Диффузионные механизмы пластичности, связанные с диффузией вакансий в объеме зерен, по их границам и тройным стыкам, могут также принимать участие в общем пластическом формоизменении [15]. Изменение механизма деформации, предположительно, является причиной более низкого значения твердости покрытий Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N по сравнению с Ti–Al–N/Cr–N. При этом значения параметров H^3/E^2 и H/E , определяющих сопротивление материала пластической и упругой деформации разрушения, возрастают. По мнению ряда исследователей, по изменению этих параметров можно судить об износостойкости покрытий [16].

Результаты исследования адгезионной прочности покрытий представлены в табл. 2. Коэффициенты L_{c1} покрытий были установлены при анализе графика изменения акустической эмиссии (см. рис. 1).

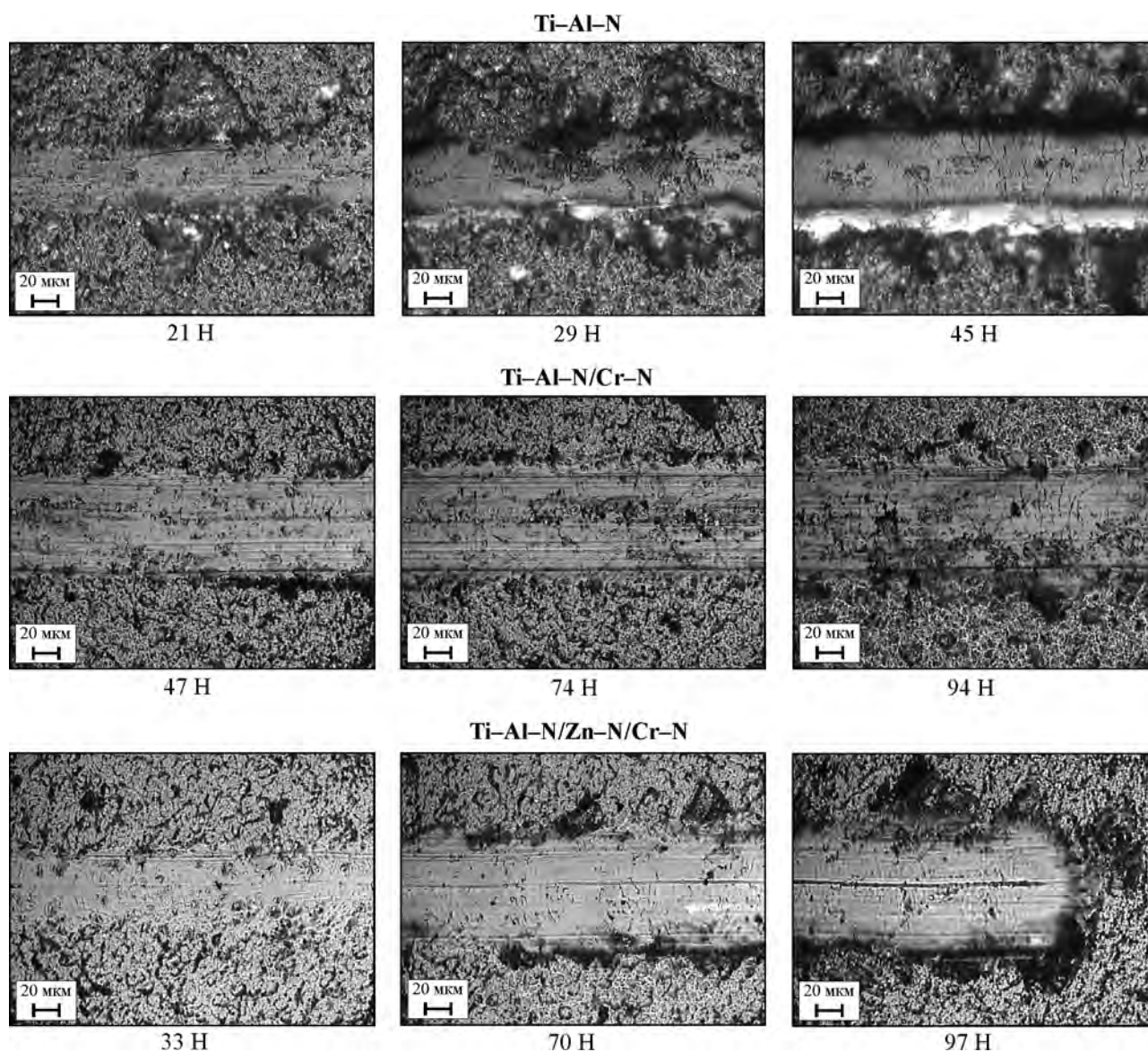


Рис. 2. Фотографии царапины образцов покрытий

При достижении критической нагрузки, приводящей к образованию первой трещины в покрытиях, фиксировался резкий всплеск уровня акустической эмиссии. Отдельные акустические импульсы, проявляющиеся на графиках до достижения указанных в таблице величин, обусловлены прерывистым контактом между индентором и покрытием, задаваемым исходной шероховатостью поверхности.

На рис. 2 показаны изображения области разрушения покрытий. Как видно, для составов Ti-Al-N и Ti-Al-N/Cr-N характерен адгезионный механизм разрушения, связанный с отслаиванием элементов покрытия от подложки при увеличении нагрузки на индентор. Критические нагрузки, при-

водящие к разрушению покрытий, составляют для Ti-Al-N и Ti-Al-N/Cr-N соответственно 29 и 74 Н.

Для покрытий Ti-Al-N/Zr-N/Cr-N характерен когезионный механизм разрушения, проявляющегося в образовании множества диагональных трещин на дне царапины и фрагментировании покрытия без отделения крупных частиц и его отслаивания от подложки. При нагрузке ~95 Н происходит полное истирание слоя до подложки, о чем свидетельствует рост показателей коэффициента и силы трения.

Наиболее высокие значения параметров L_{c2} , L_{c3} показывают многослойные покрытия Ti-Al-N/

Cr–N и Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N, более устойчивые к пластической деформации, для которых соотношение $H^3/E^2 = 0,13$ и $0,14$ ГПа соответственно (см. табл. 2). Стойкость к пластической деформации для покрытий с многослойной структурой обусловлена тем, что наличие множественных границ слоев и зерен является дислокационным барьером, и требуется дополнительное повышение напряжения для их

продвижения. Скользящая дислокация вынуждена останавливаться у этих границ, поскольку плоскость скольжения имеет другую ориентацию.

На рис. 3 показаны сравнительные результаты по исследованию коэффициента трения покрытий и твердого сплава. Видно, что многослойные покрытия Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N и Ti–Al–N/Cr–N обладают минимальным значением коэффициента

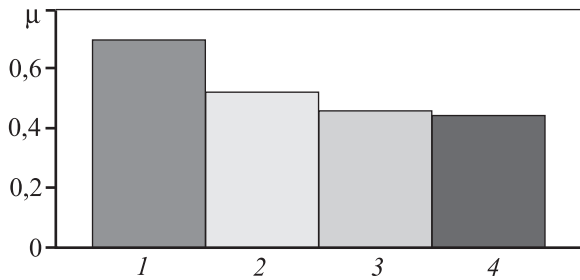


Рис. 3. Результаты исследования трибологических свойств материалов

1 – VK6; 2 – Ti–Al–N; 3 – Ti–Al–N/Cr–N;
4 – Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N

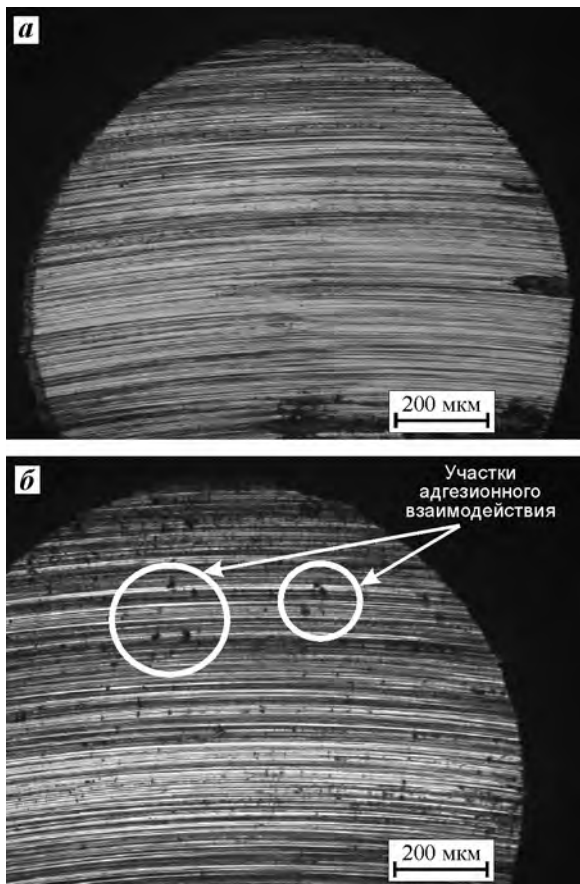


Рис. 4. Микрофотографии износа шариков из стали 100Cr6 после испытаний
а – Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N; б – Ti–Al–N

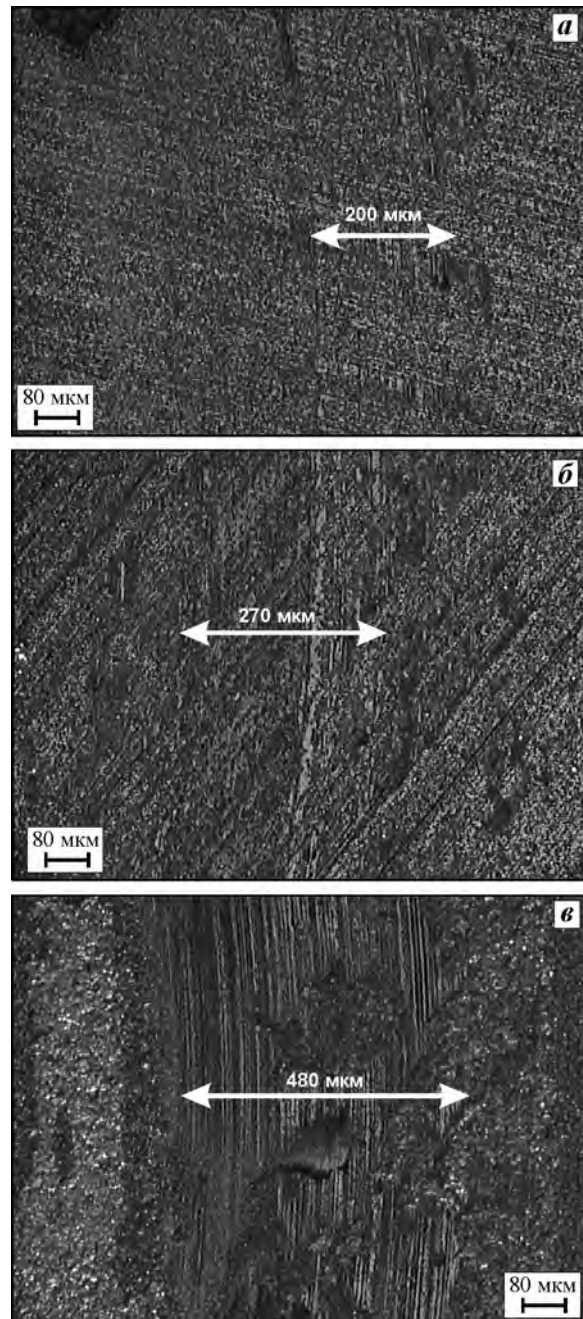


Рис. 5. Топография трека износа на пути трения длиной 75 м
а – Ti–Al–N/Zr–N/Cr–N; б – Ti–Al–N/Cr–N; в – Ti–Al–N

трения ($\mu \sim 0,45$), что, по-видимому, определяется их более высокой трибологической адаптируемостью, которая проявляется через образование в процессе трения, сопровождающемся нагревом, трибопленки, состоящей из оксидов алюминия, циркония и хрома, служащей защитой поверхности покрытия и улучшающей смазывающую способность во время трения. Меньшие значения μ этих покрытий, по сравнению с Ti—Al—N, свидетельствуют о существенном влиянии на их трибологические свойства прежде всего оксидов хрома.

Об отсутствии заметного адгезионного взаимодействия между покрытием Ti—Al—N/Cr—N и контртелом можно судить по микрофотографиям поверхности шарика после испытания. Анализ рис. 4, а показывает, что на его поверхности нет следов взаимодействия с обрабатываемым материалом. В свою очередь, у шарика, контактировавшего с покрытием Ti—Al—N, видны следы адгезионного взаимодействия (см. рис. 4, б) с последующим локальным разрушением в зоне контакта.

На рис. 5 показаны дорожки износа покрытий. Их визуальный анализ свидетельствует, что наименьшая скорость изнашивания наблюдается у образца Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N. Видно, что дорожка износа у него прерывистая и не имеет четких границ. Наилучшая износостойкость покрытия связана с его химической инертностью по отношению к материалу контртела (см. рис. 4, а), минимальным значением среднего коэффициента трения (0,45), определяемого его трибологической адаптируемостью, и наиболее высокими значениями параметров H^3/E^2 и H/E . Максимальную скорость износа демонстрируют покрытия Ti—Al—N.

2. Эксплуатационные свойства режущего инструмента с покрытиями

Представленные выше данные по физико-механическим и трибологическим свойствам рассматриваемых покрытий позволяют прогнозировать повышение эксплуатационных свойств режущего инструмента за счет их применения. На рис. 6 приведены результаты исследования стойкости СМП с изучаемыми покрытиями при точении стали X18H10T. Видно, что наибольшую стойкость показывают покрытия Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N

Для последующих стойкостных испытаний в условиях прерывистого и непрерывного резания твердосплавным инструментом стали 12X18H10T и сплава BT20 для его упрочнения были выбраны

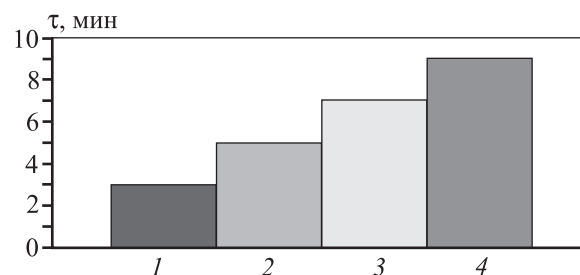


Рис. 6. Стойкость СМП с исследуемыми покрытиями
1 – BK6; 2 – Ti—Al—N; 3 – Ti—Al—N/Cr—N;
4 – Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N
 τ – время резания до затупления СМП

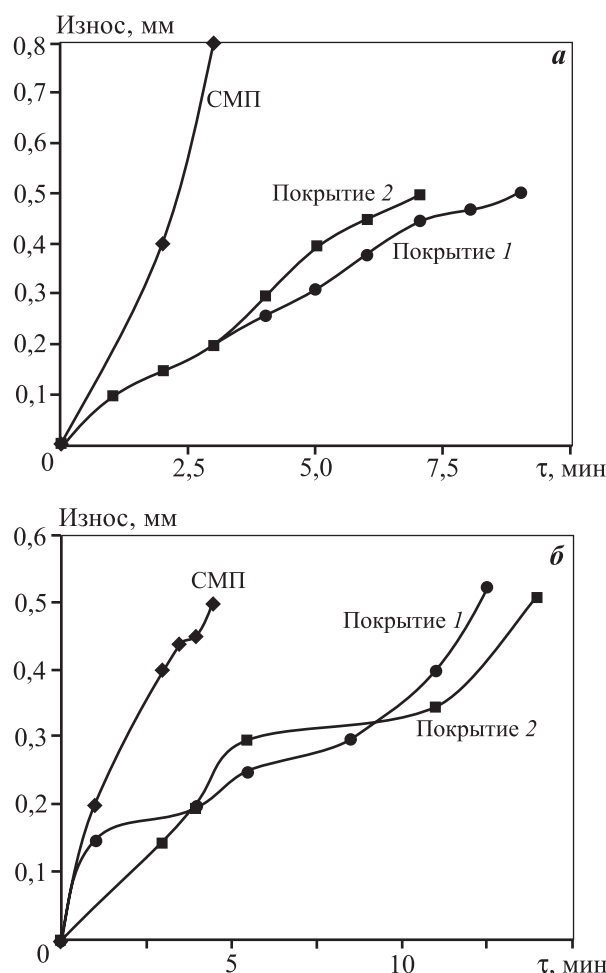


Рис. 7. Зависимость величины износа СМП из сплава BK6HCT (а) и TT10K8B (б) под задней поверхностью от времени резания при продольном точении стали 12X18H10T (а) и титанового сплава BT20 (б)

покрытия именно этого состава, обладающие оптимальными физико-механическими, трибологическими и эксплуатационными свойствами. Исследовали две серии образцов, полученные в различных экспериментах. Это было сделано с целью изучения

повторяемости полученных результатов и исключения вариативных разбросов.

Полученные зависимости «износ—время» для СМП с покрытием имеют характерную для таких кривых форму (см. рис. 7). В областях приработки и нормального износа изнашивание инструмента с покрытием уменьшается. Установлено, что преобладающим является износ по задней поверхности резцов. Показано, что стойкость режущего инструмента при непрерывном резании стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ20 за счет применения разработанного покрытия Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N повышается в 3,0—3,5 и 2,5—3,0 раза соответственно. Причем при большей скорости резания, сопровождаемой ростом температуры в области контакта режущего инструмента с обрабатываемым материалом, его стойкость по сравнению с инструментом без покрытия выше (см. рис. 8, а).

Анализ рис. 9 позволяет дополнительно отметить, что морфология поверхности износа режущего

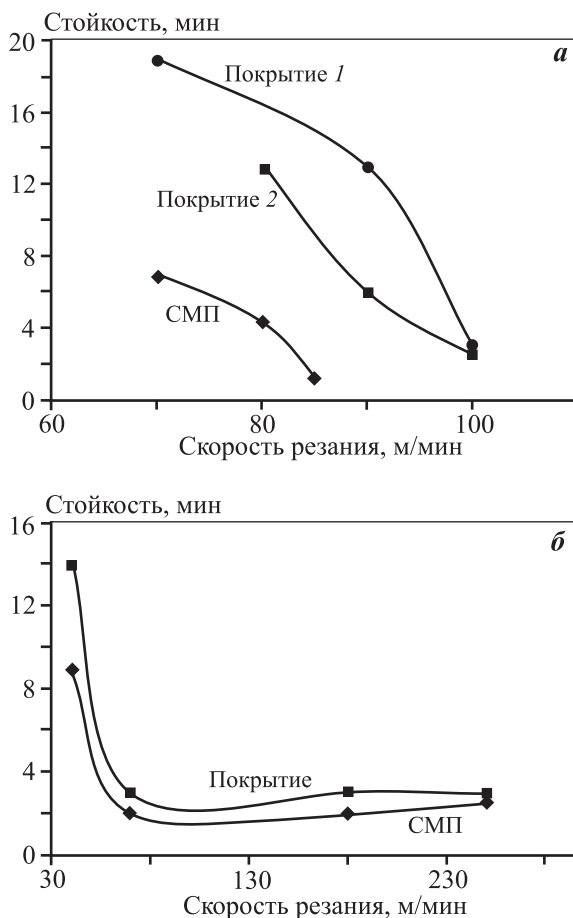


Рис. 8. Зависимость стойкости резцов от скорости резания при точении (а) и фрезеровании (б) титанового сплава ВТ20

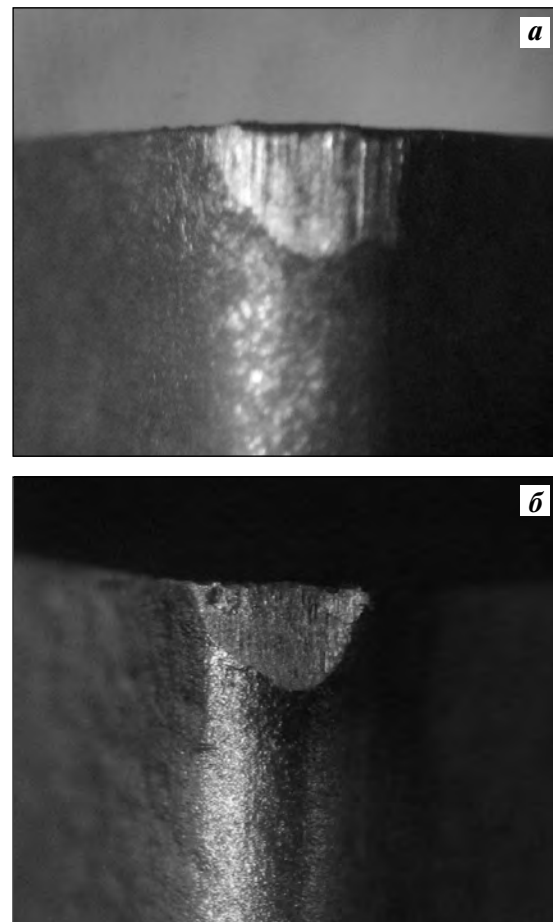


Рис. 9. Морфология поверхности СМП без покрытия (а) и с покрытием (б) после резания титанового сплава ВТ20

го инструмента с покрытием является более гладкой по сравнению с поверхностью твердосплавного резца, что определяется снижением вероятности образования нароста на режущей кромке инструмента вследствие его лучшей трибологической адаптируемости. Неровная поверхность твердосплавного резца обуславливается тем, что происходит формирование нароста, связанного с высокой адгезионной прочностью на границе раздела «режущий инструмент — обрабатываемый материал» и обработкой без применения СОТС. Проведенные исследования при прерывистом резании титанового сплава показывают эффективность использования резцов с покрытием только при относительно низких скоростях резания (см. рис. 8, б). Это вызвано тем, что происходит хрупкое разрушение твердого сплава.

Таким образом, результаты проведенных исследований режущих свойств СМП свидетельствуют, что полученные покрытия обеспечивают повышенные эффективности твердосплавного инструмента,

предназначенного для резания труднообрабатываемых материалов (никельсодержащих сталей и титановых сплавов). Кроме того, возможно расширение областей технологического применения СМП с разработанными покрытиями как для непрерывного, так и прерывистого резания.

Выводы

1. Проведены исследования физико-механических свойств и адгезионной прочности в системе «покрытие — твердосплавная подложка» монослойных (Ti—Al—N) и многослойных (Ti—Al—N/Cr—N, Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N) покрытий. Преимущество использования последних связано с переходом от механизма адгезионного разрушения покрытия к когезионному, с повышением параметров H^3/E^2 и H/E , характеризующих сопротивление материала пластической и упругой деформации соответственно.

2. Введение в состав покрытий Ti—Al—N хрома обеспечивает снижение коэффициента трения (с 0,52 до 0,45) и вероятности адгезионного взаимодействия с обрабатываемым материалом, что способствует повышению износостойкости образцов в условиях трибологических испытаний по схеме «шарик—диск» с использованием контртела из стали ШХ15.

3. Сравнительные эксплуатационные испытания твердосплавных СМП со всеми исследуемыми покрытиями при непрерывном резании стали 12Х18Н10Т показали, что наибольшую износостойкость имеют покрытия Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N, обладающие лучшими физико-механическими и трибологическими свойствами.

4. В ходе стойкостных испытаний СМП из сплавов ВК6НСТ и ТТ10К8Б с покрытиями Ti—Al—N/Zr—N/Cr—N при продольном тчении стали 12Х18Н10Т и сплава ВТ20 установлено увеличение их стойкости до 3,0—3,5 раз как при низких, так и высоких скоростях резания. Разработанные покрытия также обеспечивают повышение стойкости режущего инструмента на операциях фрезерования титанового сплава ВТ20. Однако при повышении скорости резания с 40 до 70 м/мин стойкость СМП с покрытием падает и соответствует значениям времени наработки на отказ для режущего инструмента без покрытия.

Исследования проведены по заданию №11.1108.2014/к на выполнение научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности.

Литература

1. *Cheng-Dong Wang, Ming Chen, Qin-Long An, Yi-Hong Zhu.* Tool wear performance in face milling Inconel 182 using minimum quantity lubrication with different nozzle positions // Intern. J. Prec. Eng. Manufact. 2013. Vol. 15. No. 3. P. 557—565.
2. *Krishnaraj V., Samsudeensadham S., Sindhumathi R., Kuppan P.* A study on high speed and milling of titanium alloy // Proc. Eng. 2014. Vol. 97. P. 251—257.
3. *Yin-Yu Chang, Hsing-Ming Lai.* Wear behavior and cutting performance of CrAlSiN and TiAlSiN hard coatings on cemented carbide cutting tools for Ti alloys // Surf. Coat. Technol. 2014. Vol. 259. P. 152—158.
4. *Volkhonskii A.O., Blinkov I.V.* Influence of deposition parameters of the Ti—Al—N/Zr—Nb—N—Cr—N multilayered nanostructured coating obtained by the arc-PVD method on their physicomechanical, tribological, and operational properties // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2012. Vol. 53. P. 259—265.
5. *Biksa A., Yamamoto K., Dosbaeva G., Veldhuis S.C., Fox-Rabinovich G.S., Elfiyzy A., Wagg T., Shuster L.S.* Wear behavior of adaptive nano-multilayered AlTiN/Me_xN PVD coatings during machining of aerospace alloys // Tribology Intern. 2010. Vol. 43. P. 1491—1499.
6. *Harris S.G., Doyle E.D., Vlasveld A.C., Dolder P.J.* Dry cutting performance of partially filtered arc deposited titanium aluminium nitride coatings with various metal nitride base coatings // Surf. Coat. Technol. 2001. Vol. 146—147. P. 305—311.
7. *Barshilia H.C., Jain A., Rajam K.S.* Structure, hardness and thermal stability of nanolayered TiN/CrN multilayer coatings // Vacuum. 2004. Vol. 72. P. 241—248.
8. *Lewis D.B., Wadsworth I., Munz W.-D., Kuzel Jr.R., Valvoda V.* Structure and stress of TiAlN/CrN superlattice coatings as a function of CrN layer thickness // Surf. Coat. Technol. 1999. Vol. 116—119. P. 284—291.
9. *Fox-Rabinovich G.S., Yamamoto K., Veldhuis S.C., Kovalev A.I., Shuster L.S., Ning L.* Self-adaptive wear behavior of nano-multilayered TiAlCrN/WN coatings under severe machining conditions // Surf. Coat. Technol. 2006. Vol. 201. P. 1852—1860.
10. *Luo Q., Robinson G., Howarth M., Sim W.-M., Stalley M.R., Leitner H., Ebner R., Caliskanoglu D., Hovsepian P.Eh.* Performance of nano-structured multilayer PVD coating TiAlN/VN in dry high speed milling of aerospace aluminium 7010-T7651 // Surf. Coat. Technol. 2005. Vol. 200. P. 123—127.
11. *Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Kuznetsov D.V., Skryleva E.A.* Investigation of structure and phase formation in multilayer

- coatings and their thermal stability // *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 586. P. S381—S386.
12. *Anikin V.N., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Sobolev N.A., Tsareva S.G., Kratokhvil, R.V., Frolov A.E.* Ion-plasma Ti—Al—N coatings on a cutting hard-alloy tool operating under conditions of constant and alternating-sign loads // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2009. Vol. 50. No. 4. P. 424—431.
 13. *Blinkov I.V., Tsareva S.G., Zentseva A.V., Volkhonskii A.O., Buzanov V.I., Stepareva N.N.* Structure and phase formation of nanostructural ion—plasma Ti—Cr—Al—N coatings on a hard alloy cutting tool // *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2010. Vol. 51. No. 6. P. 483—489.
 14. *Zhou Yaomin, Asaki Reo, Soe We-Hyo, Yamamoto Ryoichi, Chen Rong, Iwabuchi Akira.* Hardness anomaly, plastic deformation work and fretting wear properties of polycrystalline TiN/CrN multilayers // *Wear.* 1999. Vol. 236. P. 159—164.
 15. *Гуткин М.Ю., Овидько И.А.* Физическая механика деформируемых наноструктур. Т. 1. Нанокристаллические материалы. СПб.: Янус, 2003.
 16. *Leyland A., Matthews A.* On the signification of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coatings approach to optimized tribological behavior // *Wear.* 2000. Vol. 246. P. 1—11.
 6. *Harris S.G., Doyle E.D., Vlasveld A.C., Dolder P.J.* Dry cutting performance of partially filtered arc deposited titanium aluminium nitride coatings with various metal nitride base coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2001. Vol. 146—147. P. 305—311.
 7. *Barshilia H.C., Jain A., Rajam K.S.* Structure, hardness and thermal stability of nanolayered TiN/CrN multilayer coatings. *Vacuum.* 2004. Vol. 72. P. 241—248.
 8. *Lewis D.B., Wadsworf I., Munz W.-D., Kuzel Jr.R., Valvoda V.* Structure and stress of TiAlN/CrN superlattice coatings as a function of CrN layer thickness. *Surf. Coat. Technol.* 1999. Vol. 116—119. P. 284—291.
 9. *Fox-Rabinovich G.S., Yamamoto K., Veldhuis S.C., Kovalev A.I., Shuster L.S., Ning L.* Self-adaptive wear behavior of nano-multilayered TiAlCrN/WN coatings under severe machining conditions. *Surf. Coat. Technol.* 2006. Vol. 201. P. 1852—1860.
 10. *Luo Q., Robinson G., Howarth M., Sim W.-M., Stalley M.R., Leitner H., Ebner R., Caliskanoglu D., Hovsepian P.Eh.* Performance of nano-structured multilayer PVD coating TiAlN/VN in dry high speed milling of aerospace aluminium 7010-T7651. *Surf. Coat. Technol.* 2005. Vol. 200. P. 123—127.
 11. *Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Kuznetsov D.V., Skryleva E.A.* Investigation of structure and phase formation in multilayer coatings and their thermal stability. *J. Alloys Compd.* 2014. Vol. 586. P. S381—S386.
 12. *Anikin V.N., Blinkov I.V., Volkhonskii A.O., Sobolev N.A., Tsareva S.G., Kratokhvil R.V., Frolov A.E.* Ion-plasma Ti—Al—N coatings on a cutting hard-alloy tool operating under conditions of constant and alternating-sign loads. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2009. Vol. 50. No. 4. P. 424—431.
 13. *Blinkov I.V., Tsareva S.G., Zentseva A.V., Volkhonskii A.O., Buzanov V.I., Stepareva N.N.* Structure and phase formation of nanostructural ion—plasma Ti—Cr—Al—N coatings on a hard alloy cutting tool. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2010. Vol. 51. No. 6. P. 483—489.
 14. *Zhou Yaomin, Asaki Reo, Soe We-Hyo, Yamamoto Ryoichi, Chen Rong, Iwabuchi Akira.* Hardness anomaly, plastic deformation work and fretting wear properties of polycrystalline TiN/CrN multilayers. *Wear.* 1999. Vol. 236. P. 159—164.
 15. *Gutkin M.Yu., Ovid'ko I.A.* Fizicheskaya mehanika deformiruemih nanostruktur. T. 1. Nanokristallicheskie materialy [Physical mechanics of deformable nanostructures. Vol. 1. Nanocrystalline materials]. St. Petersburg: Yanus, 2003.
 16. *Leyland A., Matthews A.* On the signification of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coatings approach to optimized tribological behavior. *Wear.* 2000. Vol. 246. P. 1—11.

Reference

1. *Cheng-Dong Wang, Ming Chen, Qin-Long An, Yi-Hong Zhu.* Tool wear performance in face milling Inconel 182 using minimum quantity lubrication with different nozzle positions. *Intern. J. Prec. Eng. Manufact.* 2013. Vol. 15. No. 3. P. 557—565.
2. *Krishnaraj V., Samsudeensadham S., Sindhumathi R., Kuppan P.* A study on high speed and milling of titanium alloy. *Proc. Eng.* 2014. Vol. 97. P. 251—257.
3. *Yin-Yu Chang, Hsing-Ming Lai.* Wear behavior and cutting performance of CrAlSiN and TiAlSiN hard coatings on cemented carbide cutting tools for Ti alloys. *Surf. Coat. Technol.* 2014. Vol. 259. P. 152—158.
4. *Volkhonskii A.O., Blinkov I.V.* Influence of deposition parameters of the Ti—Al—N/Zr—Nb—N—Cr—N multilayered nanostructured coating obtained by the arc-PVD method on their physicomechanical, tribological, and operational properties. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2012. Vol. 53. P. 259—265.
5. *Biksa A., Yamamoto K., Dosbaeva G., Veldhuis S.C., Fox-Rabinovich G.S., Elfizy A., Wagg T., Shuster L.S.* Wear behavior of adaptive nano-multilayered AlTiN/Me_xN PVD coatings during machining of aerospace alloys. *Tribology Intern.* 2010. Vol. 43. P. 1491—1499.