

Разработка технологии комплексного упрочнения протяжного инструмента из порошковых быстрорежущих сталей

П. Н. Филатов, Н. Ю. Черкасова, Г. В. Антоненкова

Рассмотрена возможность повышения стойкости протяжного инструмента из высоколегированной порошковой быстрорежущей стали P12M3K5Ф2-М с помощью комплексной обработки, включающей ионное азотирование и последующее осаждение износостойкого покрытия (Nb,Ti,Al)N с использованием двухступенчатого вакуумно-дугового разряда. Определены режимы комплексного упрочнения протяжек, обеспечивающие минимальную интенсивность изнашивания при обработке жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП, применяемого для изготовления дисков турбин.

Ключевые слова: протяжной инструмент, ионное азотирование, комплексное упрочнение, порошковая быстрорежущая сталь, жаропрочный никелевый сплав, двухступенчатый вакуумно-дуговой разряд

Введение

Проблема повышения стойкости металлорежущего инструмента всегда существовала в отрасли авиационного двигателестроения, где широкое применяют труднообрабатываемые материалы такие как, жаропрочные сплавы на никелевой основе, используемые при изготовлении рабочих и направляющих лопаток, дисков турбин и др. [1 – 3]. Жаропрочные деформируемые никелевые сплавы имеют самую низкую обрабатываемость резанием: механическую обработку таких материалов ведут на скоростях, которые в 10 раз ниже, чем при обработке стали 45. В настоящее время для изготовления дисков турбин применяют деформируемые сплавы: ХН77ТЮР, ХН73МБТЮ, ХН62БМКТЮ и др. Как показывает производственный опыт, процесс протягивания указанной группы материалов не стал исключением и сопровождается повышенным износом протяжного инструмента, как правило, изготовленного из быстрорежущей стали [2].

В открытой печати встречается мало рекомендаций по изготовлению и эксплуатации протяжного инструмента применительно к обработке жаропрочных никелевых сплавов. Зарубежные

данные так же касаются ограниченного числа сплавов и в основном носят лишь рекламный характер.

В инструментальном производстве помимо традиционных быстрорежущих сталей все большее применение находят быстрорежущие стали, получаемые методом порошковой металлургии [4, 5]. Такие стали по сравнению со сталями того же химического состава, изготовленными по обычной технологии, значительно прочнее и лучше шлифуются, имеют более однородную структуру и меньший размер карбидов (0,1 – 0,3 мкм). Применение порошковых быстрорежущих сталей, таких как: P6M6Ф3-МП, P7M2Ф6-МП, P12MФ5-МП, P6M5K5-МП, P9M4K8-МП, P12M3K5Ф2-МП — позволяет повысить стойкость инструмента в 1,3 – 2 раза по сравнению с аналогами, получаемыми по обычной технологии.

Однако при обработке жаропрочных сплавов на никелевой основе, структура которых состоит из твердого раствора хрома и других элементов в никеле, стойкость протяжного инструмента даже из порошковой быстрорежущей стали не всегда является достаточной.

В последнее время большое внимание уделяется повышению работоспособности режущего инстру-

мента за счет нанесения на его рабочие поверхности износостойких покрытий (упрочнения): карбида вольфрама (WC), карбида титана (TiC), нитрида титана (TiN), окиси алюминия (Al_2O_3), нитрида циркония (ZrN), нитрида молибдена (MoN), окиси хрома (CrO), карбида ниобия (NbC) и др. [6 – 10].

Несмотря на положительные результаты при использовании износостойких покрытий, на сегодняшний день практически отсутствуют научно обоснованные данные об оптимальной структуре, микротвердости, толщине покрытий, применяемых при упрочнении протяжного инструмента из порошковой быстрорежущей стали, для обработки жаропрочных никелевых сплавов.

Перспективный способ повышения стойкости режущего инструмента — комплексная обработка, включающая в себя последовательное применение двух технологий: ионное азотирование с последующим нанесением износостойкого покрытия. Исследованию процесса протягивания жаропрочных сплавов инструментом из порошковой быстрорежущей стали с комплексным упрочнением, включающим в себя ионное азотирование и последующее нанесение износостойкого покрытия, уделено очень мало внимания в научных публикациях [11 – 14].

Цель работы — исследование влияния комплексной ионно-плазменной обработки, включающей ионное азотирование и последующее осаждение износостойкого покрытия (Nb,Ti,Al)N, на свойства инструмента из порошковой быстрорежущей стали P12M3K5Ф2-МП.

Материалы

Исследовали стойкость протяжек при обработке “ёлочных” пазов в гранулированных дисках повышенной твердости (на примере “гранульного” сплава ЭП741НП) с содержанием никеля порядка 80%, применяемых при изготовлении деталей газотурбинных авиационных двигателей. Химический состав сплава ЭП741НП приведен в табл. 1.

Методика проведения исследований

Испытания проводили на протяжках из порошковой быстрорежущей стали P12M3K5Ф2-МП. Всю упрочняющую обработку протяжного инструмента проводили на установке “СТАНКИН-АПП-2” производства ФГБОУ ВПО МГТУ “СТАНКИН” [15 – 17] с использованием двухступенчатого вакуумно-дугового разряда (ДВДР), который представляет собой разряд, в котором положительный столб дуги разделен на две ступени, первая из которых представляет собой вакуумную дугу с холодным катодом, а вторая ступень — положительный столб дугового разряда в плазме рабочего газа низкого давления. Вакуумная плазма ДВДР может быть использована для целого ряда плазменных процессов: ионной очистки поверхности, вакуумного прогрева, азотирования и т.д. Прогрев и очистку образцов проводили в ДВДР по режиму: ток катода $I_k = 70$ А; ток на дополнительном аноде $I_{да} = 60$ А; напряжение смещения $U = 300$ В; давление аргона $P_{Ar} = 0,1$ Па и до температуры 480°C .

Исследования влияния режимов ионно-плазменной обработки на структуру и свойства получаемого азотированного слоя проводили на образцах размером 10×10 мм и толщиной 5 мм, прошедших стандартную термическую обработку. Образцы устанавливали на вращающуюся оснастку и с помощью системы насосов создавали в камере вакуум $0,005$ Па. Очистку и прогрев образцов, а также азотирование проводили в режиме ДВДР в атмосфере аргона при давлении $0,1$ Па, тока дуги 70 А, напряжения смещения $U = 400$ В до соответствующей температуры. Для экспериментов по влиянию состава газовой смеси на характер азотированного слоя были выбраны соотношения азот/аргон следующих пропорций: 80/20; 60/40; 40/60; 20/80; 100% азота. Для каждого из составов проводили азотирование при температуре $450, 480, 510^\circ\text{C}$. Время азотирования меняли в пределах от 30 до 60 мин. Давление газовой смеси во время азотирования было $0,1; 0,2$ и $0,3$ Па.

Таблица 1

Химический состав порошкового жаропрочного сплава ЭП741НП

Основные элементы, масс. %									
Ni	C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	W	Nb	Hf
основа	0,066	8,0 – 10,0	15,0 – 16,5	3,5 – 4,2	4,85 – 5,25	1,6 – 2,0	5,2 – 5,9	2,4 – 2,8	0,1 – 0,4
Примеси, не более, масс. %									
Zr	Mg	B	Ge	Si	Mn	Fe	S	P	
0,015	0,05	0,015	0,01	0,5	0,5	0,5	0,009	0,015	

Подготовку металлографических шлифов осуществляли на оборудовании для изготовления образцов, в состав которого входят: автоматический отрезной станок с автоподачей DISCOTOM-6, автоматический пресс Citopress 20 и полуавтоматический шлифовально-полировальный станок Tegramin 30 (Struers, Германия).

Доводку шлифов проводили с использованием пластин алмазного проката, приготовленных из синтетических алмазов АСВ, АСН и АСМ различной зернистости на металлической связке М1П с концентрацией алмазоносного слоя 100%. Полировку образцов осуществляли на алмазной пасте АСМ зернистостью 0,5/0 и 10/7, нанесенной на плотную бумагу.

Металлографические исследования структуры, а также определение толщины покрытий проводили на поперечных микрошлифах на стереомикроскопе "Olympus SZ61" (Япония).

В настоящей работе под эффективной толщиной азотированного слоя быстрорежущей стали понимали расстояние от точки с максимальной твердостью, которая находится на поверхности образца, до участка с твердостью, соответствующей значению $H_{\square 50} = 1000 \text{ кгс/мм}^2$.

Для определения шероховатости использовали профилограф-профилометр. Шероховатость поверхности определяли по ГОСТ 2789-73.

Прочность адгезионной связи покрытий с основой определяли на скретч-тестере Nanovea (США).

Микротвердость образцов измеряли в соответствии с требованиями ГОСТ 2999-75 на универсальном автоматическом твердометре Instron Wilson Hardness Group Tukon 2500 (Wilson Hardness Group, США).

Аттестацию качества получаемых покрытий проводили по следующим критериям: по внешнему виду; по показателям микротвердости; толщине покрытия; шероховатости поверхности; адгезии покрытия к основе.

Для определения оптимального способа упрочняющей обработки, обеспечивающей минимальный износ протяжного инструмента, в условиях произ-

водства проводили сравнительные стойкостные испытания по протягиванию образцов из жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП. Для оценки эффективности применяемых покрытий измеряли величину износа по задней поверхности зубьев протяжки. Структуру и характер износа изучали с помощью инвертируемого металлографического микроскопа Olympus GX-51 с цифровой камерой. Режимы обработки: скорость протягивания $V_{\text{прот}} = 1,5 \text{ м/мин}$, длина протягивания $L_{\text{прот}} = 4900 \text{ мм}$, смазочно-охлаждающая жидкость МР-4. Стойкостные и экспериментальные испытания инструмента при протягивании прямоугольных пазов в образцах четырехзубыми протяжками проводили в производственных условиях на вертикально-протяжном станке с гидравлическим приводом модели RASX 25×2600×630 KURT HOFFMANN (Германия), оснащенной системой ЧПУ "Sinumerik 840D" фирмы Siemens на ММП ФНПЦ "Салют".

Стойкость инструмента с покрытием и без покрытия оценивали по величине износа зубьев по задней поверхности h_3 . За критерий износа была принята величина $h_3 = 0,15 - 0,2 \text{ мм}$. Измерения проводили на каждом пятом режущем зубе.

Обсуждение результатов исследования

При азотировании сталей за счет диффузионных процессов формируется сложная структура поверхностных слоев, которая может состоять из нитридной диффузионной зоны — твердого раствора азота в железе. Нитридный слой обычно содержит γ - и ϵ -фазы: γ -фаза — нитрид Fe_4N с гранцентрированной кубической решеткой и относительно узкой областью гомогенности; ϵ -фаза — нитрид Fe_{2-3}N с гексагональной решеткой и более широкой областью гомогенности. Нитридный слой более твердый и хрупкий, чем твердорастворный диффузионный слой. Слой, состоящий из высокоазотистой ϵ -фазы обладает большей твердостью и хрупкостью, чем слой из γ -фазы.

Таблица 2

Результаты измерения микротвердости поверхностного слоя образцов из стали Р12МЗК5Ф2-МП после азотирования на различных режимах

№ п/п	Температура, $T, ^\circ\text{C}$	Время, τ , мин	Давление, P , Па	Микротвердость, кгс/мм^2 при соотношении $\text{Ar/N}_2, \%$				
				70/30	60/40	40/60	20/80	0/100
1	480	60	0,1	1160	1215	—	—	—
2	480	60	0,1	1210	1350	—	—	—
3	480	60	0,3	1390	1410	1400	1410	1530
4	480	30	0,3	1290	1320	—	—	—
5	450	60	0,3	1350	1390	—	—	—
6	510	60	0,3	1405	1425	1490	—	—

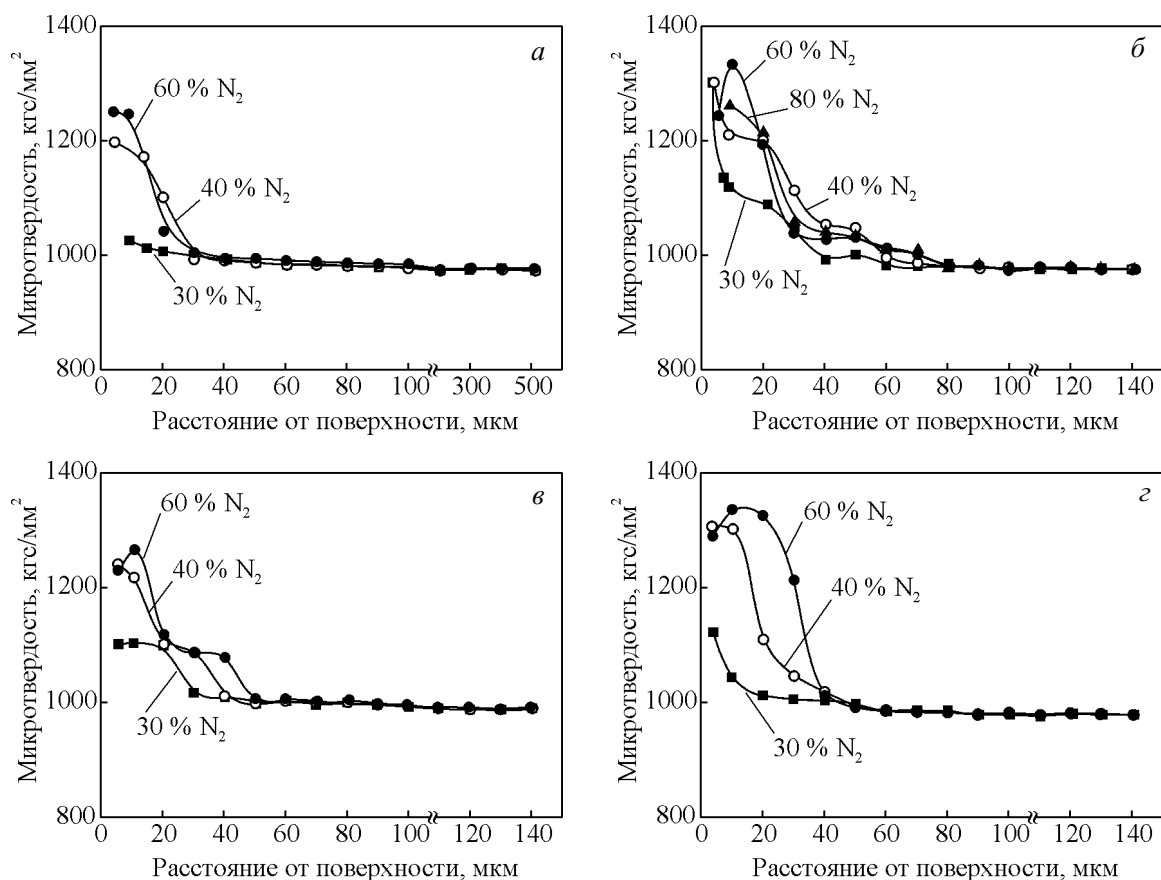


Рис. 1. Распределение микротвердости в поверхностном слое образца из стали P12M3K5Ф2-МП при разных режимах азотирования: содержание азота в смеси: а, б – 30, 40, 60 масс.%, в – 20, 40, 60 масс.%; температура азотирования (T): а, б – $480^\circ C$, в – $510^\circ C$; время азотирования (τ): а – 0,5 ч; б, в – 1 ч, г – после нанесения покрытия (NbTiAl)N в течение 1 ч при температуре $450 - 470^\circ C$; режим азотирования: содержание азота в смеси 30, 40 и 60 масс. %, $T = 480^\circ C$, $\tau = 0,5$ ч.

Режимы азотирования и соответствующие результаты измерения микротвердости поверхности азотированного слоя приведены в табл. 2 и на рис. 1.

Из рис. 1а видно, что с увеличением концентрации азота возрастает микротвердость поверхностной зоны, что несколько увеличивает эффективную толщину азотирования. На микроструктурах поверхностного слоя образца, азотированного в среде с 30% (рис. 2а) и 40% азота (рис. 2б), видно, что увеличение твердости (концентрации N_2 при азотировании) сопровождается увеличением эффективной толщины азотирования (на рис. 2б выглядит как темная полоса).

На рис. 1б приведено изменение микротвердости поверхностного слоя в направлении оси X , характеризующей удаленность измерений относительно поверхности образца. Из приведенных графиков можно увидеть, что при увеличении азота от 30% до 60% наблюдается повышение микротвердости в

поверхностном слое. Однако при дальнейшем увеличении содержания азота до 80% в смеси азот/аргон наблюдается снижение микротвердости по отношению к образцу, обработанному в среде с 60% азота.

При сопоставлении зависимостей, приведенных на рис. 1а и б, можно констатировать, что с увеличением времени азотирования начало участка, соответствующее значению $H_{\square 50} \approx 1000$ кгс/мм², смещается в сторону больших значений оси абсцисс, то есть возрастает эффективная толщина азотированного слоя.

На рис. 2в, г представлены микроструктуры поверхностного слоя образцов из стали P12M3K5Ф2-МП после азотирования в среде, содержащей 30% и 100% азота, соответственно. Характерной особенностью при азотировании в газовой смеси со 100%-й концентрацией азота является формирование белого слоя толщиной 5 – 7 мкм (хрупкая нитридная фаза) на поверхности образца.

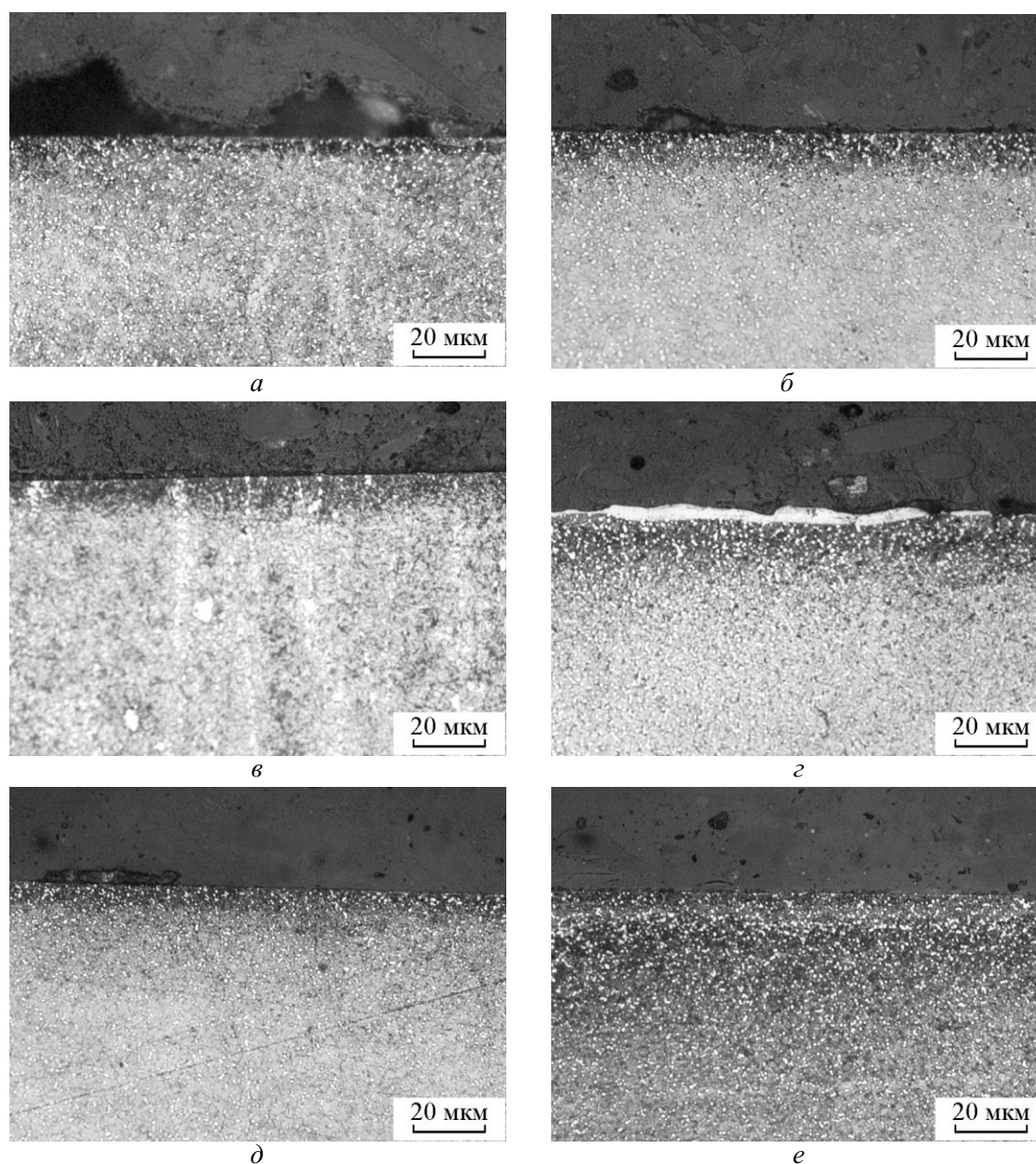


Рис. 2. Микроструктуры поверхностного слоя образцов стали P12M3K5Ф2-МП после разных режимов азотирования: *a* – содержание азота в смеси 20 масс. %, $T = 480^\circ\text{C}$, $\tau = 0,5$ ч; *б* – содержание азота в смеси 40 масс. % N_2 , $T = 480^\circ\text{C}$, $\tau = 0,5$ ч; *в* – содержание азота в смеси 30 масс. %, $T = 480^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч; *г* – содержание азота в смеси 100 масс. % $T = 480^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч; *д* – содержание азота в смеси 30 масс. %, $T = 510^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч; *е* – содержание азота в смеси 60 масс. %, $T = 510^\circ\text{C}$, $\tau = 1$ ч.

Анализируя зависимости, представленные на рис. 1б, в, можно отметить, что с увеличением температуры азотирования с 480 до 510°C происходит снижение микротвердости поверхностного слоя.

На рис. 2д, е отражено состояние поверхности образцов из стали P12M3K5Ф2-МП после азоти-

рования в газовой смеси, содержащей 30% и 60% азота, соответственно.

Сравнивая графики, приведенные на рис. 1а, г, необходимо отметить, что после нанесения сложно-легированного покрытия (NbTiAl)N происходит повышение микротвердости азотированного слоя приблизительно на 100 кгс/мм².

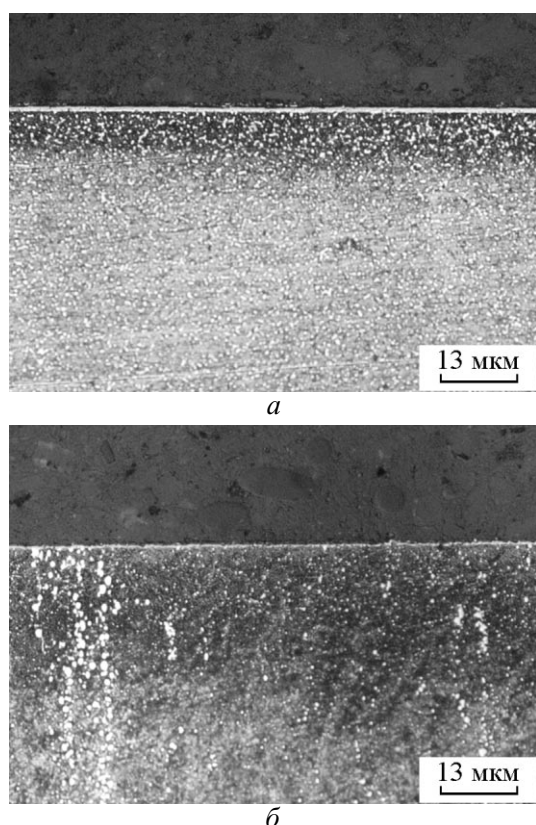


Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя образца из стали P12M3K5Ф2-МП после нанесения покрытия (NbTiAl)N в течение 1 ч при температуре 450 – 470 °С, режимы азотирования: а – содержание азота в смеси 30 масс. %, $T = 480$ °С, $\tau = 1$ ч; б – содержание азота в смеси 60 масс. %, $T = 480$ °С, $\tau = 1$ ч.

Структура, образующаяся на поверхности образца из стали P12M3K5Ф2-МП в результате азотирования и последующего осаждения покрытия, представлена на рис. 3.

Как видно из рис. 3 для стали P12M3K5Ф2-МП, подвергнутой азотированию в газовой смеси с большим содержанием азота и последующему осаждению покрытия, характерно образование строчечной структуры из-за высокого содержания карбидообразующих легирующих элементов.

При нанесении покрытия NbTiAlN наблюдали нестабильное горение дуги вакуумно-дугового разряда при токе менее 70 А. Изменение тока дуги от 70 до 90 А практически не увеличивало толщину покрытия при времени нанесения 60 мин. Поверхность имела блестящий вид. Микротвердость росла с увеличением давления азота и достигала максимального значения при $P_{\text{азота}} = 0,45$ Па (табл. 3), когда происходило увеличение капельной составляющей в покрытии с увеличением значений тока дуги.

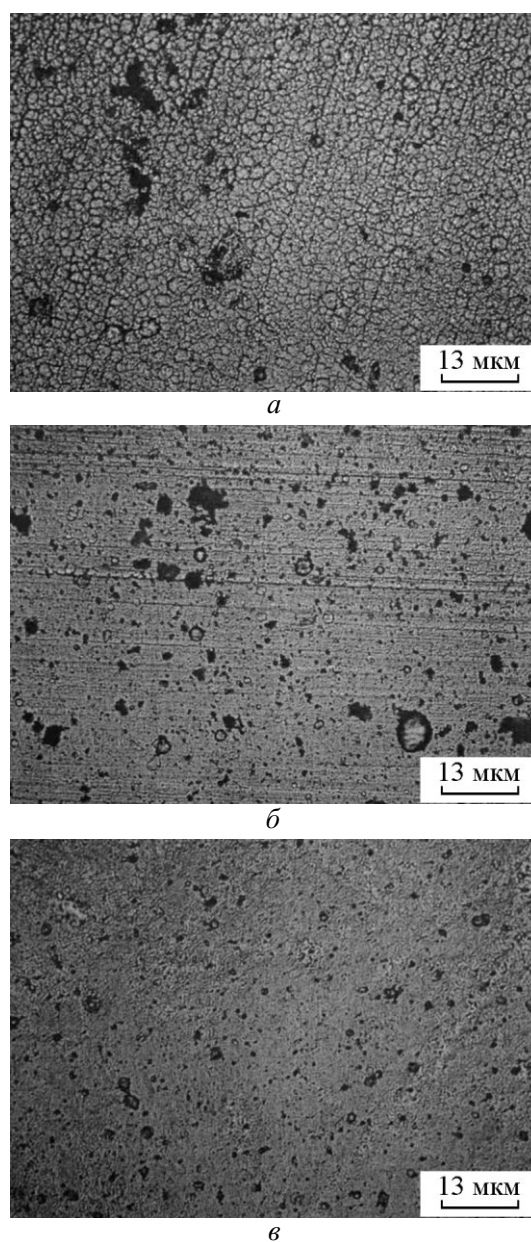


Рис. 4. Микроструктура поверхности образца с покрытием (NbTiAl)N при токе дуги, А: а – 70; б – 80; в – 90 А.

Прежде всего, возросло количество капель максимального размера (более 20 мкм) (рис. 4). Отдельные отпечатки при измерении микротвердости образца № 3 имели трещины, что свидетельствует о незначительной хрупкости покрытия. Таким образом, наиболее предпочтительным является следующий режим нанесения покрытий: $I_d = 80$ А; $U = 210$ В; $P_{\text{азот}} = 0,45$ Па.

Важной характеристикой покрытия является его адгезия к основе. Если прочность адгезионной связи

Таблица 3

Параметры процесса нанесения и свойства покрытия (NbTiAl)N

№ п/п	Параметры процесса				Характеристики покрытия	
	Ток дуги, I_d , А	Напряжение смещения, U , В	Давление азота, $P_{\text{азота}}$, Па	Продолжительность процесса, τ , мин	Микротвердость, $H_{\square}$, кгс/мм ²	Толщина, $h_{\square}$, мкм
1	70	220	0,25	60	2100	4,3 – 4,5
2	70	220	0,35	60	2350	4,3 – 4,5
3	70	220	0,45	60	2750	4,4 – 4,5
4	80	210	0,25	60	2200	4,4 – 4,6
5	80	210	0,35	60	2300	4,4 – 4,7
6	80	210	0,45	60	2650	4,4 – 4,7
7	90	210	0,25	60	2100	4,5 – 4,8
8	90	200	0,35	60	2500	4,5 – 4,8
9	90	200	0,45	60	2450	4,4 – 4,8

покрытий с основой мала, то при трении неизбежно отделение покрытия.

Как и следовало ожидать, при проведении исследований на адгезию (NbTiAl)N наихудшие результаты имели образцы с большей каплевой фазой.

Исходная шероховатость инструментальной основы составляла Ra 0,61 – 0,66 мкм, шероховатость поверхности покрытия (NbTiAl)N — 0,68 – 0,75 мкм. Увеличение шероховатости поверхности связано с наличием каплевой фазы и некоторым количеством мелкодисперсных включений, появляющихся на поверхности в заключительной части процесса нанесения и практически не связанной с основой.

Исследование разнотолщинности проводили на образцах из стали P12M3K5Ф2-МП с использованием молибденовой фольги для определения толщины покрытия на изломе. Образцы располагали по высоте камеры в оснастку для планетарного вращения и в центре камеры с вращением. Схема расположения

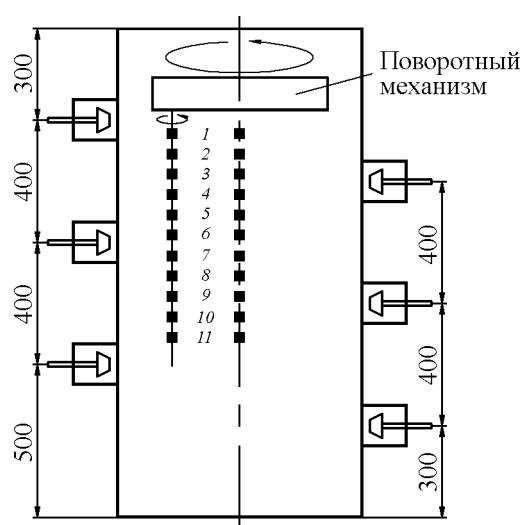


Рис. 5. Схема расположения образцов в камере при исследованиях толщины покрытия.

образцов представлена на рис. 5. Процесс нанесения покрытия NbTiAlN проводили по режиму: $I_d = 80$ А; $U = 220$ В; $P_{\text{газа}} = 0,45$ Па; время процесса — 60 мин.

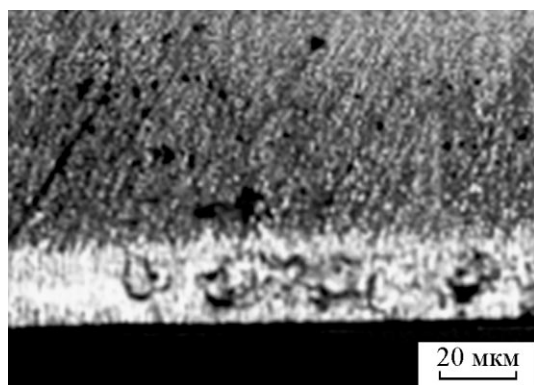
Результаты исследования представлены в табл. 4. Наименьшее значение толщины покрытия находится в области механизма вращения. Незначительное понижение толщины наблюдается также в нижней части камеры. В центральной части камеры находится участок равномерного распределения толщины покрытия.

Проведенные сравнительные стойкостные испытания показали, что интенсивность изнашивания инструмента зависит от вида поверхностной обработки протяжек. На рис. 6, показано состояние задней поверхности, видно, что протяжки с покрытием (NbTiAl)N при обработке жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП имеют износ, соизмеримый с износом, полученным на инструменте без покрытия. Одной из наиболее вероятных причин невысокой эффективности протяжки с покрытием (NbTiAl)N при обработке указанной группы материалов может быть недостаточная прочность сцепления покрытия с инструментальной основой. Однако характер износа на упрочненном инструменте выглядит более предпочтительным, поскольку представляет собой

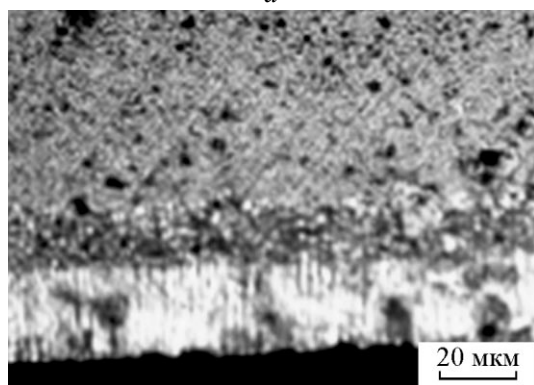
Таблица 4

Изменение толщины покрытия в зависимости от расположения в камере установки "СТАНКИН-АПП-2"

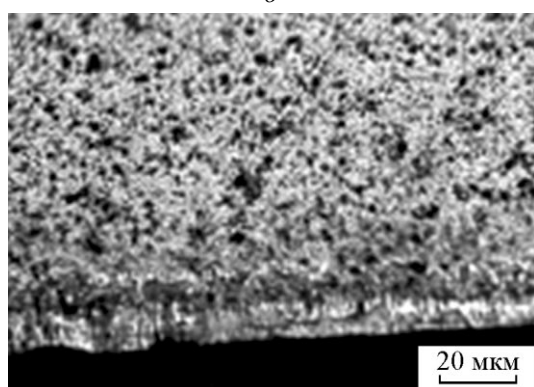
№ по высоте в камере	Толщина покрытия, мкм	
	В центре	Планетарное вращение
1	3,3 – 3,8	2,6 – 2,8
2	3,8 – 4,0	3,0 – 3,2
3	3,8 – 4,1	3,1 – 3,2
4	4,0 – 4,2	3,0 – 3,2
5	3,9 – 4,2	3,1 – 3,3
6	4,0 – 4,3	3,0 – 3,2
7	4,2 – 4,4	3,0 – 3,3
8	4,1 – 4,4	3,1 – 3,2
9	4,0 – 4,3	3,1 – 3,3



a



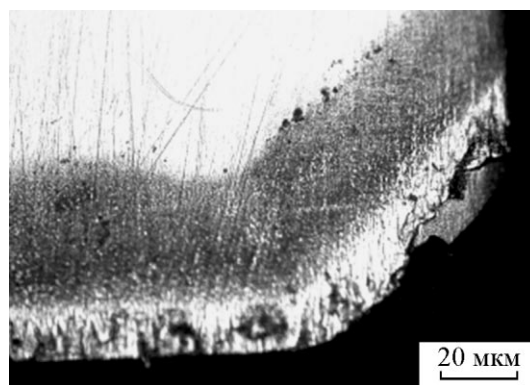
б



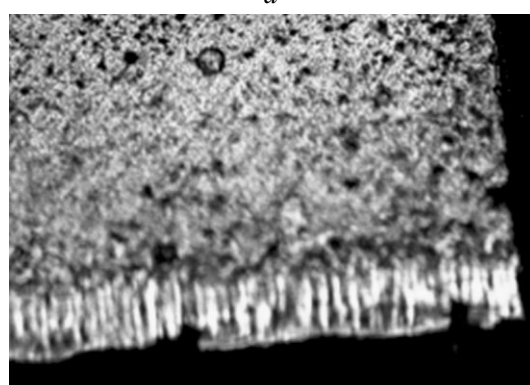
в

Рис. 6 Микрофотографии износа по задней поверхности 2-го зуба экспериментальных протяжек, изготовленных из P12M3K5Ф2-МП: *a* — без покрытия; *б* — с покрытием (NbTiAl)N; *в* — комплексная обработка инструмента (азотирование в среде $Ar/N_2 = 70/30\%$ + покрытие (NbTiAl)N). Режимы обработки: $S_z = 0,07$ мм/зуб, $V_{прот} = 1,5$ м/мин, $L_{прот} = 4900$ мм.

достаточно ровную ленточку без видимых сколов и выкрашиваний. На неупрочненном же инструменте наблюдается картина эпизодических микросколов и пластически деформированных участков по ширине режущей кромки, характеризующихся неравномерностью износа по задней поверхности. Особенно-



a



б

Рис. 7. Виды изнашивания протяжного инструмента: *a* — без покрытия, скалывание и округление зубьев по уголкам; *б* — после комплексного упрочнения (азотирование в среде $Ar/N_2 = 70/30\%$ + покрытие (NbTiAl)N), равномерный износ, как на уголках зубьев, так и по всей режущей кромке.

стью изнашивания протяжного инструмента без покрытия является скалывание и округление зубьев по уголкам (рис. 7*a*), которые превышают основной износ и тем самым снижают ресурс работоспособного состояния инструмента. У инструмента после комплексного упрочнения наблюдается ровный износ, как на уголках зубьев, так и по всей режущей кромке (рис. 7*б*).

Влияние упрочняющей обработки проявляется на этапе стабилизации и, в большей степени, на этапе установившегося режима работы протяжки (рис. 8). Сопоставление кривых износа инструмента из быстрорежущей стали без покрытия и с покрытием, а также твердосплавного инструмента, полученных при протягивании образцов из материала ЭП741НП показывает, что износ задней поверхности у инструмента с комплексной обработкой, включающей азотирование в среде $Ar/N_2 = 70/30\%$ с последующим нанесением покрытия (NbTiAl)N, заметно ниже, причем независимо от величины подачи на зуб (S_z от 0 до 0,07 мм/зуб).

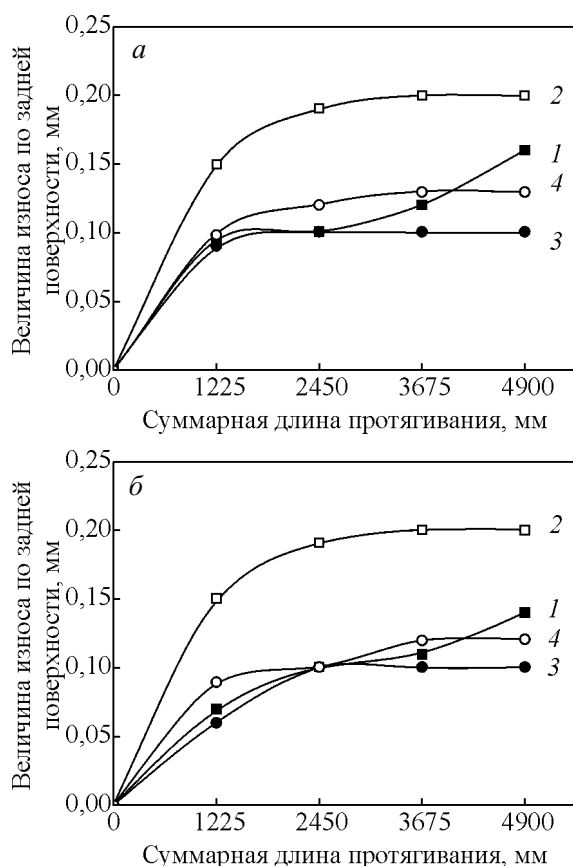


Рис. 8. Изменение величины износа по задней поверхности зубьев режущего инструмента при протягивании образцов из жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП: а – $V_{\text{прот}} = 1,5$ м/мин, $S_z = 0,02$ мм/зуб; б – $V_{\text{прот}} = 1,5$ м/мин, $S_z = 0,07$ мм/зуб. 1 – Р12М3К5Ф2-МП, 2 – (Nb, Ti Al)N + азотирование Ar/N = 60/40 %, 3 – (Nb, Ti Al)N + азотирование Ar/N = 70/30 %, 4 – (Nb, Ti Al)N.

У инструмента с износостойким комплексом, включающим азотирование в среде азот/аргон в соотношении 60/40% с последующим нанесением покрытия (NbTiAl)N, после суммарной длины протягивания 4900 мм износ по задней поверхности составил от 0,15 до 0,2 мм в зависимости от величины подъема на зуб. Уменьшение концентрации азота до 30% при азотировании в газовой смеси Ar/N₂ позволило снизить величину изнашивания инструмента до 0,08 – 0,12 мм.

Замедленное развитие износа у инструмента с комбинированной обработкой объясняется тем, что поверхностный азотированный слой, формируемый под покрытием, обладает повышенной твердостью в сочетании с высокой теплостойкостью и имеет высокое сопротивление микропластическим деформациям. Все это способствует торможению процессов разупрочнения у задней поверхности. То, что при

увеличении концентрации азота до 40% при азотировании в среде азот/аргон эффективность использования комплексного упрочнения протяжного инструмента при обработке жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП несколько снижается, объясняется тем, что повышенное содержание азота, увеличивая твердость режущего клина протяжки, снижает его прочность и создает “благоприятные” условия для образования хрупких микросколов на режущей кромки инструмента, что приводит к его более интенсивному изнашиванию.

Отмечено (рис. 8), что при обработке жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП, зубья с чистовой подачей ($S_z = 0,02$ мм/зуб) и калибрующие зубья имели повышенный износ. Это объясняется высокой степенью упругого восстановления и склонностью жаропрочных сплавов к наклепу, в результате чего обрабатываемая поверхность получает дополнительную твердость, а последующие зубья снимают стружку с более наклепанной поверхности. Режущие зубья ($S_z = 0,07$ мм/зуб) в связи с тем, что подъем на зуб на них больше глубины залегания остаточных напряжений, работают по менее твердому недеформированному материалу.

Выводы

1. Установлено, что для обработки жаропрочных никелевых сплавов ЭП741НП целесообразно использовать протяжной инструмент из порошковой быстрорежущей стали с комплексным упрочнением, включающим ионное азотирование и последующее осаждение сложнолегированного покрытия (Nb,Ti,Al)N.

2. Минимальная интенсивность изнашивания протяжного инструмента из стали Р12М3К5Ф2МП при обработке жаропрочного сплава ЭП741НП, достигается при следующих режимах упрочнения: азотирование в газовой среде Ar/N₂ = 70/30% в течение 30 минут с последующим осаждением сложнолегированного покрытия (Nb,Ti,Al)N в газовой смеси Ar/N₂ = 85/15% в течение 75 мин.

3. Регулируя состав газовой атмосферы путем разбавления азота инертным газом (аргоном), можно подавить образование на поверхности инструмента хрупкой нитридной зоны.

4. Микротвердость поверхностного слоя стали Р12М3К5Ф2-МП после азотирования в ДВДР возрастает от 850 – 900 кгс/мм² до 1160 – 1490 кгс/мм², в зависимости от параметров азотирования;

5. Оптимальный режим нанесения износостойкого покрытия (NbTiAl)N: $I_d = 80$ А; $U = 210$ В; $P_{\text{азота}} = 0,45$ Па.

6. При нанесении покрытий изменяется исходная шероховатость (Ra 0,61 – 0,66 мкм) инструментальной основы. Шероховатость инструмента с покрытием NbTiAlN — Ra 0,68 – 0,75 мкм.

Данная работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания в сфере научной деятельности.

Литература

1. Филатов П.Н. Повышение стойкости инструмента из порошковой быстро режущей стали при обработке жаропрочных никелевых сплавов. Вестник МГТУ “Станкин”, 2008, № 4, с. 44 – 50.
2. Братухин А.Г. Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности. М.: “Авиатехинформ”, 2003, 440 с.
3. Maslov A.R. Measurement of the roughness parameters of a treated surface in turning parts fabricated from heat-resistant alloys. Measurement Techniques, 2012, v. 55, no. 6, p. 648 – 653.
4. Григорьев С.Н., Волосова М.А. Нанесение покрытий и поверхностная модификация инструмента. М.: ИЦ МГТУ “СТАНКИН”, Янус-К, 2007, 324 с.
5. Волосова М.А., Туманов А.А. Систематизация методов нанесения покрытий и модификации рабочих поверхностей режущего инструмента и алгоритм их выбора. Вестник МГТУ Станкин, 2011, № 3, с. 78 – 83.
6. Andreev A.A., Serdyuk I.V., Beresnev V.M., Volosova M.A., Grigor'ev S.N., Kolesnikov D.A., Pogrebnyak A.D., Sobol' O.V., Turbin P.V. Tribological Characteristics of nanocomposite vacuum-plasma Ti – Hf, Ti – Hf – N, and Ti – Hf – Si – N coatings. Journal of Friction and Wear, 2013, v. 34, no. 3, p. 175 – 182.
7. Григорьев С.Н., Смоленцев Е.В., Волосова М.А. Технология обработки концентрированными потоками энергии. Старый Оскол: ТНТ, 2009, 280 с.
8. Grigoriev S.N., Melnik Y.A., Metel A.S., Panin V.V. Broad beam source of fast atoms produced as a result of charge exchange collisions of ions accelerated between two plasmas. Instruments and Experimental Techniques, 2009, v. 52, no. 4, p. 602 – 608.
9. Григорьев С.Н., Воронин Н.А. Технология вакуумно-плазменной обработки инструмента и деталей машин. М.: Издательство Янус-К, 2005, 508 с.
10. Андреев А.А., Григорьев С.Н., Горбань В.Ф., Столбовой В.А., Шулаев В.М. Вакуумно-дуговые наноструктурные TiN покрытия. Вестник МГТУ Станкин, 2010, № 3, с. 14 – 17.
11. Григорьев С.Н., Курандо Е.А., Филатов П.Н., Темников В.А. Особенности технологического процесса и оборудования для комбинированного вакуумно-плазменного упрочнения протяжного инструмента. Упрочняющие технологии и покрытия, 2007, № 12, с. 44 – 48.
12. Федоров С.В., Климов В.Н., Черкасов П.М. Особенности формирования азотированного слоя и его роль при комбинированной обработке быстрорежущего инструмента в плазме вакуумно-дугового разряда. Упрочняющие технологии и покрытия, 2005, № 9, с. 49 – 53.
13. Grigor'ev S.N., Fedorov S.V., Pavlov M.D., Okun'kova A.A., So Y.M. Complex surface modification of carbide tool by Nb plus Hf plus Ti alloying followed by hardfacing (Ti plus Al)N. Journal of Friction and Wear, 2013, v. 34, no. 1, p. 14 – 18.
14. Григорьев С.Н., Мельник Ю.А., Метель А.С., Панин В.В., Пономарев А.Н. Азотирование режущего инструмента в плазме, получаемой ионизацией газа пучком быстрых нейтральных молекул азота. Вестник МГТУ Станкин, 2010, № 4, с. 47 – 54.
15. Антоненкова Г.В., Чурабо С.В. Анализ закономерностей формирования поверхностного износостойкого слоя, формируемого с использованием плазмы вакуумно-дугового разряда. Вестник МГТУ Станкин, 2012, № 4, с. 73 – 77.
16. Волосова М.А. Вакуумно-плазменные технологии: получение наноструктурных покрытий триботехнического и инструментального назначения. Вестник МГТУ Станкин, 2010, № 4, с. 66 – 73.
17. Sobol' O.V., Andreev A.A., Grigoriev S.N. et al. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings. Metal Science and Heat Treatment, 2012, v. 54, iss. 3 – 4, p. 195 – 203.
18. Vereschaka A.A., Volosova M.A., Grigoriev S.N. et al. Development of wear-resistant complex for high-speed steel tool when using process of combined cathodic vacuum arc deposition. 2nd CIRP Global Web Conference – Beyond Modern Manufacturing: Technology For The Factories Of The Future (CIRPE2013) Book Series: Procedia CIRP, 2013, v. 9, p. 8 – 12.
19. Grigoriev S.N., Metel' A.S., Fedorov S.V. Modification of the structure and properties of high-speed steel by combined vacuum-plasma treatment. Metal Science And Heat Treatment, 2012, v. 54, iss. 1 – 2, p. 8 – 12.

References

1. Filatov P.N. Povysheniye stoykosti instrumenta iz poroshkovoy bystro rezhushchey stali pri obrabotke zharoprochnykh nikel'evykh splavov [Durability of tool from powder high-speed steel under treatment of high-temperature nickel alloys]. Vestnik MGTU Stankin — Reports of Stankin Univ., 2008, no. 4, pp. 44 – 50.
2. Bratukhin A.G. Sovremennyye aviatsionnyye materialy: tekhnologicheskkiye i funktsionalnyye osobennosti [Modern aircraft materials: technological and functional features]. Moscow, Aviatekhinform Publ., 2003, 440 p.
3. Maslov A.R. Measurement of the roughness parameters of a treated surface in turning parts fabricated from heat-resistant alloys. Measurement Techniques, 2012, vol. 55, no. 6, pp. 648 – 653.

4. Grigoryev S.N., Volosova M.A. *Naneseniye pokryty i poverkhnostnaya modifikatsiya instrumenta* [Deposition of coatings and tool surface modification]. Moscow, Yanus-K Publ., 2007, 324 p.
5. Volosova M.A., Tumanov A.A. Sistematizatsiya metodov naneseniya pokryty i modifikatsii rabochikh poverkhnostey rezhushchego instrumenta i algoritm ikh vybora [Systematization of coatings deposition methods and modifications of working surfaces cutting tool and selection of choice algorithm]. *Vestnik MGTU Stankin — Reports of Stankin Univ.*, 2011, no. 3, pp. 78 – 83.
6. Andreev A.A., Serdyuk I.V., Beresnev V.M., Volosova M.A., Grigor'ev S.N., Kolesnikov D.A., Pogrebnyak A.D., Sobol' O.V., Turbin P.V. Tribological characteristics of nanocomposite vacuum-plasma Ti – Hf, Ti – Hf – N, and Ti – Hf – Si – N coatings. *Journal of friction and wear*, 2013, vol. 34, no. 3, pp. 175 – 182.
7. Grigoriev S.N., Smolentsev E.V., Volosova M.A. *Tekhnologiya obrabotki koncentrirovannymi potokami jenergii* [Technology of processing by the concentrated energy streams]. Staryj Oskol: TNT, 2009, 280 p.
8. Grigoriev S.N., Melnik Y.A., Metel A.S., Panin V.V. Broad beam source of fast atoms produced as a result of charge exchange collisions of ions accelerated between two plasmas. *Instruments and experimental techniques*. 2009, vol. 52, no. 4, pp. 602 – 608.
9. Grigoryev S.N., Voronin N.A. *Tekhnologiya vakuumno-plazmennoy obrabotki instrumenta i detaley mashin* [Technology of vacuum-plasma treatment of tools and machine parts]. Moscow, Yanus-K Publ., 2005, 508 p.
10. Andreyev A.A., Grigoryev S.N., Gorban V.F., Stolbov V.A., Shulayev V.M. Vakuumno-dugovye nanostrukturnye TiN pokrytiya [Vacuum-arc nanostructure TiN coatings]. *Vestnik MGTU Stankin — Reports of Stankin Univ.*, 2010, no. 3, pp. 14 – 17.
11. Grigoryev S.N., Kurando Ye.A., Filatov P.N., Temnikov V.A. Osobennosti tekhnologicheskogo protsessa i oborudovaniya dlya kombinirovannogo vakuumno-plazmennogo uprochneniya protyazhnogo instrumenta [Features of process and equipment for combined vacuum-plasma hardening of pulling tool]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya — Hardening technologies and coatings*, 2007, no. 12, pp. 44 – 48.
12. Fedorov S.V., Klimov V.N., Cherkasov P.M. Osobennosti formirovaniya azotirovannogo sloya i ego rol pri kombinirovannoy obrabotke bystrorezhushchego instrumenta v plazme vakuumno-dugovogo razryada [Features of nitrated layer formation and its role under combined treatment of high-speed tool in plasma vacuum arc]. *Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya — Hardening technologies and coatings*. 2005, no. 9, pp. 49 – 53.
13. Grigor'ev S.N., Fedorov S.V., Pavlov M.D., Okun'kova A.A., So Y.M. Complex surface modification of carbide tool by Nb plus Hf plus Ti alloying followed by hardfacing (Ti plus Al)N. *Journal of friction and wear*, 2013, vol. 34, no. 1, pp. 14 – 18.
14. Grigoryev S.N., Melnik Yu.A., Metel A.S., Panin V.V., Ponomarev A.N. Azotirovaniye rezhushchego instrumenta v plazme, poluchayemoy ionizatsiye gaza puchkom bystrykh neytralnykh molekul azota [Nitriding of cutting tool in plasma, obtained by gas ionization with fast neutral nitrogen molecules beam]. *Vestnik MGTU Stankin — Reports of Stankin Univ.*, 2010, no. 4, pp. 47 – 54.
15. Antonenkova G.V., Churabo S.V. Analiz zakonomernostej formirovaniya poverkhnostnogo iznosostojkogo sloja, formiruемого s ispol'zovaniem plazmy vakuumno-dugovogo razryada [Analysis of regularities of formation of wear-resistant surface layer with use of plasma of the vacuum-arc discharge.]. *Vestnik MGTU Stankin — Reports of Stankin Univ.*, 2012, no. 4, pp. 73 – 77.
16. Volosova M.A. Vakuumno-plazmennye tekhnologii: polucheniye nanostrukturnykh pokryty tribotekhnicheskogo i instrumentalnogo naznacheniya [Vacuum-plasma technologies: obtaining of nanostructure coatings for tribotechnics and tools]. *Vestnik MGTU Stankin — Reports of Stankin Univ.*, 2010, no. 4, pp. 66 – 73.
17. Sobol' O.V., Andreev A.A., Grigoriev S.N., et al. Effect of high-voltage pulses on the structure and properties of titanium nitride vacuum-arc coatings. *Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 54, iss. 3 – 4, pp. 195 – 203.
18. Vereschaka A.A., Volosova M.A., Grigoriev S.N. et al. Development of wear-resistant complex for high-speed steel tool when using process of combined cathodic vacuum arc deposition. 2nd CIRP Global Web Conference – Beyond Modern Manufacturing: Technology for the factories of the future (CIRPE2013) Book Series: Procedia CIRP. 2013, vol. 9, pp. 8 – 12.
19. Grigoriev S.N., Metel' A.S., Fedorov S.V. Modification of the structure and properties of high-speed steel by combined vacuum-plasma treatment. *Metal science and heat treatment*, 2012, vol. 54, iss. 1 – 2, pp. 8 – 12.

Статья поступила в редакцию 15.10.2014 г.

Филатов Павел Николаевич — ФГУП “НПЦ газотурбостроения “САЛЮТ” (г. Москва), кандидат технических наук, инженер-конструктор, специалист в области вакуумно-плазменных технологий нанесения покрытий. E-mail: pavel_80@mail.ru.

Черкасова Наталья Юрьевна — ФГБОУ ВПО МГТУ “СТАНКИН” (г. Москва), кандидат технических наук, старший научный сотрудник, специалист в области вакуумно-плазменных технологий нанесения покрытий. E-mail: n.cherkasova@stankin.ru.

Антоненкова Гильяна Валерьевна — ФГБОУ ВПО МГТУ “СТАНКИН” (г. Москва), аспирант, специализируется в области вакуумно-плазменных технологий нанесения покрытий. E-mail: science@stankin.ru.

Development of complex vacuum-plasma hardening of broaching tool from powdered metal high-speed steel for broaching heat-resistant alloys

P. N. Filatov, N. Yu. Cherkasova, G. V. Antonenkova

Possibility of increase of wear-resistance of the broach tool from the powdered R12M3K5F2-M-type high-speed steel by means of a complex treatment including ion nitriding and the subsequent deposition of a (Nb, Ti, Al)N coating with use of the two-stage vacuum-arc discharge is considered. Modes of complex treatment of broaches providing the minimum wear intensity by broaching of the heat-resistant EP741NP-type nickel alloy applied to production of turbine disks are defined.

Keywords: broaching tool, ion nitriding, complex hardening, powdered high-speed steel, heat-resistant nickel alloy, two-stage vacuum-arc discharge.

Cherkasova Natalya — Moscow State University of Technology “STANKIN”, Russia, PhD, senior research worker. E-mail: n.cherkasova@stankin.ru

Filatov Pavel — FSUE “Gas-Turbine Engineering RPC “Salyut”, PhD, design engineer, e-mail: pavel_80@mail.ru

Antonenkova Gilyana — Moscow State University of Technology “STANKIN”, Russia, postgraduate student, e-mail: science@stankin.ru