

Новые материалы и технологии

УДК 621.891

Исследование триботехнических характеристик перспективных износостойких плазменных покрытий при трении скольжения без смазки

В.М. Утенков, А.Н. Зайцев

Одним из передовых методов создания износостойких покрытий является газотермическое напыление, но, несмотря на его широкое применение в промышленности, отсутствует полная информация о механизмах трения и износа газотермических покрытий. Попытка прогнозирования эксплуатационных характеристик таких покрытий на основе существующих данных о трении и износе обычно приводит к отрицательному результату. В работе исследованы характеристики трения и изнашивания четырех плазменных покрытий ($Cr_3C_2-25\%NiCr$, $Mo-Mo_2C$, $Al_2O_3-40\%TiO_2$, $Si-9,5\%Al-1\%Fe$) по схеме пальчик-диск без смазки. Результаты триботехнических характеристик коррелировались с микроструктурой и микромеханическими свойствами покрытий. Покрытия $Cr_3C_2-25\%NiCr$, $Si-9,5\%Al-1\%Fe$ показали высокую износостойкость при достаточно низкой микротвердости. Проведенные испытания не выявили износ покрытия $Cr_3C_2-25\%NiCr$ в паре с контртелом из сплава БрАЖНМц9-4-4-1. Экспериментально установлено, что триботехнические свойства плазменных покрытий сильно зависят от их микроструктуры, включений, внутренних остаточных напряжений и когезионной прочности. Покрытие $Al_2O_3-40\%TiO_2$ демонстрирует малую интенсивность изнашивания и низкий коэффициент трения в паре с контртелом из БрАЖНМц9-4-4-1. Дорожка износа оксидного покрытия состоит из пластически деформированных частиц покрытия и продуктов износа контртела. Проведенные испытания доказали, что разработанные покрытия из композиционных порошковых материалов обладают высокой износостойкостью и могут использоваться в качестве защитных покрытий ответственных деталей.

Ключевые слова: газотермическое напыление, трение скольжения, керметы, плазменные оксидные покрытия, коэффициент трения.



УТЕНКОВ
Владимир Михайлович
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

UTENKOV
Vladimir Mikhaylovich
(Moscow, Russian Federation,
Bauman Moscow State
Technical University)



ЗАЙЦЕВ
Андрей Николаевич
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

ZAYTSEV
Andrey Nikolaevich
(Moscow, Russian Federation,
Bauman Moscow State
Technical University)

The study of tribological characteristics of advanced wear-resistant plasma coatings in sliding friction without lubrication

V.M. Utenkov, A.N. Zaytsev

One of the best methods to create a wear-resistant coating is thermal spraying. However, despite its wide application in industry, there is no complete information on friction and wear mechanisms in thermal spray coatings. Attempts to predict the performance of such coatings on the basis of existing data on friction and wear are usually unsuccessful. This paper studies the friction and wear characteristics of four plasma coatings (Cr_3C_2 — 25% NiCr, Mo-Mo₂C, Al₂O₃ — 40% TiO₂, and Cu — 9,5% Al — 1% Fe) in the finger-disc friction without lubrication. Tribological characteristics were correlated with microstructure and micromechanical properties of the coatings. The coatings Cr_3C_2 — 25% NiCr and Cu — 9,5% Al — 1% Fe showed high wear resistance at sufficiently low microhardness. The conducted tests showed no wear of the coating Cr_3C_2 — 25% NiCr contacted with a counterbody made of the alloy BrAZhNMTs9-4-4-1. The experiments proved that tribological properties of plasma coatings are highly dependent on their microstructure, inclusions, internal residual stresses, and cohesive strength. The coating Al₂O₃ — 40% TiO₂ has a small wear rate and a low friction coefficient when contacting with a counterbody made of BrAZhNMTs9-4-4-1. The oxide coating wear track consists of plastically deformed particles of the coating and wear products of the counterbody. The tests have shown that the developed composite powder coatings have high durability and can be used as protective coatings of critical parts.

Keywords: thermal spraying, sliding friction, cermets, plasma oxide coating, friction coefficient.

Износ трибопар в условиях сухого трения определяет надежность большинства конструкций и узлов машин, работающих при повышенных силах тангенциальных сопротивлений.

Газотермическое напыление часто считают одним из передовых методов получения износостойких покрытий и потенциальной аль-

тернативой электролитическим методам (твердое хромирование, никелирование) [1—5]. Основным преимуществом данной технологии является получение высококачественных покрытий из большинства видов износостойких материалов и их формирование на подложках различных типов. Также следует отметить отсутствие термических деформаций подложки при нанесении покрытий данным методом, которые неизменно наблюдаются при наплавке.

Основную группу высокотвердых износостойких покрытий составляют: керметы, оксиды, металлические сплавы, наносимые на холодную или умеренно подогретую подложку [6—7]. В настоящее время наиболее используемыми являются антифрикционные и износостойкие покрытия, получаемые различными методами газотермического напыления, представленные в табл. 1.

Таблица 1

Износостойкие, антифрикционные покрытия, получаемые методами газотермического напыления

Материал покрытия	Метод нанесения покрытия		
	Газопламенный (Flame spray)	Плазменный (APS)	Высокоскоростной (HVOF)
<i>Износостойкие покрытия</i>			
WC-Co(WC-Co-Cr)	—	—	+
Cr ₃ C ₂ -NiCr(Cr ₃ C ₂ -Mo)	—	+	+
Ni-Cr-Fe-Si-B, Fe-Cr-Ni-Si-B	—	+	+
Al ₂ O ₃	—	+	—
Al ₂ O ₃ -TiO ₂	—	+	—
Cr ₂ O ₃	—	+	—
Mo-Mo ₂ C	—	+	+
<i>Антифрикционные покрытия</i>			
WC-Co	—	—	+
Al ₂ O ₃ -TiO ₂	—	+	—
Mo-NiCrBSiFe	—	+	+
Cr ₂ O ₃ -TiO ₂	—	+	—
Бронза	+	+	—
Баббит	+	—	—

Высокотвердые керметные покрытия нашли широкое применение в машиностроении,

аэрокосмической и нефтяной промышленности, благодаря высокой стойкости к абразивному и адгезионному износу.

Покрyтия на основе Mo-Mo₂C, демонстрируя стойкость к износу при трении скольжения сухих и смазанных поверхностей, широко используются в автомобилестроении [8]. Триботехнические свойства данных покрытий зависят от распределения карбида молибдена в матрице молибдена, от прочности связи кристаллизовавшихся частиц и показателя пористости [9–10].

Керметы на основе Cr₃C₂-NiCr отличаются хорошей жаростойкостью (до 900 °C), достаточной износостойкостью в условиях сухого трения в окислительных средах. Данный тип покрытий в большинстве случаев превосходит по износостойкости сплавы на основе железа, твердые хромовые покрытия и инструментальные стали [1, 4, 11].

В настоящее время распространенным способом повышения износостойкости и теплоустойкости поверхностей является применение плазменных оксидных покрытий (Al₂O₃, Cr₂O₃ и др.) [12–14]. Однако данные покрытия характеризуются достаточно низкими антифрикционными свойствами. Один из путей решения этой проблемы — добавление TiO₂ к оксидам. Это позволяет одновременно снизить коэффициент трения и увеличить стойкость к хрупкому разрушению.

Среди различных методов газотермического напыления плазменное и высокоскоростное (APS, HVOF) нашли наиболее широкое применение при создании износостойких покрытий.

Известно, что высокоскоростное напыление (VCH) на порядок превосходит плазменное напыление по критерию качества (плотность, пористость, адгезионная/когезионная прочность, остаточные напряжения) получаемых покрытий, особенно при создании керамико-металлических покрытий [7, 15]. Результаты исследований в широком диапазоне (нагрузок, скоростей и т. д.) керметных покрытий, полученных методом VCH, подробно описаны в работах [16, 17]. Тем не менее VCH имеет свои недостатки, среди которых высокая стоимость и сложность производства порошков для напыления металлических и керметных покрытий.

Оксидные покрытия, полученные методом VCH, пока еще находятся в стадии изучения, широкому распространению данного метода мешает нехватка экспериментальных данных, высокая стоимость оборудования и большие затраты на оптимизацию технологического процесса [7, 18, 19].

Получение плазменных (APS) оксидных и керметных покрытий в большинстве случаев может быть намного дешевле по сравнению с керметными покрытиями (VCH). Это объясняется низкой стоимостью исходного порошка и затратами на сам технологический процесс [18, 19].

В России оборудование для VCH широко не представлено, поэтому возможность использования имеющегося оборудования для плазменного напыления карбидов, оксидов и металлических сплавов под конкретные технологические цели является важной задачей.

Изучение износостойкости газотермических керамических и керметных покрытий должно включать такой способ получения, как плазменное напыление (APS), которое может стать альтернативным методом VCH (HVOF) напылению по экономическим параметрам применительно к конкретным задачам промышленности. На сегодняшний день выполнено большое количество исследовательских работ, в которых описан механизм износа и трения плазменных оксидных покрытий [20–22]. Для широкого распространения газотермических покрытий, в особенности плазмонапыленных оксидных (APS), необходимо экспериментально получить картину износа для понимания механизма изнашивания, как покрытия так и контртела [23–25].

Целью данной работы является оценка интенсивности изнашивания, механизма износа, коэффициента трения перспективных плазменных износостойких керамических и керметных покрытий при относительном движении скольжения без смазки по схеме пальчик-диск (pin-on-disk) на основе экспериментальных данных.

Материалы и методика эксперимента. Для плазменного напыления были выбраны четыре износостойких покрытия: Al₂O₃–40%TiO₂, Mo-Mo₂C, Cr₃C₂–25%NiCr, Cu-9,5%Al-1%Fe. В качестве исходных материалов использовались порошки фирмы Sulzer-Metco (табл. 2). Покрытия

Таблица 2

Фракционный состав и трибологические свойства применяемых порошков

Материал порошка	Химическая формула	Фракция, мкм	Трибологические свойства по данным производителя порошка [26]
Metco 64	Mo-Mo ₂ C	38–90	Стойкость к образованию царапин и абразивному износу
Metco 131VF	Al ₂ O ₃ –40% TiO ₂	5–45	Стойкость к абразивному и фреттинг-износу, антифрикционные свойства при высоких нагрузках
Metco Amdry 5260	Cr ₃ C ₂ –25% NiCr	11–53	Стойкость к абразивному износу, эрозии
Metco 51F-NS	Cu – 9,5% Al – 1%Fe (алюминиевая бронза)	5–53	Стойкость к фреттинг-износу, кавитации

наносились на предварительно отшлифованные пластины из стали марки 40X (35 × 35 × 5 мм), при этом отклонение от параллельности не превышало 5...7 мкм. Толщина покрытия с промежуточным подслоем после операции напыления колебалась от 530 до 570 мкм.

Физическая активация подложки перед напылением проводилась путем абразивоструйной обработкой корундом с фракцией 1 000 мкм. В качестве промежуточного подслоя во всех случаях применялся NiCr (порошок: Starck Amperit 250.001, 22...45 мкм). Покрытия наносились с помощью стандартной установки УПУ–8М, оснащенной специальным плазматроном мощностью 15 кВт. В данном плазменном распылителе подача порошка осуществляется в доанодную зону. Режимы плазменного напыления выбранных износостойких покрытий представлены в табл. 3.

Финишная подготовка образцов для оценки физико-механических свойств состояла из обработки на плоскошлифовальном станке с использованием кругов из материала карбида кремния зеленого (SiC, марка круга 64CF4606V). Микроструктура и морфология покрытий оценивалась с помощью оптического микроскопа (Olympus GX51, Япония). Шероховатость (*Ra*, *Rz*) покрытий до и после шлифовальной обра-

Таблица 3

Режимы напыления плазменных износостойких покрытий с дистанцией 100 мм

Параметры напыления	Покрытие			
	Al ₂ O ₃ –40%TiO ₂	Mo-Mo ₂ C	Cr ₃ C ₂ –25%NiCr	Cu–9,5%Al–1%Fe
Сила тока (А) × напряжение (В) = мощность (кВт)	320×48=15,32	310×45=13,95	310×46=14,26	280×45=12,60
Расход порошка, г/мин	1,65	0,40		
Скорость перемещения плазматрона <i>V</i> , см/мин	1 100			1 600
Расход плазмообразующих газов, л/мин	Ar ₂ , 25–30; N ₂ – 2,0–2,4			
Расход транспортирующего газа, л/мин	Ar ₂ , 2,5–3,0			
Охлаждающий газ, кг/см ²	Воздух, 2–3			

ботки определялась с помощью контактного профилометра (Mitutoyo SJ-210, Япония). Поверхности дорожек износа покрытий и контрол изучались с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Cam Scan – 4DV с приставками Inca Energy, Inca Wave.

Измерения микротвердости, трещиностойкости и модуля упругости проводились для всех плазменных покрытий на приборе Micro/Macro Scratch Tester (Nanovea, США) при следующих режимах: нагрузка 5 Н, скорость нагружения 5 Н/мин, скорость снятия нагрузки 4 Н/мин, время выдержки под нагрузкой 15 с. В каждой серии опытов проводилось по 10 повторяющихся экспериментов (*n*). Микротвердость по Виккерсу рассчитывалась как по длине диагонали отпечатка (ISO 4287–1), так и глубине проникновения алмазного индентора в покрытие. Модуль упругости *E* оценивался по нагрузочно-разгрузочной кривой с помощью программного обеспечения (Nanovea Indentation Testing v. 1.4.3 software) по методике Оливера–Фара [26], а стойкость к образованию трещин – по наличию сетки микротрещин после снятия нагрузки на оптическом микроскопе.

Трибологические испытания плазменных покрытий в условиях сухого трения по схеме

пальчик-диск проводились на трибометре Nanovea TRB-HL при вращательном движении. Радиус трения для всех испытаний составлял $R = 12$ мм. В качестве пальчиков использовались штифты диаметром 6 мм из стали марки 316L(N)-IG и алюминиевой бронзы марки БрАЖНМц9-4-4-1. Пальчик прижимался к торцевой поверхности квадратного образца (пластина) с предварительно нанесенным покрытием силой N , действующей вдоль оси контртела (пальчика) и создаваемой с помощью рычажного устройства и грузов. Сила трения $F_{тр}$ в контакте исследуемой пары в течение всего эксперимента регистрировалась встроенным тензодатчиком.

Испытания пар трения проводились при следующих условиях: контактное давление $P = 1,77$ МПа (50 Н), относительная скорость скольжения $V = 1 \cdot 10^{-3}$ м/с (60 мм/мин). Для оценки величины износа плазменных покрытий и пальчиков применялся весовой метод с использованием лабораторных аналитических весов с дискретностью $d = 1 \cdot 10^{-4}$ г (Vibra NT/HTR, Япония).

Для сравнения триботехнических свойств покрытий и пальчиков использовались такие параметры, как средняя линейная интенсивность изнашивания I_h и коэффициент износостойкости k ($\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$). Продолжительность каждого эксперимента составляла не менее 4 ч до наработки измеряемого весового износа и полной стабилизации коэффициента трения μ .

Результаты экспериментов и их анализ. Металлографические исследования структуры покрытий показали, что все используемые порошковые материалы образуют слоистую структуру с преобладанием вытянутых межслойных пор (рис. 1). Отмечено наличие дефектов в виде микротрещин, пор, выровов, расслоений и неплотностей во всех плазменных покрытиях. Это хорошо видно на примере покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3-40\%\text{TiO}_2$, которое формируется из маловязких частиц Al_2O_3 и жидких частиц TiO_2 , сопровождаемое дроблением и разбрызгиванием капель. При кристаллизации капель происходит их усадка, приводящая к возникновению растягивающих напряжений на границах контакта и как следствие возможно разви-

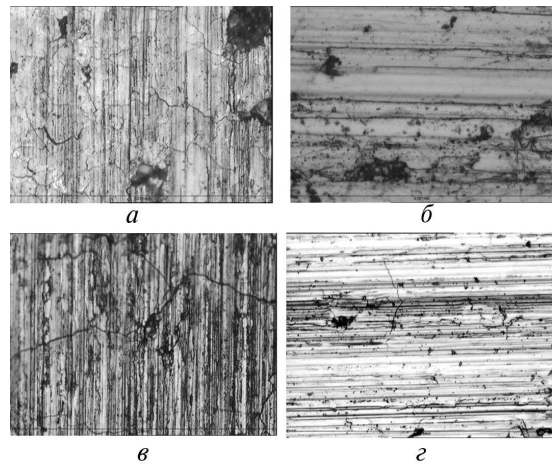


Рис. 1. Микроструктура (x200) плазменных износостойких покрытий после шлифовальной обработки, % мас.:

$a - \text{Al}_2\text{O}_3-40\%\text{TiO}_2$; $b - \text{Cu}-9,5\%\text{Al}-1\%\text{Fe}$;
 $v - \text{Cr}_3\text{C}_2-25\%\text{NiCr}$; $z - \text{Mo}-\text{Mo}_2\text{C}$

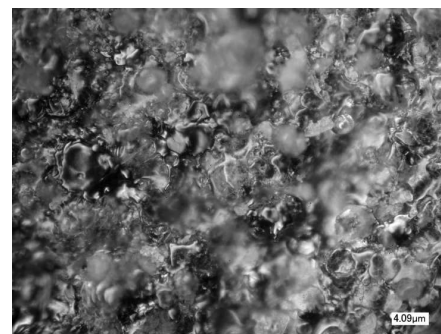


Рис. 2. Формирование покрытия $\text{Al}_2\text{O}_3-40\text{TiO}_2$ из жидких частиц TiO_2

тие множества микротрещин на поверхности покрытия (рис. 2).

Поверхность образца $\text{Cu}-9,5\%\text{Al}-1\%\text{Fe}$ (алюминиевая бронза) после шлифовальной обработки не деформирована, не изобилует трещинами, выровами и другими дефектами. Это свидетельствует о том, что покрытие формируется из пластичных частиц в твердой фазе и уровень остаточных напряжений достаточно низок.

Керметное покрытие $\text{Cr}_3\text{C}_2-25\%\text{NiCr}$ характеризуется высокой пористостью, большим количеством выровов и микротрещин. Предположительно выровы образуются во время механической обработки (шлифование) вследствие низкой когезионной прочности покрытия.

Поверхность покрытия $\text{Mo}-\text{Mo}_2\text{C}$ значительно меньше деформирована в сравнении с $\text{Cr}_3\text{C}_2-25\%\text{NiCr}$, рост трещин и образование

дефектов почти отсутствует. Распространение трещин происходит вдоль границ слоев покрытия.

Причиной возникновения сетки микротрещин во всех описанных покрытиях, особенно в $Al_2O_3-40\%TiO_2$, вероятно мог быть высокий уровень остаточных напряжений, который привел к моментальному растрескиванию покрытия во время шлифовальной обработки.

Результаты измерений микротвердости, модуля упругости и шероховатости до и после шлифовальной обработки плазменных покрытий и торцевых поверхностей контртел (пальчиков) представлены в табл. 4.

Шероховатость торцевых поверхностей пальчиков, изготовленных из двух сплавов, указанных выше, после шлифовальной обработки составила $Ra = 0,8$ мкм. Торцевые поверхности контртел из БрАЖНМц9-4-4-1 немного тверже, чем у стальных (316L(N)-IG), но по модулю упругости E уступают им в 2 раза. Шероховатость поверхностей керамических и керметных покрытий после плазменного напыления была сравнительно одинаковой; после механической обработки минимальная чистота поверхностного слоя ($Ra=0,17$) была достигнута у покрытия Мо-Мо₂С.

Приведенные в табл. 4 результаты показывают, что наибольшей микротвердостью обладают покрытия $Al_2O_3-40\%TiO_2$, Мо-Мо₂С, $Cr_3C_2-25\%NiCr$ при этом модуль упругости покрытия $Cr_3C_2-25\%NiCr$ в 1,5–2 раза меньше, чем у остальных покрытий, за исключени-

ем $Cu-9,5\%Al-1\%Fe$. Сравнительно одинаковый модуль упругости отмечен у двух плазменных покрытий ($Al_2O_3-40\%TiO_2$, Мо-Мо₂С) и пальчиковых образцов из алюминиевой бронзы (БрАЖНМц9-4-4-1), при этом наибольшей модуль упругости ($E=140,3$ ГПа) среди всех исследуемых материалов наблюдался у стальных пальчиков (316L(N)-IG).

Результаты, полученные при изучении триботехнических свойств образцов с плазменными износостойкими покрытиями в условиях сухого трения при нормальной температуре, представлены в табл. 5.

Все испытанные покрытия показали большую износостойкость относительно контртел за исключением пары $Al_2O_3-40\%TiO_2-316L(N)-IG$. Внедрение продуктов износа пальчиковых образцов отмечено в покрытиях $Al_2O_3-40\%TiO_2$ и $Cu-9,5\%Al-1\%Fe$, отрицательное значение интенсивности изнашивания и коэффициента износостойкости также свидетельствует о переносе продуктов износа контртел в поры и углубления плазменных покрытий ($Cu-9,5\%Al-1\%Fe-316L(N)-IG$).

Наименьший коэффициент трения и износ, как следует из данных, приведенных в табл. 5, наблюдается у пары $Cr_3C_2-25\%NiCr-БрАЖНМц9-4-4-1$. Весовой метод также не выявил износ керметного покрытия при незначительном износе пальчикового образца ($I_h = 4,8 \cdot 10^{-7}$).

Таблица 4

Микротвердость, модуль упругости, шероховатость исследуемых плазменных покрытий и контртел

Материал покрытия/контртела	HV _{0,5} (по диагональной отпечатке)	HV _{0,5} (по диаграмме)	E, ГПа	Ra, мкм	Ra (шлифование), мкм	Rz, мкм	Rz (шлифование), мкм
316L(N)-IG	181 ± 19	167 ± 23 (1,9 ± 0,4 ГПа)	140,3 ± 17,7	—	0,82 ± 0,04	—	—
БрАЖНМц9-4-4-1	209 ± 9	203 ± 22 (2,31 ± 0,31 ГПа)	78,5 ± 5,9	—	0,81 ± 0,08	—	—
$Al_2O_3-40\%TiO_2$	—	327 ± 30 (3,33 ± 0,32 ГПа)	72,0 ± 2,2	5,54 ± 0,18	1,61 ± 0,07	32,56 ± 2,16	9,72 ± ±0,17
Мо-Мо ₂ С	463 ± 27	331 ± 14 (3,50 ± 0,15 ГПа)	71,2 ± 8,2	6,90 ± 0,37	0,17 ± 0,03	38,51 ± 0,53	1,34 ± ±0,04
$Cr_3C_2-25\%NiCr$	—	323 ± 44 (3,42 ± 0,47 ГПа)	46,7 ± 1,9	5,24 ± 0,09	0,76 ± 0,04	30,89 ± 0,64	7,13 ± ±0,54
$Cu-9,5\%Al-1\%Fe$	176 ± 11	151 ± 5 (1,57 ± 0,05 ГПа)	14,9 ± 0,9	—	0,58 ± 0,02	—	4,25 ± ±0,56

Триботехнические свойства плазменных износостойких покрытий по схеме пальчик-диск при трении скольжении без смазки на воздухе

Триботехнические характеристики		Состав порошковых материалов / материал контртела							
		Cr ₇ C ₃ —25%NiCr/316L(N)-IG	Cr ₇ C ₃ —25%NiCr/БрАЖНМц 9-4-4-1	Mo-Mo ₂ C/316L(N)-IG	Mo-Mo ₂ C/БрАЖНМц 9-4-4-1	Al ₂ O ₃ —40%TiO ₂ /316L(N)-IG	Al ₂ O ₃ —40%TiO ₂ /БрАЖНМц 9-4-4-1	Cu—9,5%Al—1%Fe/316L(N)-IG	Cu—9,5%Al—1%Fe/БрАЖНМц 9-4-4-1
I_h	Пок-рытие	$4,1 \cdot 10^{-7}$	—	$3,6 \cdot 10^{-7}$	$3,8 \cdot 10^{-7}$	$3,4 \cdot 10^{-6}$	$2,2 \cdot 10^{-7}$	$-5,5 \cdot 10^{-9}$	$4,8 \cdot 10^{-8}$
	Конт-ртело	$5,6 \cdot 10^{-7}$	$4,8 \cdot 10^{-7}$	$5,5 \cdot 10^{-7}$	$5,4 \cdot 10^{-7}$	$5,4 \cdot 10^{-7}$	$1,3 \cdot 10^{-7}$	$3,9 \cdot 10^{-7}$	$4,8 \cdot 10^{-7}$
k , мм ³ /(Н·м)	Пок-рытие	$1,7 \cdot 10^{-3}$	—	$1,5 \cdot 10^{-3}$	$1,6 \cdot 10^{-3}$	$1,5 \cdot 10^{-2}$	$9,6 \cdot 10^{-4}$	$-2,1 \cdot 10^{-5}$	$3,2 \cdot 10^{-4}$
	Конт-ртело	$3,2 \cdot 10^{-4}$	$2,7 \cdot 10^{-4}$	$3,1 \cdot 10^{-4}$	$3,1 \cdot 10^{-4}$	$3,1 \cdot 10^{-4}$	$7,4 \cdot 10^{-4}$	$2,2 \cdot 10^{-5}$	$2,7 \cdot 10^{-4}$
Коэффициент трения μ		0,41	0,20	0,38	0,31	0,37	0,31	0,32	0,48

Микрорезание и когезионный отрыв фрикционных связей наблюдается у пары Al₂O₃—40%TiO₂ — 316L(N)-IG, что также коррелируется с максимальной интенсивностью изнашивания среди плазменных покрытий ($I_h = 3,4 \cdot 10^{-6}$) и меньшим износом пальчиковых образцов ($I_h = 5,4 \cdot 10^{-7}$). Разрушение покрытия происходит при первых актах взаимодействия. Изучение поверхностей трения покрытия с помощью РЭМ показало, что износ протекает по механизму хрупкого разрушения в результате отрыва отдельных частиц (ямочное разрушение), способствующих усилению абразивного изнашивания. Глубинное вырывание частиц происходит в зонах покрытия с ослабленной когезионной прочностью, которая уступает прочности возникающих фрикционных связей. При этом можно говорить о жестком износе при сухом трении. Качественный и количественный микрорентгеноспектральный анализ и электронные микрофотографии поверхностей трения Al₂O₃—40%TiO₂ подтвердили внедрение материала контртела в микронеровности и поры покрытия (рис. 3). Дорожка трения представляет собой пластически деформированные конгломерированные участки покрытия и отделившиеся частицы материала контртела.

Несколько меньший износ покрытия из Cu—9,5%Al—1%Fe относительно керметных и оксидного покрытия в паре с БрАЖНМц 9-4-4-1 можно объяснить пластическим оттеснением материала покрытия микровыступами

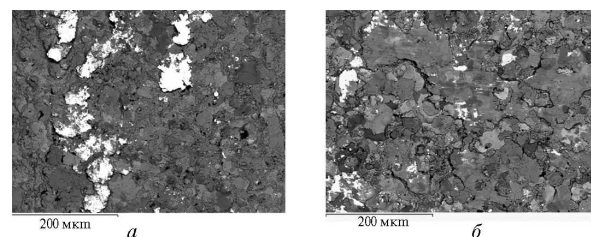


Рис. 3. Электронные микрофотографии (x250) поверхностей трения плазменных покрытий Al₂O₃—40%TiO₂ в паре:
а — со сталью 316L(N)-IG;
б — с бронзой БрАЖНМц9-4-4-1

контртела, что позволяет говорить о малоцикло-вой фрикционной усталости (см. табл. 5). Следует также отметить максимальный коэффициент трения ($\mu = 0,48$) среди всех испытанных пар.

Высокое сопротивление изнашиванию имеют покрытия из Mo-Mo₂C, причем интенсивность их изнашивания практически не меняется от материала контртела. Повышенная износостойкость керметных покрытий на основе молибдена обусловлена как природой входящих в них компонентов (карбиды, матрица), так и структурой [10].

Абразивное изнашивание характерно для всех керметных покрытий в паре со сталью 316L(N)-IG и алюминиевой бронзой БрАЖНМц9-4-4-1. В процессе приработки пары образуются твердые частицы, которые внедряются и «пропахивают» поверхность контртел, обладающих меньшей твердостью

относительно керметных покрытий. Подобная картина характерна для пары $Al_2O_3-40\%TiO_2$ — БрАЖНМц9-4-4-1, продукты износа пальчикового образца шаржируются в поверхность оксидного покрытия. На поверхности контртела в большом количестве присутствуют царапины, канавки и борозды.

Достаточно низкий коэффициент трения $\mu = 0,31$ отмечен у $Mo-Mo_2C$ и $Al_2O_3-40\%TiO_2$ в паре с БрАЖНМц9-4-4-1, что свидетельствует об антифрикционных свойствах фрикционной пары.

Интенсивность изнашивания пальчиковых образцов из стали марки 316L(N)-IG практически одинакова в паре с покрытиями $Cr_3C_2-25\%NiCr$, $Mo-Mo_2C$, $Al_2O_3-40\%TiO_2$. Наибольший износ контртела ($I_h = 1,3 \cdot 10^{-6}$) наблюдается у пары БрАЖНМц9-4-4-1 с оксидным покрытием $Al_2O_3-40\%TiO_2$.

Выводы

1. Разработанные покрытия из порошковых материалов на основе карбидов, оксидов и бронзы обладают высокой износостойкостью и могут использоваться для повышения качества деталей ответственных узлов при нагрузках до 1,77 МПа на воздухе.

2. Наилучшими антифрикционными свойствами обладает пара $Cr_3C_2-25\%NiCr$ — БрАЖНМц9-4-4-1, что связано с образованием на поверхности трения защитной пленки, являющейся промежуточным слоем фрикционного контакта.

3. Покрытие $Mo-Mo_2C$ характеризуется наибольшей микротвердостью по сравнению с другими покрытиями ($HV_{0,5} = 331 \pm 14$). Оксидное покрытие ($Al_2O_3-40\%TiO_2$) демонстрирует наибольшие изотропные свойства среди всех покрытий. Керметное покрытие $Mo-Mo_2C$ значительно превышает по упругости ($E = (71,2 \pm 8,2)$ ГПа) покрытие $Cr_3C_2-25\%NiCr$ и $Cu-9,5\%Al-1\%Fe$.

4. На поверхностях плазменных керамических покрытий при абразивном износе образуются поверхностные дефекты такие как канавки, борозды, риски, царапины. Износ покрытий происходит за счет отделения как отдельных частиц, так и конгломерированных участков покрытий.

5. Доминирующим видом износа при трении скольжения оксидных покрытий является отслаивание деформируемых частиц (микрореза-

ние, пропахивание) и в меньшей степени адгезионное нарушение фрикционных связей.

6. Триботехнические свойства покрытий при трении скольжения без смазки определяются возможностью формирования гладкой, тонкой поверхностной пленки между фрикционными парами.

Литература

- [1] Mohanty M., Smith R.W., De Bonte M., Celis J.P., Lugsch E. Sliding wear behavior of thermally sprayed $75/25 Cr_3C_2/NiCr$ wear resistant coatings. *Wear*, 1996, vol. 198, issue 1–2, pp. 251–266.
- [2] Ko P.L., Robertson M.F. Wear characteristics of electrolytic hard chrome and thermal sprayed $WC-10\%Co-4\%Cr$ coatings sliding against $Al-Ni-Bronze$ in air at 21 °C and at –40 °C. *Wear*, 2002, vol. 252, pp. 880–893.
- [3] Rastegar F., Richardson D.E. Alternative to chrome: HVOF cermet coatings for high horse power diesel engines. *Surf. Coat. Technol*, 1997, vol. 90, pp. 156–193.
- [4] Bolelli G., Bonferroni B., Laurila J., Lusvardi L. Micromechanical properties and sliding wear behavior of HVOF-sprayed Fe-based alloy coatings. *Wear*, 2012, vol. 276–277, pp. 29–47.
- [5] Saharoui T., Fenineche N., Montavon G., Coddet C. Alternative to chromium: characteristics and wear behaviour of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). *Mater. Process. Technol*, 2004, vol. 152, pp. 43–55.
- [6] Балдаев Л.Х. *Реновация и упрочнение деталей машин методом газотермического напыления*. Москва, Изд-во «КХТ», 2004, 134 с.
- [7] Dorfman M. Thermal spray materials. *Adv. Mater. Process*, 2002, vol. 160, pp. 49–51.
- [8] Unger R.H. Arc sprayed nickel-aluminium. *Proceeding of the third National Thermal Spray Conference*. Cincinnati, USA, 1998, pp. 321–324.
- [9] Johnson B.J., Kennedy F.E., Baker I. Dry sliding wear of NiAl. *Wear*, 1996, vol. 192, pp. 241–247.
- [10] Prchlik L., Gutleber J., Sampath S. Deposition and properties of high-velocity-oxygen-fuel and plasma-sprayed $Mo-Mo_2C$ composite coatings. *Thermal Spray Technol*, 2001, vol. 10, issue 4, pp. 643–655.
- [11] Prudenzianti M., Gazzadi G.C., Medici M., Dalbagni G., Caliaro M. Cr_3C_2-NiCr HVOF-Sprayed Coatings: Microstructure and properties versus powder characteristics and process parameters. *Thermal Spray Technol*, 2010, vol. 19, issue 3, pp. 541–550.
- [12] Fervel V., Normand B., Coddet C. Tribological behavior of plasma sprayed Al_2O_3 -based cermet coatings. *Wear*, 1999, vol. 230, issue 1, pp. 70–77.
- [13] Cao X.Q., Vassen R., Stoeber D. Ceramic materials for thermal barrier coatings. *J. of the Eur. Ceram. Society*, 2004, vol. 24, issue 1, pp. 1–10.
- [14] Sure J., Shankar A.R., Mugali U.K. Surface modification of plasma sprayed $Al_2O_3-40 wt\%TiO_2$ coatings by pulsed Nd:YAG laser melting. *Optics & Laser Tech*, 2013, vol. 48, pp. 366–374.
- [15] Nieminen R., Vuoristo P., Niemi K., Mantyla T., Barbezat G. Rolling contact fatigue failure mechanisms in plasma and HVOF-sprayed $WC-Co$ coatings. *Wear*, 1997, vol. 212, pp. 66–77.
- [16] Shipway P.H., Howell L. Microscale abrasion-corrosion behaviour of $WC-Co$ hard metals and HVOF sprayed coatings. *Wear*, 2005, vol. 258, pp. 303–312.
- [17] Prchlik L., Sampath S., Gutleber J., Bancke G., Ruff A.W. Friction and wear properties of $WC-Co$ and $Mo-Mo_2C$ based functionally graded materials. *Wear*, 2001, vol. 249, issue 12, pp. 1103–1115.
- [18] Lima R.S., Marple B.R. Optimized HVOF titania coatings. *Thermal Spray Technol*, 2003, vol. 12, pp. 360–369.
- [19] Liu Y., Fisher T.E., Dent A. Comparison of HVOF and plasma-sprayed alumina/titania coatings-microstructure, mechanical properties and abrasion Behavior. *Surf. Coat. Technol*, 2003, vol. 167, pp. 68–76.

[20] Xie Y., Hawthorne H.M. Wear mechanism of plasma-sprayed alumina coating in sliding contacts with harder asperities. *Wear*, 1999, vol. 225–229, pp. 90–103.

[21] Fernandez J.E., Rodriguez R., Wang Y., Vijande R., Rincon A. Sliding wear of a plasma-sprayed Al_2O_3 coating. *Wear*, 1995, vol. 181–183, part 1, pp. 417–425.

[22] Erickson L.C., Hawthorne H.M., Troczynski T. Correlations between microstructural parameters, micromechanical properties and wear resistance of plasma-sprayed ceramic coatings. *Wear*, 2001, vol. 250, part 1, pp. 569–575.

[23] Kato K., Adachi K. Wear of advanced ceramics. *Wear*, 2002, vol. 253, pp. 1097–1104.

[24] Adachi K., Kato K., Chen N. Wear map of ceramics. *Wear*, 1997, vol. 203–204, pp. 291–301.

[25] Hsu S.M., Shen M. Wear prediction of ceramics. *Wear*, 2004, vol. 256, pp. 867–878.

[26] *Sulzer-Metco* [Электронный ресурс]. <http://www.sulzermetco.com> (дата обращения 15 августа 2013 г.).

[27] Oliver W.C., Pharr G.M. Improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res*, 1992, vol. 7, pp. 1564–1580.

References

[1] Mohanty M., Smith R.W., De Bonte M., Celis J.P., Lugsch E. Sliding wear behavior of thermally sprayed 75/25 $Cr_3C_2/NiCr$ wear resistant coatings. *Wear*, 1996, vol. 198, issue 1–2, pp. 251–266.

[2] Ko P.L., Robertson M.F. Wear characteristics of electrolytic hard chrome and thermal sprayed WC–10%Co–4%Cr coatings sliding against Al–Ni–Bronze in air at 21 °C and at –40 °C. *Wear*, 2002, vol. 252, pp. 880–893.

[3] Rastegar F., Richardson D.E. Alternative to chrome: HVOF cermet coatings for high horse power diesel engines. *Surface and Coatings Technology*, 1997, vol. 90, issue 1–2, pp. 156–193.

[4] Bolelli, G., Bonferroni, B., Laurila, J., Lusvarghi, L., Milanti, A., Niemi, K., Vuoristo, P. Micromechanical properties and sliding wear behavior of HVOF-sprayed Fe-based alloy coatings. *Wear*, 2012, vol. 276–277, pp. 29–47.

[5] Saharoui T., Fenineche N., Montavon G., Coddet C. Alternative to chromium: characteristics and wear behaviour of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 152, pp. 43–55.

[6] Baldaev L.Kh. *Renovatsiya i uprochnenie detalei mashin metodami gazotermicheskogo napyleniya* [Renovation and hardening of machine parts methods of thermal spraying]. Moscow, KKhT publ., 2004. 134 p.

[7] Dorfman M. Thermal spray materials. *Advanced Materials and Processes*, 2002, vol. 160, pp. 49–51.

[8] Unger R.H. Arc sprayed nickel-aluminium. *Proceeding of the third National Thermal Spray Conference*. Cincinnati, USA, 1998, pp. 321–324.

[9] Johnson B.J., Kennedy F.E., Baker I. Dry sliding wear of NiAl. *Wear*, 1996, vol. 192, pp. 241–247.

[10] Prchlik L., Gutleber J., Sampath S. Deposition and properties of high-velocity-oxygen-fuel and plasma-sprayed Mo–Mo₂C composite coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2001, vol. 10, issue 4, pp. 643–655.

[11] Prudenziati M., Gazzadi G.C., Medici M., Dalbagni G., Caliarì M. Cr_3C_2-NiCr HVOF-sprayed coatings: Microstructure and properties versus powder characteristics and process parameters. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, vol. 19, issue. 3, pp. 541–550.

[12] Fervel V., Normand B., Coddet C. Tribological behavior of plasma sprayed Al_2O_3 -based cermet coatings. *Wear*, 1999, vol. 230, issue 1, pp. 70–77.

[13] Cao X.Q., Vassen R., Stoeber D. Ceramic materials for thermal barrier coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, 2004, vol. 24, issue 1, pp. 1–10.

[14] Sure J., Shankar A.R., Mugali U.K. Surface modification of plasma sprayed $Al_2O_3-40 wt\%TiO_2$ coatings by pulsed Nd:YAG laser melting. *Optics and Laser Technology*, 2013, vol. 48, pp. 366–374.

[15] Nieminen R., Vuoristo P., Niemi K., Mantyla T., Barbezat G. Rolling contact fatigue failure mechanisms in plasma and HVOF-sprayed WC-Co coatings. *Wear*, 1997, vol. 212, pp. 66–77.

[16] Shipway P.H., Howell L. Microscale abrasion-corrosion behaviour of WC-Co hard metals and HVOF sprayed coatings. *Wear*, 2005, vol. 258, pp. 303–312.

[17] Prchlik L., Sampath S., Gutleber J., Bancke G., Ruff A.W. Friction and wear properties of WC-Co and Mo–Mo₂C based functionally graded materials. *Wear*, 2001, vol. 249, issue 12, pp. 1103–1115.

[18] Lima R.S., Marple B.R. Optimized HVOF titania coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2003, vol. 12, pp. 360–369.

[19] Liu Y., Fisher T.E., Dent A. Comparison of HVOF and plasma-sprayed alumina/titania coatings-microstructure, mechanical properties and abrasion Behavior. *Surface and Coatings Technology*, 2003, vol. 167, pp. 68–76.

[20] Xie Y., Hawthorne H.M. Wear mechanism of plasma-sprayed alumina coating in sliding contacts with harder asperities. *Wear*, 1999, vol. 225–229, pp. 90–103.

[21] Fernandez J.E., Rodriguez R., Wang Y., Vijande R., Rincón A. Sliding wear of a plasma-sprayed Al_2O_3 coating. *Wear*, 1995, vol. 181–183, part 1, pp. 417–425.

[22] Erickson L.C., Hawthorne H.M., Troczynski T. Correlations between microstructural parameters, micromechanical properties and wear resistance of plasma-sprayed ceramic coatings. *Wear*, 2001, vol. 250–251, part 1, pp. 569–575.

[23] Kato K., Adachi K. Wear of advanced ceramics. *Wear*, 2002, vol. 253, pp. 1097–1104.

[24] Adachi K., Kato K., Chen N. Wear map of ceramics. *Wear*, 1997, vol. 203–204, pp. 291–301.

[25] Hsu S.M., Shen M. Wear prediction of ceramics. *Wear*, 2004, vol. 256, pp. 867–878.

[26] *Sulzer-Metco*. Available at: <http://www.sulzermetco.com> (accessed 15 August 2013).

[27] Oliver W.C., Pharr G.M. Improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research*, 1992, vol. 7, pp. 1564–1580.

Статья поступила в редакцию 03.07.2013

Информация об авторах

УТЕНКОВ Владимир Михайлович (Москва) — доктор технических наук, профессор, зав. кафедрой «Металлорежущие станки». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1, e-mail: utencov@bmstu.ru).

ЗАЙЦЕВ Андрей Николаевич (Москва) — аспирант кафедры «Металлорежущие станки». МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, Москва, Российская Федерация, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1, e-mail: skadi221@gmail.com).

Information about the authors

UTENKOV Vladimir Mikhaylovich (Moscow) — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of «Metal-Cutting Machines» Department. Bauman Moscow State Technical University (BMSTU, building 1, 2-nd Baumanskaya str., 5, 105005, Moscow, Russian Federation, e-mail: utencov@bmstu.ru).

ZAYTSEV Andrey Nikolaevich (Moscow) — Post-Graduate of «Metal-Cutting Machines» Department. Bauman Moscow State Technical University (BMSTU, building 1, 2-nd Baumanskaya str., 5, 105005, Moscow, Russian Federation, e-mail: skadi221@gmail.com).