



# ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА

УДК 621.793

А.И. КОМАРОВ, канд. техн. наук

заведующий лабораторией технологий модифицирования конструкционных материалов<sup>1</sup>

E-mail: al\_kom@tut.by

Г.Г. ГОРАНСКИЙ, канд. техн. наук

ведущий научный сотрудник сектора многофункциональных покрытий<sup>2</sup>

E-mail: georggoran@rambler.ru

<sup>1</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 28.05.2018.

## УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО ПОДСЛОЯ, ПОЛУЧЕННОГО ХОЛОДНЫМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ

*Показана эффективность создания оксидокерамических покрытий на поверхности стальных изделий сочетанием предварительного холодного газодинамического напыления алюминиевого подслоя и последующего его микродугового оксидирования. Полученные газодинамические покрытия представляют собой композиционный материал, состоящий из алюминиевой матрицы и включений частиц корунда (~15 %), усвоенных из напыляемого порошка. Однородная с низкой (1–6 %) пористостью структура основы и равномерно распределенные в ней частицы корунда обеспечивают высокий уровень адгезии (до 122 МПа), твердости (до 1140 МПа) и критической деформации до разрушения (до 46 %) покрытия. Сформированные на алюминиевом подслое керамические покрытия толщиной до 180 мкм характеризуются однородной структурой основного слоя. Фазовый состав поверхностных слоев покрытий представлен  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , высокопрочным  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  оксидами и муллитом, содержание которых составляет 45, 40, 15 % соответственно. При удалении от поверхности вглубь покрытия отмечается значительный (до 80 %) рост содержания  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  при одновременном снижении объемной доли  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  и отсутствии муллита. Следствием этого является достаточно высокий (до 19 ГПа) уровень максимальных значений твердости в этих слоях покрытия, снижение коэффициента трения до значения 0,048 на стадии установившегося изнашивания при ограниченной подаче масла, отсутствие износа керамического покрытия при этих условиях испытания.*

**Ключевые слова:** холодное газодинамическое напыление, микродуговое оксидирование, керамическое покрытие, адгезия, микротвердость, корунд

**Введение.** Значительная номенклатура стальных деталей, работающих в условиях износа, высоких температур и химически активных сред (например, изделия вентильной группы, детали насосов и компрессоров, оборудование химической, нефтегазовой промышленности), нуждается в увеличении ресурса работы. Это может достигаться нанесением на поверхности таких изделий из стали алюминиевого покрытия и его последу-

ющего микродугового оксидирования (МДО). В результате реализации МДО-технологии на рабочей поверхности стальной детали образуется оксидокерамическое покрытие толщиной до 200 мкм с уникальным комплексом свойств, в том числе высокой износо- и коррозионной стойкостью [1–3]. При этом уровень свойств сформированного МДО-покрытия в значительной степени зависит от строения и свойств алюминиевого под-

слоя, которые обусловлены методом и режимами его нанесения [4].

Существующие методы нанесения на стальную основу алюминиевых покрытий из компактных материалов (совместная прокатка, сварка взрывом, наплавка, осаждение из расплава) и порошков (металлизация, электрофорез, электростатическое или детонационное напыление, алитирование) отличаются высокой стоимостью, необходимостью применения дорогостоящего оборудования, требуют проведения дополнительных технологических операций (предварительная подготовка контактных поверхностей, создание многокомпонентных порошковых смесей, специальная термообработка, защитные среды, промежуточная прокатка или гидростатическое обжатие) [5].

Как правило, в зоне контакта алюминиевого слоя со стальной основой в связи с термическим воздействием формируются различного типа интерметаллиды  $Fe_nAl_m$ , существенно снижающие прочность адгезии. Для газотермических покрытий характерна высокая пористость, окисление частиц порошка и, как следствие, также низкая адгезия [6]. В большинстве случаев на границе раздела «покрытие — основа» присутствуют значительные внутренние напряжения, ограничивающие уровень адгезии и вызывающие отслаивание покрытий при последующем нагружении.

Избежать этих недостатков позволяет метод холодного газодинамического напыления (ХГДН). ХГДН характеризуется сверхзвуковыми скоростями соударения напыляемых частиц с основой и минимальным термическим воздействием на материал основы [7], что позволяет:

- обеспечить высокую адгезию, когезию и однородность покрытия при минимальной пористости в широком диапазоне толщин;
- избежать структурных или фазовых превращений в материале основы и тем самым возможной деградации его свойств;
- устранить риск образования в изделиях внутренних напряжений, способных привести к короблению и растрескиванию, что особенно важно для изделий сложной конфигурации и крупнобаритных изделий.

Учитывая отмеченные факторы, можно ожидать, что совмещение технологий холодного газодинамического напыления алюминиевого слоя и микродугового оксидирования позволит обеспечить повышенные свойства рабочих поверхностей стальных изделий. На это указывают также результаты исследований, полученные в [4] при микродуговом оксидировании ХГДН-покрытий, нанесенных на алюминиевую основу. Следует все же отметить, что систематические исследования структуры и свойств оксидокерамических покрытий, полученных на стальных изделиях с использованием ХГДН-подслоя, в доступных источниках отсутствуют.

Цель настоящей работы — исследование структурно-фазового состояния и свойств полученных на поверхности стали при различных режимах ХГДН алюминиевого композиционного слоя и сформированного на нем микродугового керамического покрытия.

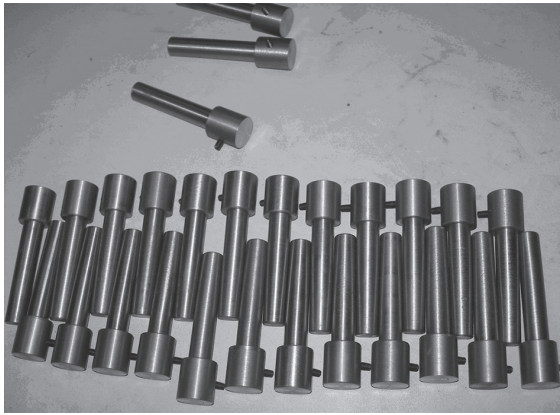
**Методика исследования.** В качестве материала основы использовалась сталь 30. Получение алюминиевого покрытия на ней осуществлялось методом холодного газодинамического напыления порошков А-10-01, А-20-01, А-30-01, содержащих соответственно 15, 20, 25 % оксида  $\alpha-Al_2O_3$  (корунда). Напыление проводилось на установке ДИМЕТ-405 при различных температурах динамического потока воздуха (таблица 1) на расстоянии 5–10 мм от среза сопловой насадки СНК-6.

Толщина полученных ХГДН-покрытий варьировалась в диапазоне 10–425 мкм, что достигалось изменением числа циклов напыления. Измерение толщины нанесенного алюминиевого слоя проводилось широкодиапазонным магнитным толщиномером МТЦ-3. Степень адгезии покрытий оценивалась штифтовым методом по результатам испытаний напыленных образцов на разрывной машине Instron-3380. Внешний вид образцов для определения адгезии покрытий и схема определения прочности их сцепления с основой приведены на рисунке 1. Твердость покрытия определялась портативным ультразвуковым импедансным твердомером «Константа ТУ».

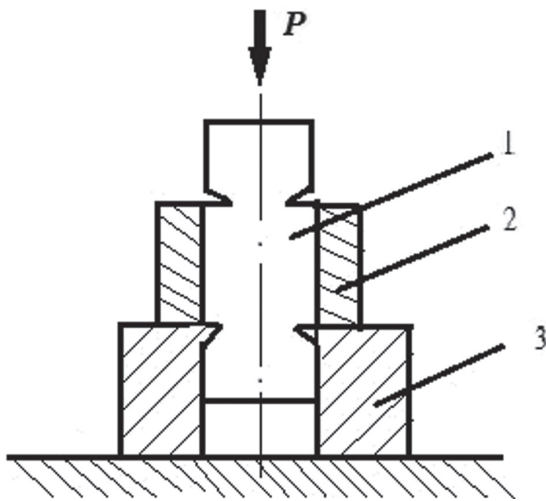
При микродуговом оксидировании использовались пластинчатые образцы из стали 30 размером 20×20×3 мм с напыленным на одну из поверхностей алюминиевым газодинамическим покрытием толщиной 350 мкм. Микродуговое оксидирование сформированных ХГДН-слоев выполнялось на установке с тиристорным регулированием, обеспечивающей анодно-катодную поляризацию образцов с частотой 50 Гц при напряжении 280–320 В и плотности тока 40 А/дм<sup>2</sup>. Отношение величин катодного и анодного токов  $I_k / I_a \approx 1$ . Продолжительность процесса МДО составляла 60 (режим 1) и 90 (режим 2) минут. В качестве электролита использовался водный раствор гидроксида калия КОН и жидкого натриевого стекла  $Na_2SiO_3$  с концентрацией компонентов 2 и 4 г/л соответственно. Микротвердость оксидо-

Таблица 1 — Температура динамического потока воздуха

Температурный режим	Значение температуры, °С
1	140–165
2	235–245
3	315–340
4	390–415
5	495–510



а



б

Рисунок 1 — Образцы (а) и схема (б) для оценки степени адгезии ХГДН-покрытий: 1 — образец; 2 — покрытие; 3 — основание

керамических покрытий определялась на приборе ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,196 и 0,49 Н в зависимости от исследуемых участков покрытия.

Структурно-фазовое состояние ХГДН и МДО-покрытий исследовалось методами рентгеноструктурного и металлографического анализов, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Рентгеноструктурные исследования образцов покрытий проводились на автоматизированном комплексе на базе дифрактометра ДРОН-3М в  $\text{CuK}\alpha$ -излучении с применением вторичной монохроматизации рентгеновского пучка, металлографические — с использованием микроскопов ХМ300 и МИМ-8.

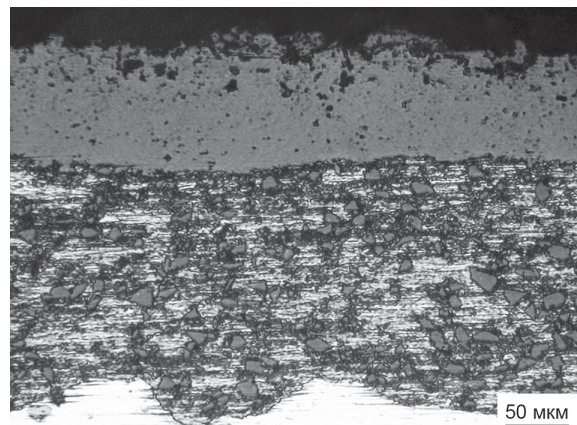
Триботехнические испытания сформированного керамического покрытия выполнялись на универсальном трибометре MFT-5000 (Rtec instruments, США) в условиях ограниченной подачи смазки (масло И-20А) при возвратно-поступательном перемещении относительно индентора из стали ШХ-15. Давление составляло 20 МПа, путь трения — 1600 м.

**Результаты и их обсуждение.** На рисунке 2 представлены микроструктуры комбинированных

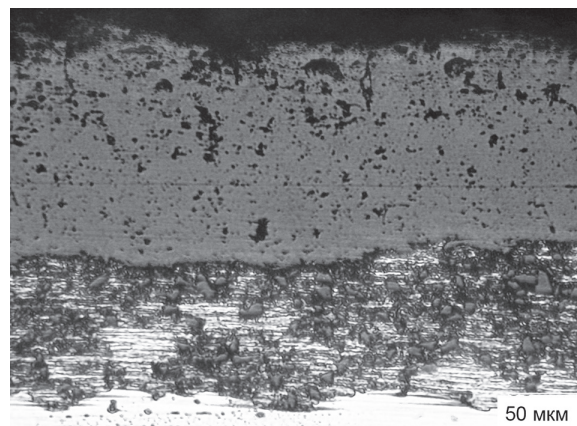
покрытий, полученных на стали 30 при сочетании технологий холодного газодинамического напыления порошка А-20-01 по режиму 3 (см. таблицу 1) и микродугового оксидирования при продолжительности последнего 60 (а) и 90 (б) минут.

Из анализа приведенных микроструктур следует, что покрытие состоит из двух существенно различающихся областей. Область, прилегающая к основе, соответствует слою, нанесенному методом ХГДН. Верхний, граничащий с ним слой, представляет собой керамическое покрытие (КП), полученное микродуговым оксидированием напыленного алюминиевого слоя.

Ниже приведены данные о структурно-фазовом состоянии и свойствах газодинамического алюминиевого покрытия. Полученные данные (см. рисунки 2, 3) позволяют заключить, что это покрытие представляет собой композиционный материал. Как следует из результатов рентгенофазового анализа (см. рисунок 3), фазовый состав покрытия представлен алюминием и включениями корунда, что соответствует составу исходного порошка. Согласно проведенной оценке, содержание корунда в покрытии составляет ~15 %, что свидетельствует о достаточно высоком усвоении



а



б

Рисунок 2 — Микроструктура покрытия на поверхности стали при продолжительности микродугового оксидирования алюминиевого слоя 60 (а) и 90 (б) минут

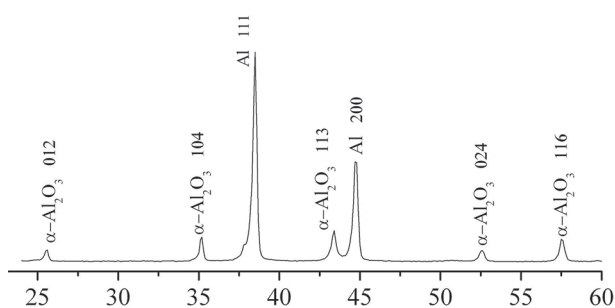
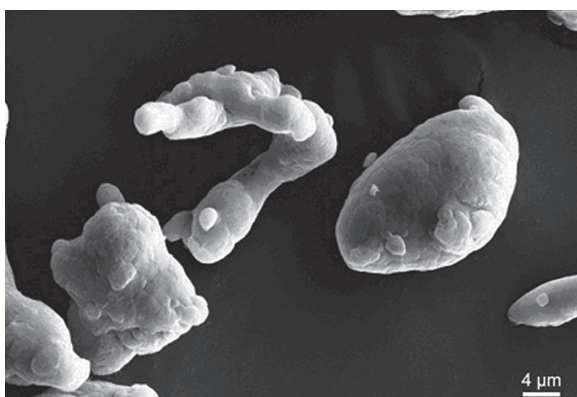


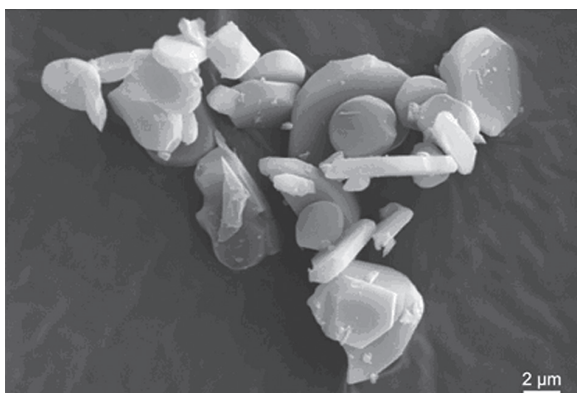
Рисунок 3 — Дифрактограмма поверхности ХГДН-покрытия

напыляемым слоем упрочняющих частиц используемой порошковой композиции.

Частицы корунда, включенные в качестве добавки в напыляемую композицию, при ударе о покрытие в момент его нанесения сбивают образовавшиеся оксидные пленки с поверхности частиц порошка алюминия, способствуя тем самым их прочному соединению между собой и образованию алюминиевой основы с однородной низкопористой структурой (см. рисунок 2). Из приведенных на этом рисунке микроструктур видно, что в сформированной алюминиевой основе покрытия достаточно равномерно распределены частицы корунда, размер которых находится в диапазоне 2–20 мкм, что соответствует их размеру в исходном порошке (рисунок 4).



а



б

Рисунок 4 — СЭМ-изображения частиц алюминия (а) и корунда (б), входящих в состав порошка для напыления

О равномерности распределения структурных составляющих в алюминиевом покрытии свидетельствуют также результаты сканирующей электронной микроскопии (рисунок 5, таблица 2). Из анализа приведенных данных по элементному составу покрытия следует, что по всей его глубине в структуре, кроме алюминиевой основы (спектры 5–9) и частиц корунда (спектры 1–4), присутствуют также включения, состоящие из железа, хрома и никеля (спектры 10, 11). Появление их в составе покрытия связано, скорее всего, с переносом материала технологической оснастки для напыления порошка.

Отметим, что наличие развитой поверхности границы раздела ХГДН-покрытия с основой

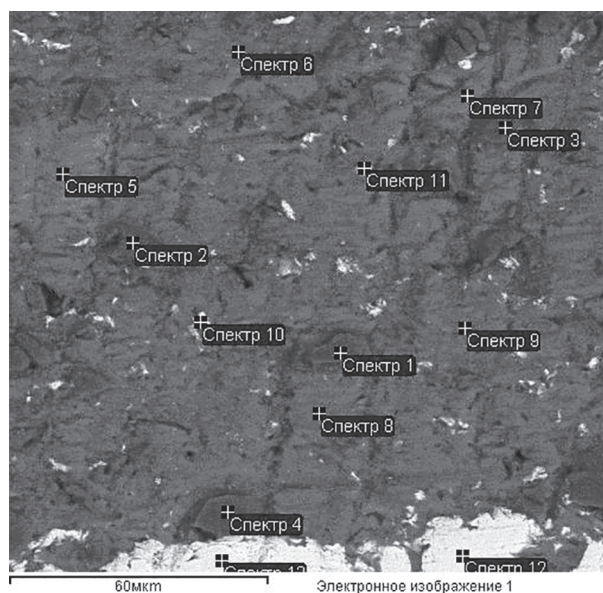


Рисунок 5 — СЭМ-изображение ХГДН-покрытия

Таблица 2 — Элементный состав покрытия

Спектр	Содержание элементов, масс.%						
	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
1	48,16	51,84					
2	50,43	49,57					
3	44,67	55,33					
4	47,60	51,87				0,53	
5	3,68	93,59				1,92	
6	3,87	94,22				1,90	
7	3,05	96,03				0,93	
8	3,02	95,87				1,11	
9	3,92	95,05				1,03	
10	2,96	32,46		10,46	0,77	43,26	6,72
11	2,49	17,67		13,98		57,31	8,56
12						100,00	
13			0,43		0,89	98,68	

(см. рисунок 2) свидетельствует о высокой его адгезии, что подтверждается полученными данными по свойствам покрытия. В таблице 3 приведены данные по механическим свойствам и пористости алюминиевого подслоя толщиной 10–18 мкм в зависимости от температуры динамического потока воздуха. Для сравнения в ней представлены результаты испытания покрытия, напыленного порошками с 15 и 25 % корунда (марки порошков А-10-01, А-30-01 соответственно).

Как следует из анализа приведенных результатов, свойства ХГДН-покрытий в значительной мере зависят от температуры динамического потока воздуха. Видно, что наибольшая адгезия для всех порошков достигается при температуре напыления 315–340 °С (см. таблицу 1, режим 3). При этом для порошка марки А-20-01 по сравнению с другими адгезия несколько выше.

Твердость покрытий при повышении температуры напыления порошков используемых марок от 235–245 °С (режим 2) до 390–415 °С (режим 4) снижается, оставаясь при этом наибольшей для порошка А-10-01. По мере снижения твердости возрастает вязкость покрытия и переходной зоны, о чем свидетельствует нарастание критической деформации переходной зоны с покрытием до разрушения  $\epsilon_k$ . Пористость покрытий практически не зависит от температурных режимов напыления, не превышая в большинстве случаев 1 %.

В таблице 4 приведены данные испытания механических характеристик и пористости для широкого диапазона толщин (18–426 мкм) алюминиевых покрытий, полученных порошком марки А-20-01 при температуре напыления 315–340 °С, дистанции 5 мм, давлении воздуха 1,5 МПа.

Как следует из анализа представленных данных, рост толщины полученных на стальной основе по указанным режимам покрытий сопровождается некоторым увеличением их пористости. В случае тонких (18–80 мкм) покрытий она находится в интервале 1–3 %. При толщинах, превышающих 160 мкм, пористость стабилизируется на уровне 2–6 %.

Исследуемые механические характеристики покрытий неоднозначно изменяются с ростом их толщины. Видно, что адгезия при увеличении толщины покрытия от 18 мкм до 216 мкм интенсивно снижается (с 122 до 68 МПа). При дальнейшем росте толщины вплоть до 426 мкм заметного изменения адгезии практически не происходит, ее значение находится на уровне 63–70 МПа. Подобная зависимость от толщины алюминиевого слоя наблюдается для критической деформации переходной зоны с покрытием до разрушения  $\epsilon_k$ , значения которой для толщин 18–56 мкм изменяются от 42 до 37 %, тогда как для превышающих 200 мкм составляет 22–24 %. Твердость в этом диапазоне толщин сохраняется постоянной и составляет 790–830 МПа.

Стабилизация механических свойств газодинамического покрытия при толщине свыше 200 мкм может быть объяснена ростом в нем внутренних напряжений сжатия, возникающих в связи с сильной деформацией и наклепом частиц алюминия при ХГДН. Эти результаты согласуются с данными работы [8].

Невысокая пористость в сочетании с приемлемыми значениями адгезии создают предпосылки для эффективной микродуговой обработки нанесенного на сталь композиционного покры-

Таблица 3 — Механические свойства и пористость алюминиевых покрытий (толщина 10–18 мкм) для различных марок порошка и температурных режимов его напыления

Характеристика покрытий	Марка порошка								
	А-10-01			А-20-01			А-30-01		
	Режим 2	Режим 3	Режим 4	Режим 2	Режим 3	Режим 4	Режим 2	Режим 3	Режим 4
Адгезия, МПа	85	118	92	89	122	90	80	118	72
Твердость, МПа	980–1140	890–1010	720–780	940–1100	860–940	660–690	880–1020	810–880	600–640
$\epsilon_k$ , %	28	32	39	34	37	42	41	46	46
Пористость, %	0–2	0–2	0–1	0–1	0–1	0–1	0–1	0–1	0–1

Таблица 4 — Механические свойства и пористость алюминиевых покрытий различной толщины, напыленных порошком А-20-01 по режиму 3

Характеристика покрытий	Толщина, мкм							
	18	56	81	158	216	298	374	426
Адгезия, МПа	122	104	92	81	68	70	63	68
Твердость, МПа	940–1100	860–940	860–940	820–880	790–860	790–830	790–830	790–830
$\epsilon_k$ , %	42	37	29	24	22	23	22	24
Пористость, %	0–1	0–3	0–3	2–4	2–4	2–6	2–6	2–6

тия, в алюминиевую матрицу которого включены частицы корунда (см. рисунок 2). Как следует из анализа микроструктуры сформированных на этом композите керамических покрытий, их структура типична для КП, создаваемых на алюминиевых сплавах в процессе микродугового оксидирования [1, 2]. Действительно, как и в [1, 2], на поверхности КП, приведенных на рисунке 2, наблюдается характерный для МДО-покрытий рыхлый технологический слой, который обычно удаляется с поверхности деталей механической обработкой.

Под этим слоем формируется достаточно однородное покрытие, структурные характеристики которого существенно зависят от режимов микродугового оксидирования. Видно, что толщина  $\delta$  керамического покрытия, полученного при длительности МДО-процесса 60 минут составляет 100 мкм, пористость — 2–3 % (см. рисунок 2 а). С увеличением продолжительности до 90 мин происходит заметный рост этих структурных составляющих, при этом толщина КП становится равной 180 мкм, а пористость составляет 4–6 % (см. рисунок 2 б). Как и в случае сплавов с гетерогенной структурой [9, 10], в полученных на алюминиевом подслое керамических покрытиях вдоль их поперечного сечения отмечается некоторая неравномерность толщины. Регистрируемый эффект следует связывать с различием скорости роста толщины КП в областях алюминиевой основы и частиц корунда (см. рисунок 2). Вследствие этого формируется развитая поверхность границы раздела керамического покрытия с композиционным напыленным слоем. Такой характер границы раздела повышает адгезию КП.

Следует отметить, что включения корунда, наблюдаемые в композиционном напыленном слое, никак не проявляются в структуре полученных на нем керамических покрытий. Последнее может быть связано с переплавлением в процессе МДО частиц этих включений.

На рисунке 6 приведены результаты рентгенофазового анализа слоев КП, полученного по режиму 1 (60 минут). Из дифрактограммы, относящейся к поверхностному слою покрытия (см. рисунок 6 а), видно, что фазовый состав этого слоя представлен низкотемпературным оксидом  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , высокотемпературным  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и муллитом  $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$  ( $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$ ). Образование муллита связано с поступлением кремния из электролита в зону микроплазменных реакций. Согласно проведенной оценке, количественное содержание  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  составляет 45 %, а корунда и муллита — 40 и 15 % соответственно.

Полученные результаты показали, что по мере углубления в покрытие отмечается отсутствие в нем муллита и увеличение объемной доли высокопрочной  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  фазы вплоть до 80 %, о чем непосредственно свидетельствует рост ин-

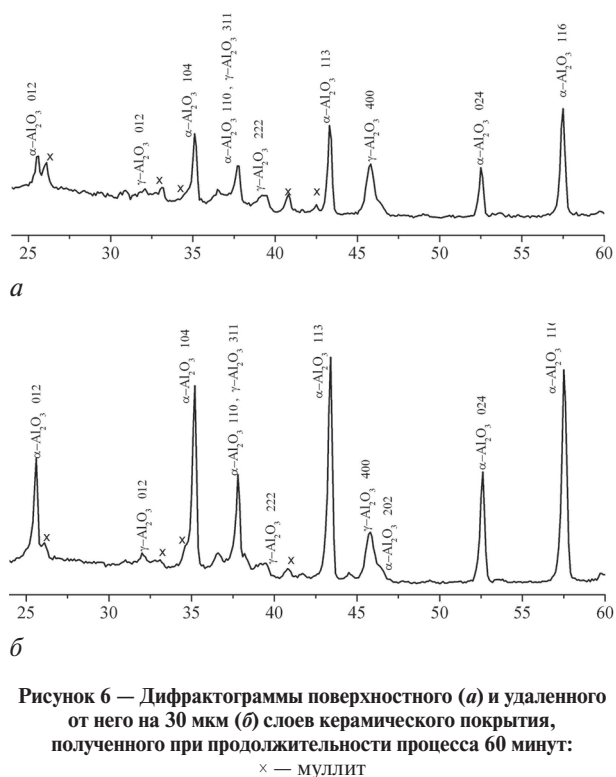


Рисунок 6 — Дифрактограммы поверхностного (а) и удаленного от него на 30 мкм (б) слоев керамического покрытия, полученного при продолжительности процесса 60 минут:

× — муллит

тенсивности ее дифракционных линий (см. рисунок 6 б). Одновременно с этим при удалении от поверхности вглубь покрытия снижается содержание  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

Подобная ситуация изменения фазового состава имеет место и в случае покрытия, сформированного при большей (90 минут) длительности МДО-процесса (рисунок 7).

Характер распределения фаз в слоях керамического покрытия определяет изменение и величину

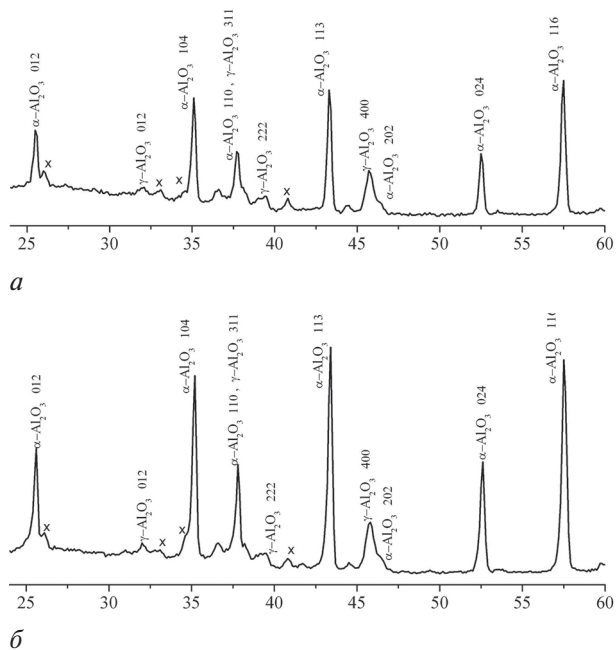


Рисунок 7 — Дифрактограммы поверхностного (а) и удаленного от него на 30 мкм (б) слоев керамического покрытия, полученного при продолжительности МДО-процесса 90 минут

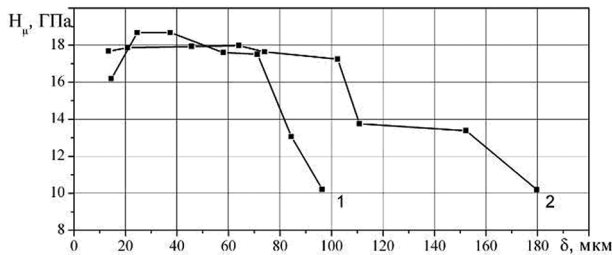


Рисунок 8 — Распределение микротвердости по глубине керамического покрытия, полученного при различной длительности МДО-процесса: 1 — 60 минут; 2 — 90 минут

микротвердости  $H_{\mu}$  (рисунок 8). Из данных распределения микротвердости по глубине КП следует, что наиболее низкие значения  $H_{\mu}$  (10–12 ГПа) регистрируются в его поверхностных слоях.

По мере приближения к границе раздела с алюминиевым подслоем отмечается последовательный рост микротвердости. При этом характерной особенностью полученных кривых является наличие достаточно протяженных участков с максимальным уровнем (18–19 ГПа) твердости, что связано с преимущественным содержанием в этих слоях высокопрочной формы оксида  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ .

Триботехнические испытания, проведенные в режиме граничного трения, показали достаточно высокие характеристики керамического покрытия. Так, при номинальном давлении  $p = 20$  МПа коэффициент трения на стадии приработки составляет 0,060–0,065, а на стадии установившегося изнашивания снижается до значений 0,048–0,050 (рисунок 9). Износ КП при этих условиях испытания не зарегистрирован.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют, что созданные на поверхности стальных образцов керамические микродуговые покрытия являются высокопрочными, обеспечивают сравнительно низкие значения коэффициента трения и высокую износостойкость в условиях граничного трения в паре со сталью.

**Заключение.** Исследованы структурно-фазовое состояние и свойства покрытий, сформированных на стали холодным газодинамическим напылением порошков алюминия и последующим микродуговым оксидированием нанесенного подслоя. Показано, что полученные методом ХГДН покрытия обладают высоким уровнем адгезии, вязкости и твердости, что обеспечивается однородностью и низкой пористостью структуры алюминиевой основы и равномерностью распределения в ней частиц корунда, усвоенных из напыляемого порошка.

Полученные результаты показали, что созданное на поверхности стальных образцов с использованием ХГДН-подслоя керамическое покрытие толщиной до 180 мкм характеризуется однород-

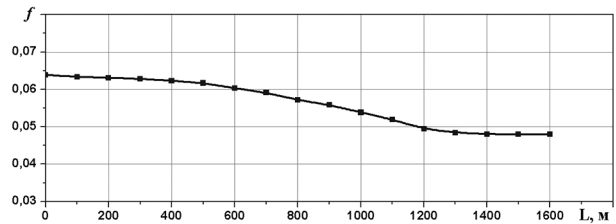


Рисунок 9 — Изменение коэффициента трения керамического покрытия от пути трения

ной структурой основного слоя. Преимущественное содержание в этом слое высокопрочной фазы  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  обеспечивает достаточно высокий (до 19 ГПа) уровень микротвердости КП, низкий (0,048–0,050) коэффициент трения на стадии установившегося изнашивания при ограниченной подаче смазки, отсутствие износа керамического покрытия при этих условиях испытания.

Достаточно высокий уровень свойств полученных керамических покрытий свидетельствует об эффективности использования газодинамических покрытий в качестве подслоев при создании керамических покрытий на поверхности стальных изделий.

#### Список литературы:

1. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь [и др.]. — Минск: Беларус. навука, 2013 — 380 с.
2. Витязь, П.А. Создание износостойких упрочняющих покрытий микродуговым оксидированием непосредственной и последующей модификацией углеродными наноматериалами / П.А. Витязь, А.И. Комаров, В.И. Комарова // Перспективные технологии: моногр. / под ред. В.В. Клубовича. — Витебск: ВГТУ, 2011. — Гл. 6. — С.114–148.
3. Особенности формирования износостойких слоев на поверхности модифицированного фуллеренами МДО-покрытия при трении / П.А. Витязь [и др.] // Трение и износ. — 2011. — Т. 32, № 4. — С. 313–325.
4. Кулаков, К.В. Технология восстановления деталей из алюминиевых сплавов газодинамическим напылением с упрочнением микродуговым оксидированием: дис. ... кан. техн. наук / К.В. Кулаков. — Орел, 2006. — 142 л.
5. Рябов, В.Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В.Р. Рябов. — М.: Металлургия, 1975. — 288 с.
6. Теория и практика нанесения покрытий / П.А. Витязь [и др.]. — Минск: Беларус. навука, 1998. — 583 с.
7. Косарев, В.Ф. Физические основы холодного газодинамического напыления: дис. ...д-ра физ.-мат. наук / В.Ф. Косарев. — Новосибирск, 2003. — 292 л.
8. Структура и свойства алюминиевых покрытий, нанесенных методом холодного газодинамического напыления / Л.И. Тушинский [и др.] // Теплофизика и аэромеханика. — 2006. — Т. 13, № 1. — С. 141–145.
9. Комаров, А.И. Особенности формирования покрытий на алюминиевых сплавах с гетерогенной структурой методом микродугового оксидирования / А.И. Комаров // Материалы, технологии, инструменты. — 2003. — Т. 8, № 1. — С. 97–101.
10. Комаров, А.И. Объемно модифицированное карбидом титана оксидное керамическое покрытие на эвтектическом силумине: получение, структурно-фазовое состояние, свойства / А.И. Комаров // Механика машин, механизмов и материалов. — 2016. — № 1(34). — С. 68–74.

KOMAROV Alexander I., Ph. D. in Eng.

Head of the Laboratory of Modification Technologies of Engineering Materials

E-mail: al\_kom@tut.by

Joint Institute of Mechanical Engineering of the NAS of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

GORANSKIY Georgiy G., Ph. D. in Eng.

Leading Researcher of the Department of Multi-Functional Coatings

E-mail: georggoran@rambler.ru

Science and Technology Park of BNTU "Polytechnic", Minsk, Republic of Belarus

Received 28 May 2018.

## HARDENING OF STEEL COMPONENTS BY MICROARC OXIDATION USING AN ALUMINUM SUBLAYER OBTAINED BY COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING

*The efficiency of creating oxide-ceramic coatings on the surface of steel products is demonstrated by the combination of preliminary cold gas-dynamic spraying of an aluminum sublayer and its subsequent microarc oxidation. The resulting gas-dynamic coatings are a composite material consisting of an aluminum matrix and inclusions of corundum particles (~15%), assimilated from the powder sprayed. Homogeneous with a low (1–6%) porosity base structure and evenly distributed corundum particles provide a high level of adhesion (up to 122 MPa), hardness (up to 1140 MPa) and viscosity (up to 46%) of coating. The ceramic coatings formed on an aluminum sublayer with a thickness of up to 180 μm are characterized by a homogeneous structure of the base layer. The phase composition of the surface layers of coatings is represented by  $\gamma$ - $Al_2O_3$ , high-strength  $\alpha$ - $Al_2O_3$  oxides and mullite, the content of which is 45%, 40%, 15%, respectively. With the deepening into the coating, a significant (up to 80%) increase in the content of  $\alpha$ - $Al_2O_3$  is noted with a simultaneous decrease in the volume fraction of  $\gamma$ - $Al_2O_3$  and the absence of mullite. A consequence of this is a sufficiently high (up to 19 GPa) level of maximum hardness values in these coating layers, a reduction in the coefficient of friction to a value of 0.048 at the stage of steady wear with limited oil supply, and no wear of the ceramic coating under these test conditions.*

**Keywords:** cold gas-dynamic spraying, microarc oxidation, ceramic coating, adhesion, microhardness, corundum

### References

- Vityaz P.A., Zhornik V.I., Ilyushchenko A.F., Senyut V.T., Komarov A.I. *Nanoalmaznyy detonatsionnyy sintez: polucheniye i primeneniye*. [Nanodiamonds of detonation synthesis: preparation and application]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2013. 380 p.
- Vityaz P.A., Komarov A.I., Komarova V.I. Sozdaniye iznosostoykikh uprochnyayushchikh pokrytiy mikrodrugovym oksidirovaniem neposredstvennoy i posleduyushchey modifikatsiy uglerodnymi nanomaterialami [Creation of wear-resistant hardening coatings by microarc oxidation by direct and subsequent modification with carbon nanomaterials]. *Perspektivnyye tekhnologii* [Advanced technologies], 2011, ch. 6, pp. 114–148.
- Vityaz P.A., Komarov A.I., Komarova V.I., Kuznetsova T.A. Osobennosti formirovaniya iznosostoykikh sloev na poverkhnosti modifitsirovannogo fullerenami MDO-pokrytiya pri trenii [Features of the formation of wear-resistant layers on the surface of a modified by fullerenes of MDO coatings during friction]. *Trenie i iznos* [Friction and wear], 2011, vol. 32, no. 4, pp. 313–325.
- Kulakov K.V. *Tekhnologiya vosstanovleniya detaley iz alyuminiyevykh splavov gazodinamicheskim napyleniem s uprochneniem mikrodrugovym oksidirovaniem*. Diss. kand. tekhn. nauk [Technology of restoration of details from aluminum alloys by gas-dynamic spraying with strengthening by microarc oxidation. Ph.D. Thesis]. Orel, 2006. 142 p.
- Ryabov V.R. *Primeneniye bimetallicheskiykh i armirovannykh staleyalyuminiyevykh soedineniy* [Application of bimetallic and reinforced steel-aluminum compounds]. Moscow, Mashinostroeniye Publ., 1975. 288 p.
- Vityaz P.A., Ivashko V.C., Ilyushchenko A.F., Shevtsov A.I., Manoylo E.D. *Teoriya i praktika nanoseniya pokrytiy* [Theory and practice of coatings]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 1998. 583 p.
- Kosarev V.F. *Fizicheskie osnovy holodnogo gazodinamicheskogo napyleniya*. Diss. dokt. fiz.-mat. nauk [Physical basis of cold gas-dynamic spraying. D.Sc. Thesis]. Novosibirsk, 2003. 292 p.
- Tushinskiy L.I., Alkhimov A.P., Kosarev V.F., Plokhov A.V., Mochalina N.S. *Struktura i svoystva alyuminiyevykh pokrytiy, nanosennykh metodom holodnogo gazodinamicheskogo napyleniya* [Structure and properties of aluminum coatings deposited by the method of cold gas-dynamic spraying]. *Teplofizika i aeromekhanika* [Thermophysics and Aeromechanics], 2006, vol. 13, no. 1, pp. 141–145.
- Komarov A.I. Osobennosti formirovaniya pokrytiy na alyuminiyevykh splavakh s geterogennoy strukturoy metodom mikrodrugovogo oksidirovaniya [Features of the formation of coatings on aluminum alloys with a heterogeneous structure by the method of microarc oxidation]. *Materialy, tekhnologii, instrumenty* [Materials, technologies, tools], 2003, vol. 8, no. 1, pp. 97–101.
- Komarov A.I. Obemno modifitsirovannoye karbidom titana oksidnoye keramicheskoye pokrytie na evtekticheskom silimine: polucheniye, strukturno-fazovoye sostoyaniye, svoystva [Oxide ceramic coating volume-modified with titanium carbide on eutectic silimine: production, structural-phase state, properties]. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov* [Mechanics of machines, mechanisms and materials], 2016, no. 1(34), pp. 68–74.