ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



№ 10 (106) октябрь 2013

Издается с января 2005 г.

Главный редактор д.т.н., проф. Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

д.т.н., проф., заслуженный деятель науки и техники РФ В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного редактора д.ф.-м.н., проф.

В.Ю. ФОМИНСКИЙ Заместители председателя

редакционного совета: д.т.н., проф.

В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН д.т.н., проф. А.В. КИРИЧЕК д.т.н., проф. О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ - к.т.н., доц. А.П. БАБИЧЕВ – д.т.н., проф. В.П. БАЛКОВ – к.т.н. В.М. БАШКОВ – к.т.н., доц. А.И. БЕЛИКОВ – к.т.н., доц. А.И. БОЛДЫРЕВ – к.т.н., проф. С.Н. ГРИГОРЬЕВ – д.т.н., проф. В.А. ЗЕМСКОВ - к.т.н. С.А. КЛИМЕНКО – д.т.н., проф. Ю.Р. КОПЫЛОВ – д.т.н., проф. В.А. ЛАШКО – д.т.н., проф. В.А. ЛЕБЕДЕВ – к.т.н., проф. В.В. ЛЮБИМОВ – д.т.н., проф. Е.Д. МАКАРЕНКО Б.Я. МОКРИЦКИЙ – д.т.н., проф. Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО – д.т.н., проф. Х.М. РАХИМЯНОВ – д.т.н., проф. Б.П. САУШКИН – д.т.н., проф. В.П. СМОЛЕНЦЕВ – д.т.н., проф. А.М. СМЫСЛОВ – д.т.н., проф. Г.А. СУХОЧЕВ – д.т.н., проф. В.П. ТАБАКОВ – д.т.н., проф. В.А. ШУЛОВ – д.ф.-м.н., проф. М.Л. ХЕЙФЕЦ – д.т.н., проф.

Редакция:

Л.П. ШЕСТОПАЛОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве. Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Факс: (499) 269-48-97. E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации ПИ № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

Обработка концентрированными потоками энергии

Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Попов О.Н. Взаимосвязь характеристик заполнения порошковой проволоки и структуры износостойкого покрытия с тугоплавкими добавками	3
Ерёмина К.П., Астапов И.А., Химухин С.Н., Теслина М.А., Гостищев В.В., Ри Хосен, Ри Э.Х. Интерметаллидные сплавы для получения покрытий методом электроискрового легирования	8
Клубович В.В., Хейфец М.Л., Хилько Д.Н. Упрочнение поверхностей изделий с управлением свойствами технологической среды в электрофизических полях	12
Кошуро В.А., Нечаев Г.Г., Лясникова А.В. Влияние плазменных процессов формирования покрытий на механические характеристики изделий из титановых сплавов	18
Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А.Н., Теряев Д.А., Быценко О.А. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифициро- вания поверхности лопаток газотурбинного двигателя с перфорационными отверстиями	23

Обработка комбинированными методами

Петрова Л.Г., Александров В.	А., Брежнев Л	А.А. Нов	вые возможн	юсти борирования	Ŧ
для получения модифицирован	ных слоев на	стальных	деталях, раб	ботающих	
в условиях износа и коррозии				2	26

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

> Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней



№ 10 (106) October 2013

Since 2005, January

Editor-in-Chief Dr of Eng. Sci. Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council Dr of Eng. Sci., The honoured worker of a science and technics of the RF V.F. BEZYAZYCHNYI

Editorial Assistants Dr of Phys. Math. Sci. V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants: Dr of Eng. Sci. V.Yu. BLUMENSTEIN Dr of Eng. Sci. A.V. KIRICHEK Dr of Eng. Sci. O.V. CHUDINA

Editorial council: Yu.P. ANKUDIMOV A.P. BABICHEV V.P. BALKOV V.M. BASHKOV A.I. BELIKOV A.I. BOLDYREV S.N. GRIGORIEV V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO Yu.R. KOPYLOV V.A. LASHKO V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV E.D. MAKARENKO **B.Ya. MOKRITSKY** F.I. PANTELEENKO H.M. RAHIMYANOV **B.P. SAUSHKIN** V.P. SMOLENTSEV A.M. SMYSLOV V.A. SHULOV G.A. SUHOCHEV V.P. TABAKOV M.L. KHEIFETS Edition: L.P. SHESTOPALOVA T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office. Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97 E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by RF Ministry Tele- and Broadcasting of Mass Communications Media. The certificate of registration ПИ Nº 77-17733, March 9, 2004

CONTENTS

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Eremina K.P., Astapov I.A., Khimukhin S.N., Teslina M.A., Gostishchev V.V.,							
Ri Hosen, Ri E.H.	Intermetallic alloys for synthesis of coverings by the electrospark						
deposition method		3					

Klubovich	V.V., Kh	eifetz M.	L., Khilko	D.N.	Face harde	ening of the	articles with	
the control	exerting	over the	properties	of the	processing	medium in	the electrophysic	cal
fields								12

Koshuro V.A., Nechaev G.G., Lyasnikova A.V.	Influence of plasma processes
of formation of coverings on mechanical characte	ristics of products from
titanic alloys	

PROCESSING BY COMBINED METHODS

PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Reprint is possible only with the reference to the journal "Strengthening technologies and coatings".

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ **HOTOKAMN SHEPINN**

УДК 621.793.722

Г.Г. Винокуров¹, Н.Ф. Стручков¹, О.Н. Попов²

(¹Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, ²НИИ математики, Институт математики и информатики Северо-Восточного Федерального Университета им. М.К. Аммосова, г. Якутск) *E-mail:* g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru

Взаимосвязь характеристик заполнения порошковой проволоки и структуры износостойкого покрытия с тугоплавкими добавками^{*}

Исследованы характеристики заполнения порошковой проволоки с тугоплавкими добавками Al₃O₃, показана их взаимосвязь со структурой покрытия. Установлено, что объемное содержание тугоплавких частиц в структуре покрытия непосредственно зависит от относительной плотности порошкового материала шихты проволоки. Микрорентгеноспектральным анализом изучено состояние тугоплавких частиц корунда в износостойком покрытии из порошковой проволоки.

Ключевые слова: порошковая проволока, коэффициент заполнения, модифицирующие добавки, электрометаллизованное покрытие, структура.

Priming characteristics of a powder wire with refractory additives of Al_2O_3 are investigated, their interrelation with covering structure is shown. It is established that volume content of refractory particles in covering structure immediately depends on the relative density of a powder material of fusion mixture of a wire. The microx-ray spectral analysis studied a condition of refractory particles of corundum in a wear-resistant covering from a powder wire.

Keywords: powder wire, duty factor, modifying additives, electroarc metallization coating, structure.

Введение

В ремонтном производстве техники для восстановления изношенных деталей в настоящее время широкое применение получили газотермические технологии нанесения износостойких порошковых покрытий (плазменное и газопламенное напыление, электродуговая металлизация и др.) [1-3]. Как показывает анализ работ, по технико-экономическим показателям наиболее эффективна технология электродуговой металлизации порошковых проволок. В качестве материала шихты проволоки для нанесения износостойких покрытий в основном используются самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с модификаторами из тугоплавких соединений [4], которые обеспечивают образование упрочняющих фаз и упрочняют структуру покрытия.

Как известно, износостойкие порошковые покрытия характеризуются неоднородной слоистой структурой, что обусловлено спецификой высокоэнергетических технологических процессов [1-3]. Структура, физико-механические свойства порошковых покрытий влияют на износостойкость обработанной поверхности деталей машин и механизмов, поэтому следует выявить, как технологические параметры будут проявляться в формировании структуры порошкового покрытия. Одной из актуальных задач данного направления является изучение состояния модифицирующих частиц в покрытии с учетом технологических свойств порошковой проволоки и нагрева частиц в процессе электродуговой металлизации для выбора состава напыляемого порошкового материала и технологических режимов нанесения покрытия.

Цель работы – выявление взаимосвязи характеристик заполнения порошковой проволоки и структуры износостойкого покрытия с модифицирующими тугоплавкими добавками Al₂O₃.

Материалы и методика экспериментальных исследований

В работе проведено исследование структуры покрытия из порошковой проволоки с тугоплавкими

^{*} Работа проведена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (грант № 12-08-98500).





Рис. 1. Порошковая проволока:

 $a - фрагмент, шихта, оболочка (развернута); <math>\delta$ – схема заполнения: \bigcirc – FeCr; \bigcirc – Al₂O₃

добавками Al_2O_3 разработки Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (ИФТПС, г. Якутск) [5]. Модифицированная проволока, содержащая тугоплавкий оксид Al_2O_3 , состоит из стальной оболочки и шихты из смеси порошков феррохрома и оксида алюминия следующего состава (рис. 1): углерод 0,47...0,51 % мас.; хром 2...4 % мас.; оксид алюминия 10...15 % мас.; железо – остальное. Диаметр порошковой проволоки равен 2,0 мм; начальный коэффициент заполнения составляет ~0,35...0,40.

Покрытия были нанесены на боковую поверхность дисков для испытаний на износ (диаметр 50 мм, высота 10 мм) с помощью промышленной установки электродуговой металлизации "ЭДУ-500С" при следующих технологических режимах: ток I = 280 А, напряжение U = 38 В, дистанция напыления L = 130 мм.

Для аналитического исследования структуры покрытия были изготовлены поперечные металлографические шлифы. В износостойком покрытии исследованы состояния частиц тугоплавких модифицирующих добавок оксида алюминия из шихты порошковой проволоки с размерами частиц ~40...100 мкм [5]. Металлографические исследования проводились на микроскопах "Neophot-32" и "Axio Observer" при увеличениях от 100 до 1000 раз.

Идентификация, изучение состояния частиц модификатора и матрицы износостойкого покрытия из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками проведены рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализами. Фазовый состав покрытия был определен с помощью установки "ДРОН-3" с использованием монохроматического Fe K_{α} -излучения и на установке "Camebax" [6, 7]. Микрорентгеноспектральный анализ макроструктуры покрытия проведен на электронном сканирующем микроскопе "Jeol JSM-6480LV" с аналитическими приставками фирмы Охford.

Обработка экспериментальных данных проведена в электронных таблицах Excel и программной среде MathCad.

Коэффициент заполнения порошковой проволоки

В зависимости от требуемых свойств получаемых покрытий порошковую шихту проволоки модифицируют различными добавками (оксиды, нитриды, интерметаллиды и т.д.). Наиболее распространены проволоки трубчатой конструкции, введение части оболочки внутрь сердечника обеспечивает более равномерное плавление его и эффективную защиту металла от воздуха.

Порошковая проволока является одним из наиболее трудоемких видов продукции метизного производства. Технологический процесс ее изготовления состоит из последовательно осуществляемых операций формирования ленты в калибровочных роликах в исходную трубчатую заготовку и дозированного заполнения ее шихтой. Эти операции выполняются в формирующем устройстве с питателем шихты. Дальнейшая деформация сформировавшейся заготовки до проволоки заданных размеров производится волочением на прямоточном волочильном стане. Производство порошковой проволоки состоит из следующих основных операций: подготовка ленты и шихты, формирование профиля и засыпка его шихтой, волочение и контроль.

Контроль изготовления проволоки, протянутой до заданного диаметра, заключается в определении коэффициента заполнения проволоки. Количество материала в шихте порошковой проволоки принято оценивать коэффициентом заполнения *Кт* (по массе):

$$Km = \frac{M_{\text{порошка}}}{M_{\text{проволоки}}},$$
 (1)

где $M_{\text{порошка}}$ — масса порошкового наполнителя (шихты); $M_{\text{проволоки}}$ — общая масса проволоки.

Коэффициент заполнения задается для каждой марки проволоки, измеряется в процентах и составляет ~10...40 % в зависимости от марки проволоки. От Km в значительной мере зависит эффективность защиты расплавленного металла, стабильность коэффициента заполнения определяет качество изготовления проволоки.

Для нанесения покрытия электродуговой металлизацией порошковая проволока ИФТПС подвергалась уменьшению диаметра путем волочения через фильеры на стане НПП "Веха-1" (г. Комсомольск-на-Амуре). Данная процедура была необходима, так как для промышленного металлизатора типа "ЭДУ-500С" требовалась проволока диаметром 1,8 мм. Следует предположить, что при этом коэффициент заполнения проволоки увеличился.

Поэтому с целью определения коэффициента заполнения порошковой проволоки проведены измерения масс случайных отрезков порошковой проволоки и соответствующей шихты (см. рис. 1). Данная методика контроля с определением коэффициента заполнения используется при производстве порошковой проволоки в промышленных масштабах.

№ п/п	Длина отрезка порошковой проволоки, см	Масса фрагмента порошковой проволоки, г	Масса порошковой шихты, г	Коэффици- ент заполне- ния <i>Кт</i> , %
1	5	0,9466	0,2919	30,8
2	5	0,9422	0,2868	30,4
3	5	0,9454	0,2918	30,9
4	10	1,8980	0,5888	31,0
5	10	1,8909	0,5945	31,4
6	10	1,8884	0,5799	30,7
7	15	2,8405	0,8572	30,2
8	15	2,8295	0,8920	31,5
9	15	2,8291	0,8984	31,7
10	20	3,7901	1,1692	30,8
11	20	3,7839	1,1945	31,5
12	20	3,7758	1,2043	31,9

Измеренные данные масс отрезков и шихты порошковой проволоки



Рис. 2. Зависимость массы шихты от длины порошковой проволоки

В таблице представлены измеренные данные порошковой проволоки ИФТПС и коэффициент заполнения, вычисленный по данному способу. Как видно из таблицы, коэффициент заполнения порошковой проволоки практически является стабильным и составляет $\approx 0,30...0,32$. Как отмечено выше, стабильность коэффициента заполнения свидетельствует о высоком качестве изготовления порошковой проволоки ИФТПС.

На рис. 2 показана зависимость массы порошковой шихты $M_{порошка}$ от длины порошковой проволоки L. Данная зависимость носит линейный характер, порошковая проволока заполнена шихтой практически равномерно по всей длине; относительная погрешность составляет ± 5 %.

Объемное заполнение порошковой проволоки

Коэффициент заполнения, определяемый соотношением (1), имеет важное технологическое значение для контроля изготовления порошковой проволоки. Однако для изучения структуры покрытия целесообразно использовать объемное заполнение порошковой проволоки, которое можно задать относительной плотностью порошкового материала шихты внутри полости проволоки. Дело в том, что содержание фазы на металлографическом шлифе структуры материала можно определить планиметрическим методом по ее удельной площади. Следует отметить, что относительная плотность θ широко используется в порошковой металлургии для описания процессов прессования [4].

Поскольку установлено равномерное заполнение порошковой проволоки (см. таблицу, рис. 2), следует предположить, что при электродуговой металлизации объемное содержание модификатора в проволоке проявляется на металлографическом шлифе покрытия. Возможное снижение объемного содержания модификаторов обусловлено только процессами рикошета и испарения частиц при электродуговой металлизации. Поэтому использование тугоплавких модификаторов Al₂O₃ позволяет установить взаимосвязь структуры покрытия с важной технологической характеристикой — объемным заполнением порош-ковой проволоки.

Рассмотрим объемное заполнение порошковой проволоки более подробно. Относительную плотность можно определить отношением объемов порошковой шихты и внутренней полости проволоки [4]:

$$\theta = \frac{V_{\text{порошка}}}{V_{\text{полости}}} \,. \tag{2}$$

Относительная плотность в отличие от коэффициента заполнения по массе (1) изменяется в четких пределах от 0 до 1; значение $(1 - \theta)$ — пористость порошкового материала шихты порошковой проволоки.

Для упрощения оценочных расчетов воспользуемся упрощенной схемой порошковой проволоки (см. рис. 1, *a*). Тогда для оценки объемного содержания оксида алюминия в покрытии можно получить формулу

$$C = \frac{\theta r^{2}}{\left(1 + \frac{\rho_{AI_{2}O_{3}}}{k\rho_{FeCr}}\right) (R^{2} - r^{2} (1 - \theta))},$$
 (3)

где R, r, θ — внешний, внутренний радиусы и относительная плотность порошкового материала шихты; $\rho_{Al_{2O_3}}, \rho_{FeCr}$ — плотности корунда и феррохрома; k их массовое соотношение в шихте порошковой проволоки. При данном подходе объемное заполнение порошковой проволоки определяется угловым коэффициентом $M_{порошка}$ / L графика прямой на рис. 2:

$$\theta = \frac{M_{\text{порошка}}\left(\frac{1}{\rho_{\text{Al}_2\text{O}_3}} + \frac{1}{k\rho_{\text{FeCr}}}\right)}{\left(1 + \frac{1}{k}\right)\pi r^2 L} \quad . \tag{4}$$



Рис. 3. Зависимость объемного содержания тугоплавких частиц в износостойком покрытии от коэффициента заполнения порошковой проволоки; соотношение корунда и феррохрома в шихте:

$$1 - k = 0, 1/0, 9; 2 - k = 0, 15/0, 85,$$
 данные [5]

На рис. 3 приведены предельные объемные содержания корунда в процентах, рассчитанные по формуле (3); минимальное и максимальное соотношения масс корунда и феррохрома k оценены по данным патента порошковой проволоки [5]. Как видно из графиков, объемное содержание тугоплавких частиц в покрытии изменяется в достаточно узком интервале (1...2 %), в целом не превышает ~10 %.

Таким образом, объемное содержание тугоплавких частиц в структуре покрытия непосредственно зависит от технологической характеристики заполнения порошковой проволоки – относительной плотности θ порошкового материала шихты проволоки (2).

Структура покрытия с тугоплавкими добавками

Наиболее актуальным для исследования структуры является состояние тугоплавких частиц в покрытии — порошка оксида алюминия, который представляет собой основную упрочняющую фазу износостойкого покрытия. Благодаря высокой температуре плавления (2323 К) частицы Al_2O_3 при малых дистанциях напыления L не успевают полностью расплавиться, что способствует снижению их удержания при формировании порошкового покрытия. Изучение состояния с идентификацией частиц модификатора и матрицы износостойкого покрытия из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками проведены рентгеноструктурным и микрорентгеноспектральным анализами.

Металлографическое исследование структуры покрытий из порошковой проволоки ИФТПС выявили наличие трех основных фаз, показанных на рис. 4, *a* и условно обозначенных как светлые (1), серые (2) и темные (3) области. По результатам микрорентгеноспектрального анализа установлено, что серые области включений (фаза 2) имеют основу алюминия (до ~63 %), содержание хрома достигает до ~6 %. Светлые области фазовых включений (фаза 1) покрытия имеют основу железа (до ~95 %) и это показывает, что данные включения (преимущественно в виде прослойки и сферических частиц) формируются расплавленными частицами стальной оболочки порошковой проволоки.

Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный на электронном сканирующем микроскопе, позволил идентифицировать тугоплавкие частицы Al_2O_3 в темных областях структуры покрытия (рис. 4, δ , θ). Как видно из элементной карты на рис. 4, θ , в данных областях структуры покрытия содержание алюминия является максимальным. Поскольку содержание алюминия в покрытии обусловлено только модифицирующими добавками Al_2O_3 , анализом распределения данного элемента можно изучить состояние тугоплавких частиц в износостойком покрытии. Следует



Рис. 4. Структура покрытия:

a – металлографическое изображение, ×1000; δ – область сплавления с подложкой; s – микрорентгеноспектральные данные алюминия; r – цифровое изображение распределения алюминия

отметить, что в стальной подложке содержания алюминия не наблюдается (рис. 4, *в*).

Для оценки объемного содержания корунда (см. рис. 4), изучения кластеров тугоплавких частиц данные микрорентгеноспектрального анализа покрытий были переведены в цифровой матричный формат с помощью программы MathCad (рис. 4, *г*). Далее, обработкой изображений в электронных таблицах Excel можно точно определить содержание тугоплавких частиц и характеристики двумерных кластеров изображения структуры [8].

По результатам микрорентгеноспектральных исследований изучено состояние тугоплавких частиц оксида алюминия в структуре износостойкого покрытия. Анализом элементной карты выявлено, что при формировании покрытия тугоплавкие частицы расплавляются и при застывании принимают разнообразные диспергированные формы (см. рис. 4). В структуре износостойкого покрытия также наблюдаются более мелкие тугоплавкие частицы Al₂O₃ с округлой формой, которые могут представлять собой остатки твердого ядра тугоплавких частиц (см. рис. 4). Присутствие в структуре мелких включений корунда обусловлено тем, что тугоплавкие частицы в процессе электродуговой металлизации порошковой проволоки нагреваются до температуры плавления, расплавляются и диспергируются с образованием частиц меньшего размера.

Таким образом, из данных микрорентгеноспектрального анализа, можно оценить объемное содержание упрочняющих тугоплавких частиц в покрытии, которое непосредственно зависит от технологического параметра — объемного заполнения порошковой проволоки θ .

Выводы

1. Определены характеристики заполнения порошковой проволоки с тугоплавкими добавками Al_2O_3 , показана их взаимосвязь со структурой покрытия. Установлено, что объемное содержание тугоплавких частиц в структуре покрытия непосредственно зависит от технологической характеристики объемного заполнения порошковой проволоки — относительной плотности порошкового материала шихты проволоки.

2. Предложен способ оценки объемного заполнения порошковой проволоки по измерениям массы ее отрезков. Для определения содержания тугоплавких добавок корунда в покрытии предложено аналитическое соотношение, которое включает характеристики проволоки и материала ее шихты.

3. Обработкой микрорентгеноспектральных данных изучено состояние тугоплавких частиц корунда в износостойком покрытии из порошковой проволоки. Выявлено, что под воздействием дуги в процессе электродуговой металлизации тугоплавкие частицы Al_2O_3 интенсивно нагреваются и частично расплавляются. Расплавленный материал частиц растекается, образуя включения в виде прослоек, возможно также частичное диспергирование на мелкие частицы. Твердые ядра полностью не расплавленных частиц образуют в структуре покрытия темные области фазы в виде дисперсных включений изометричной формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.

2. Нанесение покрытий плазмой / В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белащенко, О.П. Солоненко, В.А. Сафиуллин. М.: Наука, 1990. 408 с.

3. **Тушинский Л.И., Плохов А.В.** Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск: Наука, 1986. 200 с.

4. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А. Порошковая металлургия. М.: Металлургия, 1991. 432 с.

5. Пат. 2048273 РФ. Порошковая проволока для получения покрытий / Н.П. Болотина, С.Е. Милохин, В.П. Ларионов, В.Г. Шевченко, А.В. Виноградов. Опубликовано 20.11.1995.

6. Состав, структура и свойства газотермических покрытий из порошковых проволок и их влияние на процессы изнашивания при трении скольжения / Г.Г. Винокуров, Н.Ф. Стручков, М.В. Федоров, С.П. Яковлева // Физическая мезомеханика. 2007. № 4. С. 97–105.

7. Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф. Влияния термообработки на износостойкость напыленных покрытий из порошковых проволок с тугоплавкими добавками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11. С. 21–24.

8. **Тарасевич Ю.Ю.** Перколяция: теория, приложения, алгоритмы. М.: Едиториал УРСС, 2002. 112 с. УДК 621.03; 620.179.16

К.П. Ерёмина¹, И.А. Астапов², С.Н. Химухин², М.А. Теслина², В.В. Гостищев², Ри Хосен¹, Э.Х. Ри¹ (¹ Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск; ² Институт материаловедения Хабаровского научного центра Дальневосточного отделения Российской академии наук) E-mail:bksenya-p@bk.ru

Интерметаллидные сплавы для получения покрытий методом электроискрового легирования

Показано получение покрытия из интерметаллидных сплавов никеля, алюминия и титана на образцах сталей 30 и 20X13 методом электроискрового легирования. Исследованы состав и свойства интерметаллидных сплавов и сформированных покрытий. Установлено, что максимальная жаростойкость и высокое качество покрытий достигнуты при использовании сплава с содержанием (% мас.) Ni – 79 и Al – 20.

Ключевые слова: интерметаллиды (титан, никель, алюминий), массоперенос, жаростойкость покрытий, микроструктура сплава, микротвердость.

Shows the production of coatings by intermetallic alloys of nickel, aluminium and the titan on samples of steels 30 and 20X13. The composition and properties of intermetallic alloys and the generated coverings is investigated. It is fixed that the maximum fire resistance and high quality of coverings it is attained at use of an alloy with the contents (% wt.) Ni - 79 and Al - 20.

Keywords: intermetallic (titan, nickel, aluminium), mass transfer, fire resistance of coverings, alloy microstructure, microhardness.

Введение

Наиболее перспективными сплавами, имеющими высокую жаропрочность и жаростойкость, являются интерметаллиды никеля, титана и алюминия. Использование этих материалов при изготовлении турбинных лопаток позволяет поднять температуру в газотурбинных установках и, следовательно, увеличить его удельную мощность [1, 2]. В настоящее время турбинные лопатки изготавливают методом литья, специфические особенности этой технологии обуславливают высокую стоимость производства. В качестве другого способа повышения эксплуатационных свойств турбинных лопаток известна технология получения на их поверхности функциональных покрытий. При этом нет необходимости создавать лопатки целиком из интерметаллидных сплавов, достаточно получить покрытие на их поверхности [3, 4].

Анализ литературных данных показывает существенно возросший в мире интерес к такой технологии. Из большого разнообразия методов по созданию покрытий на металлах и сплавах наибольший интерес для исследователей представляют методы с использованием источников концентрированных потоков энергии, газодинамический, плазменный, лазерный. К числу таких методов относится технология получения покрытий методом электроискровой обработки (взаимодействия между анодом (обрабатывающим электродом) и катодом (деталью)) – электроискровое легирование (ЭИЛ) [5].

Достоинства метода ЭИЛ – возможность нанесения на обрабатываемую поверхность компактным анодом токопроводящих материалов, низкая энергоемкость процесса, простота осуществления проводимых операций, улучшение физико-механических и химических свойств конструкционных материалов. Покрытие формируется фактически закалкой из жидкого состояния, что определяет малые размеры структурных составляющих. Особенностью метода ЭИЛ является использование для получения покрытия малого количества материала анода. Для получения покрытий методом ЭИЛ с заданным составом и свойствами на предварительном этапе необходимо решить одну из основных задач, связанных с получением электродного материала, удовлетворяющего ряду требований [5]. Материал электрода должен иметь высокую прочность, обеспечивать достаточный массоперенос, способствовать формированию слоя необходимого состава и структуры с минимальным количеством дефектов.

Существенным недостатком при получении покрытий методом ЭИЛ является их высокая шероховатость, что недопустимо по требованиям, предъявляемым к рабочей поверхности турбинных лопаток. Исследования в области *безабразивной ультразвуковой финишной обработки* (БУФО) позволяют значительно уменьшить шероховатость покрытий [6] и расширить область применения метода ЭИЛ.

Таким образом, цель работы — разработка технологии создания покрытий методом ЭИЛ при использовании выплавленных интерметаллидных электродных материалов.

Методика проведения исследований

В качестве шихтовых компонентов для получения анодных материалов использовали катодный никель, алюминий первичный (А7) и титан (98 %). Шихтовые материалы в виде кусочков металла загружали в тигель индукционной печи и нагревали. Для предотвращения окисления расплава атмосферным кислородом его поверхность обдували аргоном, необходимый расход которого определили в предварительных экспериментах. После расплавления и перегрева сплава (50...80 °C) его отливали методом центробежного литья в графитовую многоразовую разборную форму, которую перед применением предварительно высушивали и подогревали до температуры 500 °C.

Электроискровую обработку проводили с использованием серийно производимых установок "Элитрон-52 Б" (установка 1) и "Элитрон-22 А" (установка 2). Режимы легирования подбирали исходя из оптимального сочетания параметров: максимальное приращение массы катода и отсутствие схватывания электрода. Отдельно были подобраны режимы подачи аргона для предотвращения интенсивного окисления покрытий. Продолжительность обработки образцов в большинстве случаев составляла 6 мин. В качестве анодов для электроискровой обработки использовали заранее выплавленные сплавы, а катодом являлась сталь различных марок (30, 20Х13).

Микроструктурные исследования проводили с использованием оптического микроскопа Micro-200 и твердомера ПМТ-3М. Кинетику массопереноса при ЭИЛ исследовали гравиметрическим методом [7]. Измерение массы катода и анода осуществляли через каждую минуту легирования с помощью аналитических весов AW 220 с погрешностью $\pm 1 \cdot 10^{-4}$ г, что позволило оценить эффективность процесса обработки. При изучении распределения микротвердости слой условно разделяли на три части в зависимости от положения по отношению к основе: нижняя, средняя, верхняя. Нижняя часть слоя граничит с одной стороны с основой, а с другой — со средней частью. Верхняя часть соответственно находится на поверхности слоя. Для сохранения верхней части слоя перед изготовлением шлифов образцы заливались в эпоксидную композицию. Испытания на жаростойкость проводили с использованием дериватографа Q1000 и муфельной печи в соответствии с ГОСТ 6130–71.

Параметры анодных материалов, использовавшихся в работе, приведены в табл. 1.

Как следует из приведенных результатов, при изменении концентрации исходных компонентов в сплаве формируются различные интерметаллиды.

Результаты исследования и их обсуждение

Для определения оптимальных режимов электроискровой обработки и уменьшения объема исследований по получению покрытий были проведены предварительные эксперименты. Анализ полученных результатов позволил определить оптимальные режимы обработки для получения максимального массопереноса, толщины, однородности и свойств покрытий с минимальным окислением поверхности. Оптимальные параметры формируемых покрытий достигаются при обработке на установке 2, поэтому в работе использовали эту установку (режим 3).

На рис. 1 приведены результаты изменения массы катодов в зависимости от состава сплава и продолжительности обработки. Как видно из приведенных результатов, наиболее высокое изменение массы катода, т.е. наибольший массоперенос, наблюдается при использовании сплава 3, а наименьшие – у составов 1, 6. Для анода состава 3 характерно максимальное изменение его массы (0,07 г/см²), что можно объяс-

Таблица 1

					Н	омер с	плава а	анодно	ого сост	ава						
Параметр	1		2	2		3	2	1	5	5	6			7		8
Элементный состав	Ni	Al	Ni	Al	Ni	Al	Ni	Al	Ni	Al	Ni	Ti	Ni	Al	Ti	Ni
Содержание компонентов в сплаве, % мас.	33	66	57	41	66	32	79	20	83	16	49,8	50	40	20	39	99,3
Фазовый состав сплава	NiAl ₃ , Ni ₂ Al	3, (Al)	Ni ₂ Al ₃ ,	, NiAl ₃	N	iAl	NiAl,	Ni ₃ Al	NiAl,	Ni ₃ Al	Ni	Ti		_		_

Состав анодных материалов



Рис. 1. Изменение массы катода в зависимости от материала анода:

 $1\!-\!5-$ сплавы NiAl;
 6-сплав NiTi; 7-сплав NiAlTi;
 8- Ni (состав см. табл. 1)

нить его высокими эрозионными свойствами, в то же время эрозионные свойства остальных материалов (1, 2, 4, 5, 6) отличаются несущественно (0,024... 0,03 г/см²).



Рис. 2. Изломы анодных материалов и поперечные шлифы полученных покрытий: анодные материалы: $\delta - 1$; $\partial - 3$; покрытия, полученные сплавом: a - 1; e - 4; e - 5; e - 2

Проведенные металлографические исследования поперечных шлифов катодов позволили изучить структуру и свойства сформированных покрытий и объяснить полученные гравиметрические зависимости. На рис. 2, *а* приведен вид покрытия, сформированного сплавом 1, на котором идентифицируются области хрупкого разрушения даже на этапе шлифования образца (область А). Поэтому минимальный массоперенос анодного материала состава 1 объясняется его изначальной хрупкостью (рис. 2, δ). При увеличении добавки никеля (сплав 2) количество хрупко разрушенных участков в покрытии уменьшается, но остается достаточно большим.

Интерметаллидные сплавы с титаном (6 и 7) при электроискровой обработке хрупко разрушаются в процессе нанесения (см. рис. 1, кривая 6) или после формирования покрытия на катоде (см. рис. 1, кривая 7). Поэтому для получения анодных материалов с титаном необходимо проведение дальнейших исследований, по-видимому, с увеличением в их составе

> концентрации алюминия. Важной характеристикой покрытия и, в ряде случаев, определяющим фактором является его толщина (табл. 2). Высокая неравномерность по толщине покрытия, полученного сплавом 3, объясняется свойствами материала анодного (см. рис. 2, д) [8], который переносится на катод сравнительно крупными объемами. Наиболее равномерное по толщине покрытие получено сплавом 4, при этом образуется минимальное количество трещин (см. рис. 2, в) и их размер существенно меньше, чем при использовании других сплавов. При увеличении концентрации никеля (сплав 5) равномерность и толщина покрытия уменьшаются до 15 мкм. Получить большую толщину покрытий этим сплавом за счет увеличения продолжительности обработки не удается, на поверхности катода формируются локальные выступы (см. рис. 2, г).

Исследованием жаростойкости установлено, что до температуры 900 °С существенного окисления покрытий не наблю-

Жаростойкость и параметры покрытий										
			Номер	сплава анодн	юго соста	ва				
Параметр	1	2	3	4	5	6	7	8	Без покрытия	
Удельное изменение массы, 10 ⁻³ г/см ²	0,23	1,37	0,016	0,011	0,71	_	_	_	9,73	
<i>Ra</i> , мкм	_	—	10,6	4,2	6,6	_	5,8	4,7	—	
<i>R</i> max, мкм	_	_	70,9	35,0	47,0	_	43,0	36,1	_	
Толщина покрытия, мкм	1672	2788	28133	2369	1222	_	_	_	_	

Таблица 2

Таблица З

дается. Выдержка образцов (600 с) при температуре 900 °С приводит к максимальному окислению образцов стали 20Х13 без покрытия (см. табл. 2). Образцы с покрытием подвержены окислению в меньшей степени. Потеря стойкости против окисления в образцах, покрытых сплавами 1 и 2, объясняется хрупкостью и наличием трещин в покрытии (см. рис. 2, *a*), а низкая стойкость против окисления покрытия из сплава 5 обусловлена неоднородностью и недостаточной его толщиной (см. рис. 2, г). Наиболее жаростойкими являются покрытия, полученные сплавами 3 и 4. Учитывая более высокую шероховатость покрытий, сформированных сплавом 3, для электроискровой обработки предпочтительно применение сплава 4. В то же время, принимая во внимание более высокий массоперенос сплава 3 и возможность снижения шероховатости при использовании ранее разработанной технологии БУФО [6], этот сплав является перспективным для создания жаростойких покрытий.

Характер окисления поверхности при испытаниях образцов на жаростойкость изучался методами металлографии на поперечных шлифах. Окисление образцов стали без покрытий (20Х13) происходит фронтально относительно поверхности. На образцах, покрытых сплавом 2, отмечается их локальное окисление и жаростойкость ниже, чем на образцах, покрытых сплавом 1. Полученный результат объясняется скалыванием участков покрытия при нагреве в процессе испытания, далее происходит их интенсивное локальное (до 80 мкм) окисление (см. рис. 2, е). Обнаружен слоистый характер строения покрытия, сформированного сплавом 1, это характеризует изначально различные свойства составляющих слоя. Снижение жаростойкости сплавов 3 и 5 обусловлено образованием на этапе формирования покрытия вертикальных трещин. Выявлено изменение микроструктуры в покрытиях, полученных сплавами 3, 4, после проведения испытаний на жаростойкость. До испытания на жаростойкость кристаллиты в покрытии крупные и столбчатые, ориентированы перпендикулярно поверхности обработки. По-

Усредненные значения микротвердости по сечению покрытия

	Микротвердость, МПа							
Номер сплава	Верхняя часть	Средняя часть	Нижняя часть	Среднее значение				
1	3974/2421	3848/1891	4498/1872	4090/2033				
2	2735/3937	3259/4592	3247/4030	3011/4168				
3	2711/6305	2344/5622	2220/5101	2439/5677				
4	3289/4070	3042/5838	2549/5800	2857/5236				
5	2888/2592	3120/2696	3033/2567	3021/2618				
8	1231	1370	1231	1339				

П р и м е ч а н и е. До испытаний на жаростойкость/после испытаний на жаростойкость.

сле испытания размер кристаллитов заметно уменьшается, снижается преимущественная вертикальная ориентировка. Наблюдаемые изменения структуры, по-видимому, вызваны протеканием начальной стадии рекристаллизации.

Изучение микротвердости покрытий по толщине характеризует однородность его строения и условия формирования. Как следует из приведенных в табл. 3 результатов, неоднородность строения в разной степени присуща всем исследуемым покрытиям. Наиболее неоднородное строение имеют покрытия, сформированные анодами 1, 2. Более однородны покрытия, полученные сплавами 3, 4. При этом они обладают максимальной твердостью, что определяется их фазовым составом (наличием твердого раствора на основе никеля с различным содержанием фаз типа Ni₃X, где X – Al, Ti). После испытаний на жаростойкость их микротвердость существенно увеличивается за счет дополнительного выделения интерметаллидных соединений [9].

Выводы

1. Показана возможность использования интерметаллидных сплавов в качестве анодных материалов при создании жаростойких покрытий на сталях методом ЭИЛ.

2. Наиболее высокое качество и жаростойкость покрытий достигаются при использовании для электроискровой обработки сплава с содержанием Ni – 79 и Al – 20 % мас. соответственно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСИС, 2001. 632 с.

2. Sikka V.K., Santella M.L., Orth J.E. Processing and operating experience of Ni_3Al -based intermetallic alloy IC-221M // Materials Science and Engineering. 1997. Vol. 239–240. P. 564–569.

3. **Darolia R.** NiAl alloys for high temperature structural applications // J. Met. 1991. V. 43. № 3. P. 44–49.

УДК 621.793

4. Dey G.R., Sekhar J.A. Micropyretic synthesis of tough NiAl alloys // Metall. Mater. Trans. 1997. V. 28. P. 905.

5. Формирование, микроструктура и свойства слоя на сталях при низковольтном электроискровом легировании / С.Н. Химухин, М.А. Теслина, Хосен Ри, Э.Х. Ри // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 4. С. 7–11.

6. **Improvement** of coating quality obtained by electro spark alloying with nonabrasive ultrasonic finishing polishing / V.M. Davydov, S.N. Khimukhin, E.A. Ledkov, A.V. Gil // 3-rd International conference on Manufacturing engineering. Kallithea of Chalkidiki. Grece. 1-3 October. 2008. C. 199–204.

7. Верхотуров А.Д. Формирование поверхностного слоя при ЭИЛ. Владивосток: Дальнаука, 1985. 323 с.

8. Получение сплавов на основе алюминидов никеля / С.Н. Химухин, А.И. Астапов, М.А. Теслина, В.В. Гостищев, Хосен Ри, Э.Х. Ри // Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. 2012. № 2–6. С. 75–81.

9. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. М.: Металлургия, 1995. 384 с.

В.В. Клубович¹, М.Л. Хейфец², Д.Н. Хилько³

(¹ Физико-технический институт НАН Беларуси, ² НПО "Центр" НАН Беларуси, г. Минск; ³ СООО "ШТРАБАГ Инжиниринг Центр", г. Минск E-mail: mlk-z@mail.ru

Упрочнение поверхностей изделий с управлением свойствами технологической среды в электрофизических полях

Определены длительность периодов импульсных разрядов и среднее значение тока в процессе нанесения капель, образующихся при плавлении частиц ферропорошка в электромагнитном поле. Установлено влияние диэлектрических свойств и вязкости рабочей среды в межэлектродном промежутке на формирование цепочек-микроэлектродов и производительность процесса наплавки. Показана эффективность использования ультразвуковых воздействий, способствующих существенному увеличению сплошности и твердости покрытий, повышению коэффициента использования порошка и росту производительности процесса.

Ключевые слова: упрочнение, покрытие, электромагнитная наплавка, ферропорошок, технологическая жидкость, паста, ультразвук, качество.

There have been defined the impulsive discharges periods duration and the current average value during the process of the application of drops which are formed at ferro-powder particles melting in the electromagnetic field. The influence of dielectric properties and the processing medium viscosity within the inter-electrode gap on the creation of the chains-microelectrodes and on the process of surfacing performance has been established. There has been shown the effectiveness of ultrasonic impacts application contributing to the apparent increase of the uniformity and hardness of coatings, to the improvement of the use efficiency of the powder and the process productivity increase.

Keywords: hardening, coating, electromagnetic surfacing, ferro-powder, process fluid, paste, ultra sound, quality.

Введение

Обеспечить высокое качество в процессе производства и ремонта машин можно за счет освоения и совершенствования прогрессивных технологий и внедрения новых методов восстановления, упрочнения и обработки деталей и узлов. Новые и традиционные методы восстановления, упрочнения и обработки деталей машин имеют свои рациональные области применения и не всегда решают комплексные задачи повышения долговечности изделий в конкретных условиях эксплуатации. Поэтому рациональным представляется сочетание в технологическом процессе различных методов упрочнения, восстановления и обработки, а в рамках самих методов — комбинации разнообразных технологических воздействий [1].

Для восстановления изношенных цилиндрических и плоских поверхностей пар трения используют различные способы нанесения покрытий, позволяющие получать поверхность с требуемым химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью. Наиболее рациональными являются электрофизические методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. Прогрессивным ресурсосберегающим методом является электромагнитная наплавка (ЭМН), обеспечивающая не только упрочнение поверхностного слоя, но и повышение его физико-химических характеристик [2, 3], а перспективным способом интенсификации наплавки использование ультразвуковых колебаний наносимого порошка [4, 5] для повышения эффективности и качества обработки.

Электромагнитная наплавка ферропорошковых покрытий

В процессе электромагнитной наплавки в зазор между деталью и полюсным наконечником электромагнита непрерывно подается ферропорошок. Ориентируясь в зазоре вдоль силовых линий магнитного поля, частицы ферропорошка образуют множество токопроводящих цепочек, замыкающих электрическую цепь между полюсным наконечником и деталью. Частицы у поверхности детали, в зоне максимального электросопротивления, под воздействием электрического тока расплавляются, а капли расплава распределяются по поверхности детали.

При электромагнитной наплавке цилиндрических (рис. 1) и плоских (рис. 2) поверхностей в рабочую зону, в том числе и при использовании ультразвука, в потоке жидкости или в составе пасты подается ферропорошок, частицы которого образуют многоэлектродную систему токопроводящих цепочек [6, 7].

При наложении электрического поля на межэлектродный промежуток происходит замыкание электрической цепи: "источник тока-полюсный наконечник-цепочки-микроэлектроды-заготовка-источник тока", в результате осуществляются нагрев и плавление частиц ферропорошка в цепочках-микроэлектродах. Плавление последних происходит дискретно за счет возникновения кратковременного электрического разряда на каждой из цепочек-микроэлектродов. В этом случае протекание дугового разряда определяется комплексным воздействием электромагнитных и других физико-химических факторов. Электрическая дуга горит при минимальном сопротивлении и падении напряжения в межэлектродном промежутке.

Скорость возникновения дугового разряда и время его существования оказывают влияние на производи-



Рис. 1. Схема электромагнитной наплавки цилиндрических поверхностей:

1 – заготовка; 2 – ферропорошок; 3 – бункер-дозатор; 4 – полюсный наконечник; 5 – сердечник электромагнита; 6 – электромагнитная катушка

тельность процесса ЭМН и равномерность распределения капель расплава металла по наплавляемой поверхности [8]. Частота возникновения импульсов зависит от источника тока, магнитной индукции в рабочей зоне, расхода ферропорошка, свойств технологической среды и др. факторов (см. рис. 1). Система может быть настроена таким образом, что в рабочей зоне будет преобладать одиночное пульсирующее горение цепочек-микроэлектродов. В этом случае процесс протекает неустойчиво, формирование поверхностного слоя происходит нестабильно, а производи-



Рис. 2. Схема нанесения ферропорошковых покрытий на плоские поверхности в электромагнитном и ультразвуковом полях: *1* — магнитострикционный преобразователь; *2* — волновод; *3* — катушка электромагнитная; *4* — токопроводящая паста; *5* — наплавляемая заготовка

тельность наплавки невысокая. Когда в рабочей зоне преобладает групповое, перекрываемое по времени, горение нескольких цепочек-микроэлектродов, процесс протекает устойчиво, обеспечивая стабильность и сплошность формирования покрытия.

Интенсифицировать процесс формирования электродов-цепочек позволяют ультразвуковые колебания ферропорошковой среды в рабочей жидкости или пасте (см. рис. 2), при этом чем выше вязкость среды, тем эффективнее ультразвуковые воздействия.

Так как при ЭМН нагрев и плавление ферропорошка главным образом обеспечивает энергия электрического поля, а формирование в рабочей зоне цепочек-микроэлектродов из частиц ферропорошка магнитное поле, то стабильность протекания процесса обусловлена преимущественно магнитной индукцией и силой разрядного тока [9].

Электромагнитные параметры микроэлектродной системы

Производительность процесса и качество формируемого покрытия зависят как от количества энергии, поступающей от источника питания в рабочую зону наплавки, так и от изменения этой энергии во времени. Изменение проводимости разрядного промежутка приводит к тому, что электрическая цепь наплавки все время находится в нестационарном режиме, что обусловливает импульсное изменение величины рабочего тока [9].

Взаимосвязь между основными параметрами процесса ЭМН для периодов короткого замыкания и дугового разряда можно представить дифференциальными уравнениями нестационарного состояния электрических цепей соответственно:

$$E = i_{\kappa_3} R + L \frac{di_{\kappa_3}}{dt}; \qquad (1)$$

$$E = U_{\pi} + i_{\pi} R' + L \frac{di_{\pi}}{dt}, \qquad (2)$$

где E – э.д.с. источника тока, B; U_{μ} – напряжение дугового разряда, B; i_{κ_3} и i_{μ} – мгновенные значения то-



Рис. 3. Распределение *n*-го импульса тока при электромагнитной наплавке ков в периоды короткого замыкания и дугового разряда, А; R и R' – активные сопротивления цепи в периоды короткого замыкания и дугового разряда, Ом; L – индуктивность цепи, Гн.

Для анализа изменения тока в процессе ЭМН рассмотрим единичный микродуговой разряд *n*-го импульса (рис. 3) с момента установления стабильной величины тока. В рассматриваемом цикле $t_{\text{им}}$, $t_{\text{кз}}$ и $t_{\text{д}}$ – длительность импульса, период короткого замыкания и период дугового разряда соответственно. Для упрощения будем считать, что R' = R, а э.д.с. источника тока *E* равна величине напряжения холостого тока U_{xx} .

Интегрируя уравнение (1) с учетом начальных условий, когда $t = t_0$, $i_{\kappa_3}(t_0) = i_{\min}$, получим изменение тока в течение периода короткого замыкания:

$$i_{\kappa_3}(t) = \frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t}{T}} \right) + i_{\min}(n) e^{-\frac{t}{T}} , \qquad (3)$$

где $T = \frac{L}{R}$ — постоянная времени цепи.

При $t = t_{\kappa_3}$

$$\dot{u}_{\rm K3}(t_{\rm K3}) = \frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t_{\rm K3}}{T}} \right) + \dot{u}_{\rm min}(n) e^{-\frac{t_{\rm K3}}{T}}.$$
 (4)

Аналогично, решая уравнение (2) и принимая для начального момента дугового разряда $t = t_{\kappa_3}$, $i_{_{\mathcal{I}}}(t_{\kappa_3}) = i_{\kappa_3}(t_{\kappa_3})$, получим изменение тока в период дугового разряда:

$$i_{\pi}(t) = \frac{E - U_{\pi}}{R} \left(1 - e^{-\frac{(t - t_{\text{K3}})}{T}} \right) + i_{\text{K3}}(t_{\text{K3}}) e^{-\frac{(t - t_{\text{K3}})}{T}} .$$
 (5)

После подстановки значения $i_{\kappa_3}(t_{\kappa_3})$ из (4) в (5) получим

$$i_{\pi}(t) = \frac{E - U_{\pi}}{R} + \left(\frac{E}{R}\left(1 - e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}}\right) + i_{\min}(n) e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}} - \frac{E - U_{\pi}}{R}\right) e^{-\frac{(t - t_{\kappa_3})}{T}}$$

Согласно этому уравнению сила тока в момент времени $t = t_{\text{им}}$

$$i_{\pi}(t_{\text{HM}}) = i_{\min}(n+1) = \frac{E - U_{\pi}}{R} + \frac{E}{R} \left(e^{-\frac{t_{\pi}}{T}} - e^{-\frac{t_{\text{HM}}}{T}} \right) + i_{\min}(n) e^{-\frac{t_{\text{HM}}}{E}} - \frac{E - U_{\pi}}{R} e^{-\frac{t_{\pi}}{T}} .$$

Обозначив

$$a = e^{-\frac{t_{\text{MM}}}{T}}$$

$$b = \frac{E - U_{\pi}}{R} \left(1 - e^{-\frac{t_{\pi}}{T}} \right) + \frac{E}{R} \left(e^{-\frac{t_{\pi}}{T}} - e^{-\frac{t_{\text{HM}}}{T}} \right),$$

получим разностное уравнение

$$i_{\min}(n+1) - ai_{\min}(n) = b$$
.

Представив функцию $i_{\min}(n)$ в виде ступенчатой функции $f[i_{\min}(n)]$, запишем разностное уравнение в виде

$$f[i_{\min}(n+1)] - a f[i_{\min}(n)] = b$$
.

Согласно решению с помощью преобразований Лапласа:

$$f[i_{\min}(n)] = bf\left[\frac{a^{n}-1}{a-1}\right] + i_{\min}(t_{0}) f[a^{n}].$$

Переходя к обычным функциям, получим

$$i_{\min}(n) = b \frac{a^n - 1}{a - 1} + i_{\min}(t_0) a^n$$

где $i_{\min}(t_0)$ — минимальная величина тока в начальном импульсе процесса наплавки.

Подставив $i_{\min}(n)$ в уравнения (3) и (5), получим искомые уравнения тока в период короткого замыкания и период дугового разряда:

$$i_{\kappa_{3}}(t) = \frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t}{T}} \right) + \left[b \frac{a^{n} - 1}{a - 1} + i_{\min}(t_{0}) a^{n} \right] e^{-\frac{t}{T}}; (6)$$

$$i_{\pi}(t) = \frac{E - U_{\pi}}{R} + \left[\frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t_{\kappa_{3}}}{T}} \right) + \left(b \frac{a^{n} - 1}{a - 1} + i_{\min}(t_{0}) a^{n} \right) e^{-\frac{t_{\kappa_{3}}}{T}} - \frac{E - U_{\pi}}{R} \right] e^{-\frac{(t - t_{\kappa_{3}})}{T}}.$$
(7)

Полученные зависимости (6) и (7) позволяют определить мгновенные значения токов в *n*-м цикле (импульсе) процесса наплавки.

Подставив $t = t_{K3}$ в уравнение (6), получим выражение для определения величины максимального тока в конце периода короткого замыкания:

$$i_{\max}(n) = \frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}} \right) + \left(b \frac{a^n - 1}{a - 1} + i_{\min}(t_0) a^n \right) e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}}.$$

При установившемся состоянии цепи $n \to \infty$, $a^n \to \infty$, тогда

$$i_{\min}(n \to \infty) = \frac{b}{1-a};$$

 $i_{\kappa_3}(t) = \frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t}{T}} \right) - \frac{b}{1-a} e^{-\frac{t}{T}};$

$$i_{\pi}(t) = \frac{E - U_{\pi}}{R} + \left[\frac{E}{R}\left(1 - e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}}\right) - \frac{b}{1 - a}e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}} - \frac{E - U_{\pi}}{R}\right] \times e^{-\frac{(t - t_{\kappa_3})}{T}};$$

$$i_{\max}(n \to \infty) = \frac{E}{R} \left(1 - e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}} \right) - \frac{b}{1 - a} e^{-\frac{t_{\kappa_3}}{T}}.$$

Средний ток цепи *i*_{ср} можно определить как среднее значение тока за один импульс процесса:

$$i_{\rm cp} = \frac{1}{t_{\rm HM}} \left[\int_{0}^{t_{\rm K3}} i_{\rm K3}(t) dt + \int_{t_{\rm K3}}^{t_{\rm HM}} i_{\rm I}(t) dt \right].$$
(8)

Решая (8) совместно с уравнениями (6) и (7), получим

$$i_{\rm cp} = \frac{1}{R} \left(E - U_{\rm g} \frac{t_{\rm g}}{t_{\rm MM}} \right) - \frac{T}{t_{\rm HM}} \left[b + (a - 1) i_{\rm min} (t_0) \right] a^n.$$
(9)

После подстановки значений *а* и *b* в уравнение (9) среднее значение тока примет вид

$$i_{\rm cp} = \frac{1}{R} \left(E - U_{\rm A} \frac{t_{\rm A}}{t_{\rm MM}} \right) - \frac{T}{t_{\rm MM}} \left[\left(1 - e^{-\frac{t_{\rm MM}}{T}} \right) i_{\rm min} (t_0) - \frac{E}{R} e^{-\frac{t_{\rm MM}}{T}} + \frac{U_{\rm A}}{R} e^{-\frac{t_{\rm A}}{T}} + \frac{E - U_{\rm A}}{R} \right] e^{-\frac{n t_{\rm BM}}{T}}.$$

Если время *t* отсчитывать от начала процесса установления тока, то $nt_{\rm HM} = t$. В этом случае можно сделать вывод, что средний ток изменяется по экспоненциальному закону. По такому же закону изменяются мгновенные значения тока в пределах одного импульса, а также значения минимального и максимального токов $i_{\min}(n)$ и $i_{\max}(n)$. Во всех случаях время установления тока определяется общим параметром — постоянной времени *T* цепи.

При установившемся состоянии $e^{-\frac{nT_{HM}}{T}} = 0$ уравнение изменения среднего тока в цепи наплавки примет следующий вид:

$$i_{\rm cp} = \frac{1}{R} \left(E - U_{\rm m} \frac{t_{\rm m}}{t_{\rm HM}} \right)$$

Соотношение между длительностью отдельных периодов импульса называется относительной длительностью $\frac{t_{\pi}}{t_{\text{им}}}$ дугового разряда.

Для практических целей с достаточной точностью можно принять

$$\frac{t_{\scriptscriptstyle \rm I}}{t_{\scriptscriptstyle \rm MM}} \approx \frac{U}{U_{\scriptscriptstyle \rm I}},$$



Рис. 4. Зависимость удельной электрической проводимости водных растворов рабочих жидкостей от концентрации: 1 – Syntilo R4; 2 – Syntilo RHS; 3 – Аквол-11; 4 – Эмульсол Э-2Б

где U – среднее напряжение между электродом и деталью.

В результате среднее значение силы тока

$$i_{\rm cp} = \frac{1}{R} \left(E - U_{\rm A} \frac{t_{\rm A}}{t_{\rm HM}} \right) \approx \frac{1}{R} (E - U) \,.$$

Относительная длительность дуговых микроразрядов и их частота определяют производительность процесса и качество формируемого покрытия. В свою очередь сила разрядного тока и относительная длительность дуговых микроразрядов зависят от электрического сопротивления межэлектродного промежутка, в который непрерывно подается ферромагнитный порошок в потоке жидкости или в составе пасты.

Электрическая проводимость технологической среды значительно влияет на длительность дуговых разрядов и соответственно на производительность и стабильность протекания процесса наплавки [10]. Максимальная производительность наплавки цилиндрических поверхностей обеспечивается при использовании рабочих жидкостей на основе концентратов Syntilo R4, Syntilo RHS, минимальная — при использовании эмульсии на основе эмульсола Э-2Б. Обусловлено это тем, что водные растворы концентратов Syntilo R4 и Syntilo RHS обладают наименьшей электрической проводимостью (рис. 4).

Интенсификация процесса ультразвуковыми воздействиями

При наплавке плоских поверхностей для предотвращения растекания жидкости по обрабатываемой поверхности изделия на нее наносили слой токопроводя-

Показатели качества наплавки поверхностей

Упрочняющая обработка плоских поверхностей	Сплошность покрытий, %	Коэффициент использования порошка	Увеличение массы образца, мг
С ультразвуком	87	0,73	351
Без ультразвука	74	0,51	298

щей пасты толщиной 1,5...2,0 мм [11]. Паста содержала ферромагнитный порошок Fe – 2 % V (50 % мас.) гранулометрического состава 200...400 мкм, эпоксидную смолу (35 % мас.), жидкое стекло (15 % мас.).

Для интенсификации процесса при использовании токопроводящей пасты применяли ультразвуковые колебания (см. рис. 2) [12].

Наплавку ферромагнитного порошка Fe – 2 % V в составе пасты производили на плоские заготовки из низкоуглеродистой стали при силе сварочного тока 85...90 А, магнитной индукции 0,9...1,0 Тл, частоте ультразвуковых колебаний 21...23 кГц и амплитуде колебаний 8...12 мкм. Волновод ультразвуковых колебаний и изделие подключали к сварочному выпрямителю, а в рабочую зону одновременно вводились электромагнитные и ультразвуковые воздействия.

При сближении волновода с пастой в межэлектродном промежутке под действием магнитного и ультразвукового полей формировались токопроводящие цепочки-микроэлектроды из частиц ферромагнитного порошка. В результате замыкания электрической цепи полюсный наконечник—цепочки микроэлектродов заготовка происходили нагрев и плавление частиц порошка. При этом паста предлагаемого состава обладала не только достаточной вязкостью для избежания выброса частиц порошка из рабочей зоны в результате воздействий, но не затрудняла свободной ориентации частиц порошка в рабочей зоне, способствовала стабильному горению дуги.

В таблице приведены основные показатели качества процесса наплавки ферропорошка с наложением и без наложения ультразвуковых колебаний.

Результаты наплавки показывают, что введение в рабочую зону ультразвуковых колебаний способствует интенсификации процесса: увеличивается сплошность покрытий, повышаются коэффициент использования порошка и соответственно производительность процесса. Обусловлено это активацией процесса формирования цепочек-микроэлектродов из частиц ферропорошка и, как следствие, увеличением частоты электроискровых разрядов.

Сравнение микроструктуры наплавленных слоев, сформированных из обработанного ультразвуком расплава (рис. 5, *a*) и полученных без наложения



Рис. 5. Микроструктура наплавок, ×200: *а* – в ультразвуковом поле; *б* – без ультразвука

ультразвука (рис. 5, *б*), показывает преимущества ультразвуковой интенсификации процесса.

Наплавленный слой при наложении ультразвука представляет собой конгломерат очень мелких дисперсных пластин, по фазовому составу являющихся пересыщенным твердым раствором ванадия в α-железе. Вблизи границы с основой покрытие имеет дендритно-ячеистое строение, ориентированное в направлении действия ультразвука, что способствует повышению износостойкости металла. Микротвердость наплавленных с ультразвуковым воздействием слоев составляет 8 ГПа и более чем в 2 раза превышает микротвердость покрытий, полученных без наложения ультразвуковых колебаний.

Выводы

Анализ процессов нанесения ферропорошковых покрытий в электрофизических полях позволил наметить пути управления свойствами технологической среды, обеспечивающие повышение производительности и качество поверхностного слоя упрочняемого изделия.

1. Определена длительность периодов импульсных разрядов и среднее значение тока в процессе нанесения капель, образующихся при плавлении частиц ферропорошка из цепочек-микроэлектродов, и предложены пути управления свойствами технологической среды в рабочей зоне установки для упрочнения изделий.

2. Показано влияние диэлектрических свойств рабочей среды в межэлектродном промежутке, в который ферромагнитный порошок непрерывно подается в потоке жидкости или в составе пасты, а также влияние их вязкости на формирование цепочек-микроэлектродов и производительность процесса наплавки.

3. Установлена эффективность использования ультразвуковых воздействий, способствующая существенному увеличению сплошности и твердости покрытий, повышению коэффициента использования порошка и росту производительности процесса.

4. Получены при наложении ультразвука структуры, представляющие собой конгломерат мелких дисперсных пластин, пересыщенного твердого раствора ванадия в α-железе, обеспечивающие высокую микротвердость поверхности – 8 ГПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Теоретические** основы проектирования технологических комплексов / А.М. Русецкий, П.А. Витязь, М.Л. Хейфец и др. Минск: Беларус. навука, 2012. 239 с.

2. **Технологические** основы обработки изделий в магнитном поле / П.И. Ящерицын, Л.М. Кожуро, А.П. Ракомсин и др. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 1997. 416 с.

3. Акулович Л.М., Ивашко В.С., Хейфец М.Л. Самоорганизация процессов упрочняющей обработки. Минск: Народная книга, 2008. 236 с.

4. Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность. Минск: Наука и техника, 1976. 448 с.

5. **Прихотько В.М.** Ультразвуковые технологии при производстве, эксплуатации и ремонте транспортной техники. М.: ООО Техполиграфцентр, 2003. 253 с.

6. **Акулович Л.М.** Термомеханическое упрочнение деталей в электромагнитном поле. Новополоцк: ПГУ, 1999. 240 с.

7. **Кожуро Л.М., Чемисов Б.П.** Обработка деталей машин в магнитном поле. Минск: Наука и техника, 1995. 232 с.

8. Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М. Теплофизика процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 5. С. 3–8.

9. Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М. Электромеханика импульсных процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 3. С. 51–56.

10. **Хилько Д.Н.** Исследование влияния рабочих жидкостей на формирование покрытий при электромагнитной наплавке // Материалы, технология и оборудование для упрочнения и восстановления деталей машин. Минск: Технопринт, 2003. С. 205–207.

11. Пат. 6499 Респ. Беларусь. МПК 7 В 23Р 6/00, В 23К 9/04. Способ нанесения металлических покрытий ферромагнитными порошками в магнитном поле импульсами разрядного тока // Л.М. Кожуро, А.П. Ракомсин, М.И. Сидоренко, Л.Е. Сергеев, В.И. Гальго, А.Е. Реляво, Д.Н. Хилько, В.В. Тризно; заявитель Произв. респ. унитарное предпр. "Минский автомобильный завод". № а 20010372, заявл. 18.04.2001; опубл. 30.09.2004.

12. Пат. 3906 Респ. Беларусь. МПК 7 С 23С 26/02, В 22F 3/105. Способ наплавки // Л.М. Акулович, Л.М. Кожуро, В.И. Гальго, А.С. Шиляев, Н.Ф. Лугаков, Д.Н. Хилько, А.С. Стукин; заявитель Государственное предпр. "Конструкторско-технологический институт средств механизации и автоматизации". № 19980370; заявл. 16.04.1998; опубл. 30.06.2001.

УДК 678.026.3+620.174.2+620.175.2+620.178.152.341.3+620.187.22

В.А. Кошуро, Г.Г. Нечаев, А.В. Лясникова (Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина) E-mail: dimirion@rambler.ru

Влияние плазменных процессов формирования покрытий на механические характеристики изделий из титановых сплавов

Показано получение функциональных покрытий в результате плазменного напыления и микродугового оксидирования. В процессе получения покрытия происходят изменения структуры и механических свойств металлических изделий, подвергаемых обработке. Характер изменений зависит от способа и технологических режимов формирования покрытия.

Ключевые слова: функциональные покрытия, микродуговое оксидирование, плазменное напыление.

Receiving functional coverings as a result of a plasma dusting and microarc oxygenating is shown. In the course of receiving a covering there is a change of structure and mechanical properties of the metal products subjected to processing. Nature of changes depends on process of formation of a covering. Keywords: functional coverings, microarc oxygenating, plasma spraying.

Введение

Модификация поверхности металлов для антикоррозионной защиты, повышения износостойкости, придания поверхности функциональных свойств электрофизическими и электрохимическими методами является одним из самых распространенных технологических приемов для обеспечения эксплуатационных характеристик изделий. Помимо придания требуемых качеств поверхности происходят изменения структуры и механических свойств металла, подвергаемого обработке. Знание характера происходящих изменений необходимо для оптимизации технологии производства и конструкции изделий, поверхность которых подвергается модификации.

Для создания функциональных покрытий в различных отраслях техники широкое применение нашло *плазменное напыление* (ПН). Сущность ПН заключается в подаче напыляемого материала в плазменную струю с его последующим нагревом, плавлением и направлением на основу. Формирование покрытия происходит при ударном взаимодействии частиц с поверхностью основы. При этом происходит изменение структуры поверхностных слоев металла изделия, которое может влиять на механические характеристики.

Альтернативой ПН является *микродуговое оксидирование* (МДО), применяемое для создания функциональных покрытий с 1958 г. [1]. Отличительная черта МДО – наличие множества микродуговых разрядов в среде электролита, пробивающих формируемую оксидную пленку, вызывающих ее плавление, перекристаллизацию, что и позволяет получать покрытие с заданными значениями механических характеристик. Однако влияние процесса МДО на свойства материала основы мало изучено, так как считалось, что воздействие микродуговых разрядов в силу их малости распространяется только на формируемое покрытие, при этом температура металла под пятном на глубине 5 мкм от границы оксидной пленки и материала основы составляет 300...500 °C [2].

В то же время отмечалось, что характер воздействия разрядов на металлическую основу определяется локальным нагревом основы в области основания разрядных каналов. По некоторым оценкам температура может достигать 600 °С и выше, что близко к температуре плавления таких традиционно обрабатываемых методом МДО металлов, как алюминий, магний и их сплавы. Выявлено, что плавление поверхности обрабатываемого сплава приводит к увеличению доли основного материала в фазовом составе дна образованных металлооксидных пор [3].

Проводились исследования влияния процесса МДО изделий из титановых сплавов на изменение механических свойств, при испытании на растяжение и циклических нагрузках. Авторами данных исследований отмечено снижение изгибной прочности для титанового сплава ВТ5 на 48 % по сравнению с исходным, не подвергнувшимся воздействию микродуговых разрядов, при возросшей на 12...28 % микротвердости. При оксидировании титана ВТ1-0 происходит увеличение изгибной прочности на 61 % и микротвердости на 9 % [4].

Цель работы — исследование влияния процесса формирования покрытия при МДО и ПН на предель-

ные значения устойчивости изделий из титановых сплавов к изгибным и тангенциальным нагрузкам.

Методы проведения исследований

Для проведения исследований были использованы плоские и цилиндрические образцы из титановых сплавов BT1-0 и BT5 (рис. 1). Покрытия наносили на образцы методами МДО и ПН.

Перед нанесением покрытий образцы подвергали очистке в ультразвуковой ванне УЗВ2-0,16/37:

1) в водном растворе ПАВ при температуре 35...40 °C 3 мин;

2) в водном растворе этилового спирта 2 мин;

3) в дистиллированной воде при температуре 20 °C 1 мин.

Покрытия наносили методом МДО в анодном режиме при постоянной плотности тока $j = 10^3 \text{ A/m}^2$ в течение 20 мин в электролите, содержащем 0,1 моль алюмината натрия.

Для получения сравнительной оценки были проведены исследования образцов с композиционным двухслойным покрытием, сформированным методом ПН в воздушной среде на установке "ВРЕС 744.3227.001". Отличительной особенностью подготовки образцов являлось наличие пескоструйной обработки. Напыление титанового порошка (Ті) марки ПТС дисперсностью 100 мкм производили на расстоянии 120 мм, синтетического *гидроксиапатита* (ГА) марки БКС-50/150 дисперсностью 50 мкм – 150 мм.

Контроль геометрических размеров образцов до и после процессов ПН и МДО производился цифровым микрометром модели "МКЦ-0-25-0,001". Структура покрытия и приповерхностного слоя металла основы исследована на шлифах с помощью металлографического микроскопа "МИМ8". Химический состав и структуру покрытия и основного металла определяли методами энергодисперсионного рентгенофлуоресцентного анализа (ЭДРФА) и растровой электронной микроскопией (РЭМ) на поперечном шлифе образца из BT1-0 с использованием электронного микроскопа "MIRA II LMU". Оценка толщины покрытия произведена на анализаторе геометрических параметров микрообъектов "АГПМ6М" с использованием программы графической обработки изображений "Металлограф". Микротвердость покрытий определялась твердомером "HVS-1000В" с видеоизмерительной системой SP-5, нагрузка на индентор Виккерса 0,98 Н при выдержке 20 с (ГОСТ 9450-76).

Влияние покрытия на прочность образцов к изгибным и тангенциальным нагрузкам проверяли на образцах цилиндрической формы диаметром 3 мм и с метрической резьбой М1,6 (рис. 1). Нагрузку прикла-



Рис. 1. Образец цилиндрический

дывали к образцам до появления остаточной деформации в виде изгиба на 75...90°. Величину нагружения измеряли цифровым динамометром модели "Portable Electronic Scale" с точностью 0,01 H.

Результаты исследований и их обсуждение

Структура покрытий, сформированных методом ПН, представляет собой оплавленные и спеченные частицы порошкового материала, часть из которых имеет почти правильную сферическую форму. У образцов области с измененной структурой металла основы практически отсутствуют или слабо выражены (рис. 2).

Покрытия, сформированные методом МДО, имеют оплавленную поверхность и поры, сформированные при воздействии микродуговых разрядов, и характеризуются пористостью на уровне 20...30 %. При



Рис. 2. Микрошлиф образца из титана ВТ1-0 после ПН: a – эпоксидная смола; δ – покрытие, полученное ПН; s – металл основы; e – зона структурных изменений; d – зона без изменений (ширина кадра 167 мкм)



Рис. 3. Микрошлиф образца из титана ВТ1-0 после МДО: *a* – эпоксидная смола; *δ* – покрытие, полученное МДО; *в* – переходный слой; *г* – зона структурных изменений; *д* – основа металла (ширина кадра 167 мкм)

изучении поперечных шлифов образцов, подвергнутых МДО, помимо переходного слоя между металлом основы и покрытием было установлено наличие области толщиной до 30 мкм, в которой произошли структурные изменения (рис. 3).

Выявленное отличие в микроструктурах обусловлено различными механизмами термического воздействия в процессах нанесения покрытий. При ПН термическое воздействие осуществляется за счет переноса теплоты от напыляемого порошкового материала к основе металла. При МДО деталь погружена в жидкий раствор электролита, температура которого 20...60 °C. Характер зоны преобразования металла связан с термическим воздействием микроразрядов.

Существенных изменений в составе материала после МДО не выявлено. Согласно проведенным спектральным исследованиям ЭДРФА шлифа образца из титана ВТ1-0 с оксидным покрытием концентрация алюминия в покрытии у границы металл—покрытие



Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя титана ВТ1-0: *a* – переходный слой; *б* – область структурных изменений; *в* – основа образца

составляет около 1 %. В сплаве концентрация алюминия меньше в два раза. На глубине 10...15 мкм от границы покрытие—основа в составе металла не обнаруживаются сторонние примеси. Алюминий распределен равномерно, разброс концентрации в составе сплава не превышает 0,1 %.

В то же время кристаллическая структура металла существенно изменяется от покрытия в глубь материала основы (рис. 4).

Измерение показало, что у образцов с ПН-покрытием вблизи границы покрытие—материал основы, микротвердость выше по сравнению с контрольными измерениями титана без покрытия (табл. 1). Вероятно данная разница в показателях отражает явление наклепа после пескоструйной обработки и процессы перекристаллизации, происходящие в сплавах, при ПН.

Таблица 1

		Способ нанесения	Микротверд	Средняя толщина		
№ П/П	Материал основы	покрытия	у границы покрытия	в глубине металла	покрытия, мкм	
1	BT5	ПН	203	177	68 ± 5	
2	BT5	МДО	153	152	47 ± 3	
3	BT5	Без покрытия	_	177	_	
4	BT1-0	ПН	187	180	34 ± 3	
5	BT1-0	МДО	148	154	24 ± 4	
6	BT1-0	Без покрытия	_	180	_	

Результаты измерения микротвердости образцов из титановых сплавов после МДО и ПН

	· · · ·	x ·			10	19			
	Carrie		Момент, Н.м						
Материал образцов	нанесения	Толщина покрытия	при и	згибе	при кручении				
, i de la companya de	покрытия	r	M1,6	Ø3 мм	M1,6	Ø3 мм			
	Без покрытия	_	0,1	3,9	0,08	2,24			
BT1-0	ПН (Ті+ГА)	34	0,12	3,16	0,12	2,18			
	МДО	30	0,1	2,73	0,13	2,42			
	Без покрытия	_	0,13	3,48	0,11	3,07			
BT5	ΠΗ (ΤΙ+ΓΑ)	79	0,14	3,35	0,15	3,36			
	МДО	54	0,15	5,77	0,12	3,25			

Результаты испытания цилиндрических образцов из титановых сплавов на прочность при нагрузках на изгиб и кручение

Микротвердость металла после формирования покрытия методом МДО незначительно снижается у границы переходный слой—основа.

Результаты испытаний цилиндрических образцов из титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ5 с покрытиями, сформированными методами МДО и ПН, при воздействии нагрузки на изгиб и кручение, обобщены в табл. 2.

Из полученных результатов следует, что процессы МДО- и ПН-покрытий повышают механическую прочность образцов малого размера (М 1.6) (см. рис. 1) как к изгибным нагрузкам, так и на кручение. При увеличении размера результат измерений в большей мере оказался зависим от сплава, из которого изготовлен образец, и от способа обработки.

Изменения в поверхностном слое образцов после МДО свидетельствуют о значительном термическом воздействии микроразрядов на металлическую поверхность. Как следует из результатов исследований поперечных шлифов методами РЭМ и измерения микротвердости, это воздействие затрагивает не только приповерхностную область толщиной 30 мкм, но и более глубоко расположенные слои металла (см. рис. 4 и табл. 1).

Согласно имеющимся модельным представлениям процесса МДО высокая плотность тока в канале разряда приводит не только к нагреву, испарению и термическому разложению компонентов электролита, но и к нагреву, плавлению, испарению и частичной ионизации металла на поверхности анода и материала на стенках разрядного канала (рис. 5, *a*) [5]. В месте анодного пятна образуется ванна расплавленного металла (рис. 5, б).

С прекращением действия микроразряда продукты плазмохимических реакций остывают и конденсируются, заполняя канал пробоя, далее начинаются процессы кристаллизации. Температура начала кристаллизации продуктов плазмохимических реакций (как правило, это оксиды металла основы) выше, чем температура кристаллизации металла. В ванне металличе-



Рис. 5. Схема процесса МДО:

a — пробой диэлектрика и развитие микродугового разряда; δ — образование ванны расплавленного металла и распространение тепла (Q) в глубь металла (Me); e — завершение пробоя, кристаллизация продуктов плазмохимических реакций

Таблица 2



Рис. 6. Поверхность образца из сплава ВТ5 после МДО: *a* – капля застывшего металла; *б* – незакрытая пора (ширина кадра 460 мкм)

ского расплава появляются плавающие твердые фрагменты, состав которых определяется протекавшими реакциями. Остывание металлической ванны продолжается, при этом основная часть тепла отводится в глубь металла в силу более высокой теплопроводности. Изотермические поверхности имеют классическую форму полусфер (рис. 5, *в*). Некоторые искажения этой формы связаны с анизотропией кристаллов металлической структуры. Распространяющаяся термическая волна приводит к снятию напряжений и отпуску металла, что было выявлено по результатам измерения микротвердости.

С началом кристаллизации плавающие в ванне расплава твердые фрагменты продуктов реакций оказываются встроенными в структуру металла. Этот слой наблюдается как переходный между металлом и покрытием (см. рис. 2). Такой механизм объясняет высокую адгезию покрытий, формируемых методом МДО. Данное предположение подтверждает известный факт, что износостойкость и адгезия покрытий, сформированных в растворе жидкого стекла, значительно меньше, поскольку температура плавления оксида кремния около 600 °С и его затвердевание происходит после кристаллизации металла, следовательно, структура переходного слоя не формируется [6].

О существовании в анодном пятне микроразряда ванны расплавленного материала основы свидетельствует наличие сферообразных частиц застывшего металла на поверхности покрытия вблизи незакрытых пор при внезапном прерывании процесса МДО (рис. 6). При схлопывании пароплазменного образования жидкий металл выплеснулся через канал микроразряда и застыл на поверхности покрытия.

В целом характер термического воздействия процесса МДО на материал основы, предложенный в модели, согласуется с результатами проведенных экспериментальных исследований.

Выводы

Покрытия, сформированные методами МДО и ПН, увеличивают механическую прочность цилиндрических образцов малого размера (М 1,6 мм) как к изгибным нагрузкам, так и на кручение.

Процесс МДО влияет на структурные характеристики и механические свойства исследуемых сплавов, при этом воздействию подвергаются не только поверхностные, но и более глубоко расположенные структурные элементы. Характер структурных изменений и изменения механических характеристик зависят от химического состава сплава.

В области анодного пятна в момент действия микродугового разряда металл разогревается и образуется ванна жидкого расплава, при остывании которой часть тепла переходит в глубь основы в силу более высокой теплопроводности. Распространяющаяся термическая волна приводит к снятию напряжений.

Процесс ПН не вызывает заметных структурных изменений в материале напыляемых образцов и не приводит к заметным изменениям показателей прочности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 3.075.896 США. Кл.204-37. Process for coating titanium articles / L.D. McGraw, J.L. Stockdale (USA); Shuron Optical Company (USA). № 769569; Заявлено 27.10.58; Опубл. 29.01.63.

2. Марков Г.А., Терлеева О.П., Шулепко Е.К. Микродуговые и дуговые методы нанесения защитных покрытий // Тр. Моск. ин-та нефти и газа им. И.М. Губкина. М., 1985. С. 54–56.

3. Экзотермическое окисление дна каналов разрядов при микродуговом оксидировании алюминиевых сплавов / А.Г. Ракоч, Ю.В. Магурова, И.В. Бардин, Г.М. Эльхаг, П.М. Жаринов, В.Л. Ковалев // Коррозия: материалы, защита. 2007. № 12. С. 36–39.

4. Разработка оборудования и технологии для нанесения покрытий с биоинертными и биоактивными свойствами на имплантаты для стоматологии / В.А. Клименов, В.М. Шепель, Л.Б. Ботаева и др. // Современные проблемы имплантологии: Тез. докл. 4-й Междунар. конф. Саратовский государственный технический университет, 25–27 мая 1998 г. Саратов: Сарат. гос. техн. ун-т, 1998. С. 104–105.

5. Харитонов Д.Ю., Гуцевич Е.И. О механизме импульсного электролитно-искрового оксидирования Al в концентрированной H_2SO_4 . М.: Препринт / Атоминформ: № 4705/13, 1988. 17 с.

6. **Кузнецов Ю.А., Кулаков К.В., Гончаренко В.В.** Технологические особенности выбора электролита для получения толстослойных керамических покрытий // Матер. XIV-й Междунар. науч.-техн. конф. "Новые материалы и технологии в машиностроении—2011". Брянск: Брянская государственная инженерно-технологическая академия, 2011. http://science-bsea.narod.ru. УДК 539.213.612.17.533

В.А. Шулов¹, В.И. Энгелько², А.Н. Громов³, Д.А. Теряев¹, О.А. Быценко³

(¹ Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет); ² Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д.В. Ефремова, г. Санкт-Петербург; ³ Московское машиностроительное предприятие им. В.В. Чернышева) E-mail: shulovva@mail.ru

Применение сильноточных импульсных электронных пучков для модифицирования поверхности лопаток газотурбинного двигателя с перфорационными отверстиями

Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для ремонта и модифицирования лопаток турбины с перфорационными отверстиями без снижения усталостной прочности.

Ключевые слова: сильноточный импульсный электронный пучок, лопатки из никелевых сплавов, перфорационные отверстия, усталостная прочность.

It is shown that intense pulsed electron beam of microsecond duration is a high effective instrument for modification and repair of turbine blades with perforate holes without the decrease of fatigue strength. **Keywords:** intense pulsed electron beam, nickel blades, perforate holes, fatigue strength.

Введение

Одной из практически важных задач технологического плана является выявление возможного растрескивания поверхности лопаток турбины с покрытием СДП-2 при их ремонте с применением сильноточных импульсных электронных пучков (СИЭП), когда обрабатываются лопатки ТВД с перфорационными отверстиями (рис. 1, 2, а см. стр. 2 обложки). Последние наносятся с целью снижения допустимых температур на лопатках за счет принудительного охлаждения конвективными потоками внутри деталей. Эти лопатки изготавливаются из монокристаллического сплава ЖС32ВИ [1] с последующим нанесением защитного покрытия методом вакуумно-плазменной технологии высоких энергий [1]. Есть опасения, что при модифицировании поверхности серийных лопаток и при удалении пучком поврежденного при эксплуатации покрытия возможно формирование микротрещин в окрестности кромок отверстий из-за наведения остаточных растягивающих напряжений. Однако такого рода исследований пока реализовано не было. В этой связи цель работы – проведение контрольных экспериментов по влиянию облучения СИЭП при разных плотностях энергии в импульсе на процесс трещинообразования в зонах, прилегающих к кромкам отверстий.

Методы проведения исследований

В качестве объектов исследования использовались лопатки турбины двигателя РД-33 и образцы из спла-

ва ЖСЗ2ВИ (основа-Ni; 1,0-Ti; 5,6-Cr; 6,2-Al; 1,4-Mo; 10,0-Co; 1,2-V; 1,4-N; 12,5-W; 0,18-C; <0,1-O, N; <0,02-H; <0,015-B % мас. соответственно, термообработка: отжиг при 1250 °С в вакууме в течение 3 ч, охлаждение со скоростью 50...60 град/мин, стабилизирующий отжиг при 1000 °С в вакууме в течение 2 ч) с 60-микронным покрытием СДП-2 (основа-Ni; 18...22-Cr, 11,0...13,5-Al, 0,3...0,6-Y, % мас. соответственно), нанесенным на установке МАП-1 по методике ВИАМ [2].

Часть лопаток до облучения разрезали на электроэрозионном станке и исследовали методами: электронной Оже-спектроскопии, сканирующей электронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и оптической металлографии как в окрестности кромок перфорационных отверстий, так и на свободных от них участках поверхности. Кроме этого определяли микротвердость (H_{μ}) и параметры шероховатости (*Ra*). Обработка лопаток СИЭП проводилась на ускорителях "Геза-1" и "Геза-ММП" (энергия электронов – 115...125 кэВ; длительность импульса – 30...80 мкс; плотность энергии в пучке – 20...90 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка – 30...80 см²; неоднородность плотности по сечению пучка – 5 %) [3].

Лопатки после облучения разрезали, а из полученных образцов-свидетелей изготавливали поперечные шлифы, по которым определяли влияние пучка на внутренние поверхности отверстий. Были реализованы сравнительные усталостные испытания серийных лопаток, а также лопаток, подвергнутых модифицированию сильноточных импульсных электронных пучков и финишной термообработке в вакууме при 1050 °C в течение 2 ч для снятия остаточных напряжений.

Результаты исследований и их обсуждение

Для проведения контрольного облучения из лопаток вырезали образцы, содержащие как минимум по 5 перфорационных отверстий. Обработку мишеней СИЭП проводили на ускорителе "Геза-1" (энергия электронов – 115...150 кэВ; длительность импульса – 30...40 мкс; плотность энергии в пучке – 20...55 Дж/см²; площадь поперечного сечения пучка – 30...80 см²; неоднородность плотности по сечению пучка – 5 %). Образцы после облучения анализировали методом оптической металлографии с поверхностей как непосредственно мишеней, так и изготовленных поперечных шлифов. Результаты этого исследования частично представлены на рис. 2, *б*, *в* (см. стр. 2 обложки).



Рис. 3. Фрагменты Оже-спектров, зарегистрированных с поверхности серийных лопаток (*a*) и лопаток после электронно-лучевой обработки в окрестности перфорационного отверстия (*b*) (1 кэВ = $1,60219 \cdot 10^{-19}$ Дж)

Из этих данных видно, что процесса растрескивания при обработке с плотностью энергии 55...60 Дж/см², при которой реализуется ремонт лопаток [4], не происходит.

После этого серийные лопатки облучали в уста-"Геза-ММП" при плотности энергии новке 42...45 Дж/см² четырьмя импульсами в режиме вращения мишеней, когда происходит модификация поверхностей спинки и корыта. После этого мишени отжигали в вакууме при 1050 °C в течение 2 ч для снятия остаточных напряжений и разрезали на образцы для проведения исследования физико-химического состояния, зафиксированного в окрестности кромок отверстий и на свободной от них поверхности. Результаты представлены на рис. 3, 4 (см. 2 стр. обложки) и в табл. 1. Из этих данных видно, что химический состав, фазовый состав и основные структурные характеристики на различных участках поверхности практически адекватны.

Результаты усталостных испытаний, выполненных на лопатках при комнатной температуре, представлены в табл. 2.

Из данных следует, что обработка сильноточным электронным пучком, по крайней мере, не снижает усталостную прочность лопаток. Полученные результаты вполне ожидаемы и соответствуют основной концепции усталостного разрушения деталей из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойким покрытием, рассмотренной в работе [6]: очаг разрушения чаще всего располагается в мелкокристаллическом слое в зоне адгезии покрытия к подложке, в объеме детали в окрестности дефектов литья или механических дефектов, сформированных на поверхности лопатки до нанесения покрытия; усталостная трещина может зарождаться непосредственно на поверх-

Таблица 1

Параметр шероховатости, интенсивность экзо-электронной эмиссии, остаточные напряжения и микротвердость, определенные с поверхности лопатки в окрестности отверстий и вдали от них

	Технические характеристики				
Информация о лопатке	<i>Ra</i> , мкм, ±0,05	<i>I_{eee}, имп/с</i>	σ, MΠa, ±50	HV0,2	
Серийная лопатка	2,20	300 ± 60	-170	420490	
Облучение, отжиг, съемка из участ- ков без отверстий	0,85	650 ± 30	-100	480490	
Облучение, отжиг, съемка в окрест- ности отверстий	0,90	620±20	-50	490520	

Таблица 2

№ п/п	Номер лопатки	σ, МПа	<i>f</i> , Гц	2А, мм	Число циклов до разрушения <i>N</i> , 10 ⁷	Остаточные напряжения, результаты испытаний, место разрушения, очаг разрушения
1	3А609Э	220	3804	0,59	2,07	—123 МПа, без разрушения
2	3А2083Э	220	3685	0,49	2,10	—113 МПа, без разрушения
3	2Н1487Э	220	3350	0,63	0,121	—79 МПа, разрушение по входной кромке, по ра- диусу перехода от пера в полку, очаг в окрестности дефекта мехобработки
4	2Л773Э	200	3776	0,50	0,475	—147 МПа, разрушение по полке замка
5	3Б256Э	200	3842	0,48	2,17	—231 МПа, без разрушения
6	3Д292Э	200	3274	0,48	2,08	—127 МПа, без разрушения
7	3Г930Э	200	3311	0,71	5,36	—154 МПа, разрушение по входной кромке, по ра- диусу перехода от пера к полке, очаг в окрестности дефекта мехобработки
8	3А1269Э	180	3502	0,54	2,095	—141 МПа, без разрушения
9	ЗА1788Э	180	3487	0,61	2,109	—96 МПа, без разрушения
10	3А1203Э	180	3473	0,44	2,13	—154 МПа, без разрушения
11	3Б1634Э	180	3360	0,37	2,16	—67 МПа, без разрушения
12	3Б1199Э	180	3517	0,53	2,22	—176 МПа, без разрушения
13	3В323Э	180	3424	0,49	2,07	—165 МПа, без разрушения
14	2М842Э	180	3426	0,53	2,644	—88 МПа, без разрушения

Результаты усталостных испытаний лопаток с перфорационными отверстиями после облучения электронным пучком при 42...45 Дж/см² и после вакуумного отжига при 1050 °C в течение 2 ч

ности покрытия, но ее рост в матричный материал не реализуется достаточно длительный период времени.

Отсюда следует, что увеличение предела выносливости деталей из никелевых сплавов с покрытием СДП-2, обработанных электронным пучком, можно ожидать только за счет барьерных возможностей модифицированного слоя, в котором формируются остаточные сжимающие напряжения. При толщине последнего 20...25 мкм увеличение предела выносливости будет несущественным или ограниченным единицами процентов. Особенно нечувствительность обработки СИЭП к усталостным свойствам проявляется при испытаниях серийных лопаток, деталей сложной формы, при изготовлении которых формируется большое разнообразие дефектов как на внешней, так и на внутренней поверхностях лопаток, в матричных слоях, в окрестности перфорационных отверстий и др. (см. табл. 2).

Выводы

1. Показано, что сильноточный импульсный электронный пучок микросекундной длительности является высокоэффективным инструментом для модифицирования и ремонта лопаток турбины с перфорационными отверстиями. 2. Установлено, что модифицирование и восстановление свойств лопаток турбины с перфорационными отверстиями сильноточный импульсный электронный пучок не снижает усталостной прочности деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: МИСиС, 2001. 632 с.

2. Мубояджан С.А., Будиновский С.А., Помелов Я.А. Обработка поверхности жаропрочных сплавов в плазме вакуумно-дугового разряда // Матер. 6-й Междунар. конф. по модификации материалов пучками частиц и плазменными потоками. Томск: ТПУ, 23–28 сентября 2002 г. С. 561–563.

3. GESA-1 and GESA-2 accelerators of intense pulsed electron beams / V. Engelko, B. Yatsenko, G. Mueller, H. Bluhm // J. Vacuum. 2001. V. 62. P. 211–214.

4. Пат. № 586735139 РФ. Способ ремонта деталей машин с помощью обработки их поверхности концентрированными импульсными потоками энергии / В.А. Шулов, Н.А. Ночовная, Г.Е. Ремнев, И.Г. Полякова, И.Ф. Исаков. Бюл. № 5. 1997. 12 с.

5. Технологические основы модифицирования поверхности деталей из жаропрочных никелевых сплавов с жаростойким NiCrAlY покрытием с применением сильноточных импульсных электронных пучков / А.Г. Пайкин, А.В. Крайников, В.А. Шулов, О.А. Быценко, В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко, А.В. Чикиряка // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 3. С. 56–60.

6. Шулов В.А., Новиков А.С., Энгелько В.И. Сильноточные импульсные электронные пучки для авиационного двигателестроения. М.: Изд-во ДИПАК, 2012. 292 с.



обработка комбинированными Методами

УДК 621.785.539

Л.Г. Петрова, В.А. Александров, А.А. Брежнев *E-mail: petrova_madi@mail.ru*

Новые возможности борирования для получения модифицированных слоев на стальных деталях, работающих в условиях износа и коррозии^{*}

Исследованы процессы борирования углеродистых и низколегированных сталей: лазерное легирование бором, в том числе с последующим радиационным нагревом, и процессы шликерного борирования, в том числе многокомпонентного. Установлены параметры этих видов обработки, позволяющие регулировать фазовый состав борированных слоев и уровень их упрочнения. Показано, что с помощью лазерного борирования с оплавлением можно существенно повысить износостойкость поверхности стальных изделий, а с помощью многокомпонентного шликерного борирования — коррозионную стойкость в различных средах.

Ключевые слова: борирование, лазерное легирование, шликерный метод, углеродистые стали, низколегированные стали.

Processes of boriding of carbon and low-alloyed steels are investigated: laser alloying by boron including processes with subsequent radiation heating, and processes of slip boriding including multi-component alloying. Parameters of these kinds of treatment are determined allowing to control phase composition of borided layers and their level of strengthening. It is shown that by laser boriding it is possible to increase significantly wear resistance of surface of steel parts, and by multicomponent slip boriding – their corrosion resistance in different environments. **Kewords:** boriding, laser alloying, slip method, carbon steels, low-alloyed steels.

Введение

На настоящем этапе развития техники все более актуальной становится задача развития эффективных методов упрочнения металлов и сплавов для обеспечения качественно новых высоких и сверхвысоких свойств. Среди упрочняющих технологий особую роль играют технологические процессы поверхностного упрочнения с использованием различных физико-химических способов воздействия на поверхность материала. Обеспечение заданных эксплуатационных свойств изделий различного назначения в большой степени определяется составом и строением их поверхностного слоя, поскольку в подавляющем большинстве случаев именно поверхность испытывает повышенные нагрузки: подвергается износу, контактным воздействиям, в наибольшей степени разрушается вследствие коррозии. Защита деталей от коррозии является остро акту-

*Работа выполнена в рамках реализации проекта № 14.В37.21.1096 по Федеральной целевой программе "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг.

альной проблемой, так как в современном мире воздействие агрессивных сред существенно возросло.

Известно много способов защиты металлических деталей от коррозии: нанесение гальванических покрытий (хромирование, оксидирование, анодирование), лакокрасочных покрытий, а также создание на поверхности коррозионно-стойких слоев методами химико-термической обработки (диффузионное хромирование, азотирование, силицирование, борирование и др.). Преимущество методов *химико-термической обработки* (ХТО) заключается в возможности создания протяженных диффузионных слоев с оптимальным сочетанием износостойкости и коррозионной стойкости, которые не отслаиваются при ударных, вибрационных и других механических нагрузках и позволяют сохранить микрогеометрию изделия.

Одним из наиболее эффективных способов XTO для получения износостойких и коррозионно-стойких слоев на металлах является диффузионное борирование — насыщение поверхностного слоя металлов бором при нагревании в боросодержащей среде [1, 2]. Существуют различные способы насыщения металлов бором: борирование проводят в порошковых смесях, в расплавах солей и окислов, в газовых средах и из паст.

Жидкостное борирование можно проводить в ваннах с расплавленными хлористыми солями (NaCl, BaCl), в которые добавляют 20 % ферробора или 10 % карбида бора (B₄C). Но чаще борирование выполняют путем электролиза расплавленной буры Na₂B₅O₇, при этом деталь является катодом. Температура насыщения 930...950 °C при выдержке 2...6 ч. Формирование слоя боридов железа из солевого расплава в сочетании с последующей лазерной обработкой в режиме импульсного излучения позволяет повысить микротвердость поверхностного слоя и обеспечить необходимую адгезионную прочность покрытия [3].

При газовом борировании насыщение ведут при 850...900 °C в среде диборана (C_2H_6) или треххлористого бора (BCl₃) в смеси с водородом.

Простым и эффективным способом является шликерный метод, который заключается в насыщении поверхности из суспензий (паст), состоящих из жидкой и твердой фаз. Твердая фаза содержит порошок легирующего элемента или химических соединений, в качестве жидкой фазы используется органическое связующее вещество. Данный метод позволяет осуществлять многокомпонентное борирование в сочетании с другими элементами [4].

Анализ опубликованной литературы показывает, что основными направлениями совершенствования процесса борирования являются:

• использование высококонцентрированных источников энергии, например лазера или электронного пучка [5];

• исследование возможностей многокомпонентного насыщения бором в сочетании с другими элементами: бороалитирование, боросилицирование, бороникелерование и т.п. [6], многокомпонентное борирование позволяет получить принципиально новые свойства и во многих случаях снизить хрупкость боридного слоя;

• комбинированные процессы борирования с другими видами XTO, например с азотированием;

• изыскание способов интенсификации процесса насыщения, например, путем борирования в псевдоожиженном слое [6], использования циклических тепловых воздействий [7].

Лазерный нагрев существенно ускоряет диффузионные процессы, поскольку производится, как правило, в режиме локального оплавления. Однако формирование легированных зон на поверхности происходит дискретно, как при импульсном, так и при непрерывном режимах обработки [8, 9]. Показано [10], что для некоторых изделий из низко- и среднеуглеродистых сталей структура поверхности с дискретно упрочненными зонами лазерного легирования при их оптимальном распределении обеспечивает повышение износостойкости по принципу Шарпи. Предприняты попытки получения более однородных легированных слоев путем последующего диффузионного отжига лазерно-легированных изделий [11]. При этом снижается суммарная длительность процесса для достижения заданной концентрации элемента в поверхностном слое.

Методы проведения исследований

В работе исследовали процессы борирования сталей в условиях лазерного нагрева, шликерным методом и комбинированные процессы многокомпонентного насыщения, в том числе процессы шликерного борирования в сочетании с азотированием.

Исследования проводили на сталях 20, 40, 40X и У8, в качестве модельного материала исследовали армко-железо.

Лазерное легирование опытных образцов проводили на импульсном лазере "Квант 15" с энергией импульса до 20 Дж в защитной атмосфере аргона. Легирование осуществляли из суспензии, состоящей из порошка легирующего элемента (аморфного бора), чистого углерода и связующего вещества. Количество суспензии, наносимой на поверхность образцов, контролировали весовым методом.

Основными параметрами поверхностного легирования с использованием лазерного нагрева являются энергия импульса лазерного излучения, степень его расфокусированности и количество наносимой насыщающей обмазки. Эти параметры определяют строение и геометрию зон упрочнения, а также их свойства [9].

При борировании шликерным методом используется боросодержащий порошок твердой фазы шликера: при однофазном борировании – порошок буры и оксида бора 60 % $Na_2B_4O_7 + 40$ % B_4O_4 , при боросилицировании – смесь 60 % $Na_2B_4O_7 + 40$ % SiC, при бороалитировании – смесь 98 % [70 % $Al_2O_3 + 30$ % (40 % $B_2O_3 + 60$ %Al)] + 2 % NaF. Исследовали также многокомпонентное насыщение сталей бором и углеродом из обмазок карбида бора (96 % мас.) с добавлением активаторов Na_2CO_3 и CaCO₃ (по 2 % каждого). Борирование проводили при температуре 1000 °C и времени насыщения 6 ч.

Микроструктуру модифицированных слоев исследовали на металлографическом микроскопе "Axiovert 25 CA" при увеличении до ×1000. Фазовый состав диагностировался по дифракционным картинам, полученным двумя методами: рентгеновского дифракционного анализа и дифракционной электронной микроскопии. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке "ДРОН-3". Характер распределения легирующих элементов и фазовый состав исследовали на электронном сканирующем микроскопе "Tescan VEGA 2".

Измерения микротвердости упрочненных слоев проводили по стандартной методике на микротвердомере ПМТ-3. Износостойкость поверхности исследовали на машине "Шкода-Савин"; врезание вращающегося твердосплавного диска производилось под действием нагрузки 147 Н.

Коррозионную стойкость оценивали по уменьшению массы с единицы поверхности после испытаний образов в открытых сосудах с агрессивной средой по стандартной методике. В качестве эталонов для сравнения использовали образцы из соответствующих материалов без покрытия.

Результаты исследований и их обсуждение

Строение и фазовый состав модифицированных слоев. При борировании железа фазовый состав модифицированного слоя формируется в соответствии с диаграммой Fe–B [1]. В слое присутствуют ромбический борид FeB и тетрагональный борид Fe₂B, образующие характерные столбчатые кристаллы. Под слоем боридов располагается переходный слой из α -раствора бора в железе.

Известно, что при борировании сталей углерод полностью вытесняется из зоны боридов в переход-



Специфика строения борированного слоя при лазерном легировании с оплавлением состоит в дискретном повышении концентрации бора только в зонах лазерного упрочнения. Кроме того, повышение скорости нагрева и охлаждения изменяют температурно-временные условия протекающих фазовых превращений [8].

В армко-железе при лазерном борировании при увеличении концентрации бора принципиально возможно образование структур нескольких типов (табл. 1), различающихся, соответственно, фазовым составом и твердостью как показателем упрочнения.

Концентрация бора в зоне легирования и, следовательно, фазовый состав борированного слоя при лазерном легировании зависят от величины энергии импульса и количества обмазки (рис. 2, *a*). При при-

Таблица 1



№ п/п	Фазовый состав	Тип структуры	Твердость, <i>Н</i> , МПа
Ι	$Fe_{\alpha}(B)$	Крупные равноосные зерна	3700
II	$Fe_{\alpha}(B) + Fe_{3}B$	Мелкие равноосные зерна	4300
ш	Эвтектика [Fe _a (B)+Fe ₃ B]	Дендритная	16 00016 800
IV	Однофазная Fe ₂ B	Столбчатая	14 500
v	Двухфазная Fe ₂ B+FeB	Дендритная	16 80018 900
VI	Однофазная FeB	Столбчатая	18 90020 100







Рис. 2. Влияние количества обмазки аморфного бора, энергии импульса лазерного излучения (*a*) и расстояния от фокуса линзы до поверхности металла $\Delta F(\delta)$ на структуру зон наплавления армко-железа:

 $a - \Delta F = 0$; $\delta - E = 15$ Дж; I – Fe_aB; II – Fe_a + Fe₃B-модифицированная; III – Fe_a + Fe₃B-дендритная; IV – Fe₂B; V – Fe₂B+FeB; VI – FeB; VII – без упрочнения (поглощение энергии обмазкой)

нятых параметрах обработки (E < 20 Дж, количество обмазки более 10 мг/см²) в исследуемой стали 40Х наблюдали только структуры с III по VI. Рентгеноструктурные исследования показали, что образующиеся в результате лазерного легирования бором армко-железа и стали эвтектические структуры дендритного строения (III тип) представляют собой феррит или мартенсит с включениями ромбического борида Fe₃B (a = 0,5322 нм; e = 0,6569 нм; c = 0,4496 нм). Количество борида изменяется в зависимости от режимов обработки. Параметры решеток боридов Fe₂B + FeB в двухфазной зоне (V тип) и соотношение количества боридов также зависят от режимов обработки.

При малом количестве обмазки содержание бора в зонах плавления и, соответственно, их фазовый состав можно регулировать путем изменения положения фокальной плоскости выходной линзы лазера относительно поверхности образца ΔF (см. рис. 2, δ). При расположении фокуса линзы над обрабатываемой поверхностью ($+\Delta F$) концентрация бора ниже, чем при его помещении в глубине металла ($-\Delta F$).

Для достижения более равномерного распределения бора в поверхностном слое может быть применен отжиг лазерно-легированного образца (дополнительное радиационное борирование). При этом сохраняется боридная зона со структурами столбчатых боридов Fe₂B и дендритами Fe₂B+FeB толщиной 150 мкм, образуется переходная зона толщиной 50 мкм и происходит отпуск мартенсита (см. рис. 1, δ). Это является предпосылками устранения возможной хрупкости слоя. Исследования процессов борирования с использованием лазерного нагрева позволили установить, что путем варьирования вариантов, режимов обработки и толщины обмазки можно получать легированные слои с различным фазовым составом и структурой, а следовательно, и с различными свойствами. Для повышения износостойкости целесообразно проводить обработку без перекрытия, что создает морфологию поверхности, удовлетворяющую принципу Шарпи. Для достижения коррозионной стойкости поверхностного слоя необходимо проводить обработку с перекрытием, что связано с дополнительными временными и энергетическими затратами и не всегда экономически оправдано.

Для получения коррозионно-стойких покрытий эффективным является проведение борирования шликерным методом, поскольку в результате такой обработки получается равномерный слой по всей поверхности.

Борирование стали 40 шликерным методом из обмазки с карбидом бора B_4C позволило получить упрочненные слои толщиной приблизительно 150 мкм, состоящие из смеси боридов FeB и Fe₂B практически без переходной зоны (рис. 3, *a*). При внесении в состав шликера дополнительного нейтрального компонента в виде порошка Al_2O_3 в количестве 30 % мас. на поверхности образуется механическая смесь из феррита и боридов железа в виде дисперсных включений (рис. 3, *б*). Использование в шликере аморфного бора вместо карбида бора приводит к образованию тонкого слоя боридов на поверхности образца, под кото-



Рис. 3. Микроструктуры и микротвердость борированных слоев в стали 40 после шликерного борирования (1000 °C, 6 ч) с различным составом обмазок:

 $a - B_4C + Na_2CO_3 + CaCO_3$; $\delta - B_4C + Al_2O_3 + Na_2CO_3 + CaCO_3$; $e - B + Na_2CO_3 + CaCO_3$

рым видны укрупненные зерна приповерхностного слоя (рис. 3, *в*).

Исследование фазового состава борированного слоя методом микродифракции ПЭМ (рис. 4, δ) показало, что в твердом растворе присутствуют бориды и карбобориды железа, а в переходной зоне — только карбобориды (табл. 2).

В боридном слое дисперсные частицы (~10 нм) боридов и карбоборидов расположены на дислокациях в α -фазе (рис. 4, *a*-1). По мере удаления от поверхности в глубь металла обнаруживаются также частицы округлой формы, не связанные с дислокациями, размером ~60 нм. На глубине более 150 мкм в металле присутствуют только крупные частицы карбоборидов размером от 150 нм (рис. 4, *a*-2). Возрастает плотность частиц, они располагаются произвольным образом: в виде цепочек, между частицами цементита в перлитных колониях, на границах зерен. По мере



Рис. 4. Тонкая структура борированного слоя (1) и переходной зоны (2):

a — электронно-микроскопическое изображение
 $\times 3000;$ δ — микродифракционная картина

удаления от поверхности концентрация атомов бора уменьшается, а плотность дефектов кристаллической решетки возрастает, что свидетельствует о неравновесности структуры переходного слоя.

Свойства модифицированных слоев. Известно, что борированные слои обладают высокой твердостью: 1800...2000 HV, износостойкостью (главным образом, абразивной), коррозионной стойкостью, окалиностойкостью (до 800 °C) и теплостойкостью [1].

Высокая твердость борированных слоев обусловлена твердостью самих боридов (см. табл. 1), а также дисперсионным упрочнением в модифицированных структурах и образованием мартенсита. Твердость борированного слоя существенно зависит от его фазового состава. Таким образом, поверхностное легирование бором с помощью лазерного нагрева позволяет изменять микротвердость зон плавления в широком диапазоне вследствие образования различных типов структур.

Как было показано, основными параметрами лазерного легирования, определяющими фазовый состав слоя и, следовательно, его твердость, являются количество наносимой обмазки аморфного бора, энергия импульса излучения и степень его расфоку-

Таблица	2
---------	---

Фазовый состав борированного слоя стали 40

Глубина, мкм	Характер слоя	Фазы в порядке убывания
0200	Боридный слой	$FeB + Fe_2B + Fe_3(C, B) + + Fe_{23}(C, B)_6 + Fe_{\alpha}$
200350	Переходная зона	$Fe_{\alpha} + Fe_{3}(C, B) + Fe_{23}(C, B)_{6}$

сированности. Как видно на рис. 2, *a*, увеличение количества обмазки и уменьшение энергии импульса способствуют образованию чисто боридных структур, обладающих высокой микротвердостью. Расфокусировка излучения лазера также способствует образованию боридов с микротвердостью, доходящей до 20100 МПа. Однако подобные слои обладают довольно высокой хрупкостью.

При лазерном модифицировании может происходить падение твердости материала при обработке с перекрытием, возникающее в результате отпуска закаленного металла последующими импульсами лазера. Эксперименты показали, что при лазерном легировании бором стали 40Х микротвердость в местах перекрытия зон упрочнения, имеющих структуру Fe_{α} + $Fe_{3}B$, падала до 7200...12 000 МПа, тогда как падения твердости в местах перекрытия зон лазерного упрочнения, состоящих из боридов $Fe_{2}B$ и FeB, не наблюдалось.

При нагреве бориды устойчивы: FeB до 800 °C, Fe₂B до 1000 °C. Поэтому высокая микротвердость боридного слоя, не уступающая микротвердости закаленной среднеуглеродистой стали, сохраняется до 700 °C, что позволяет применять борирование для повышения износостойкости изделий, работающих при высоких температурах [1].

Теплостойкость зон упрочнения, полученных лазерным легированием бором, зависит от их строения. В процессе нагрева легированных образцов стали 40Х в интервале 100...600 °C в зонах упрочнения, имеющих структуру мартенсита и борида FeB, происходит уменьшение микротвердости в результате отпуска мартенсита. Падения микротвердости структур на основе боридов Fe₂B и FeB в результате нагрева до 600 °C не наблюдалось. Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что борид Fe₃B при нагреве до 600 °C также остается стабильным.

Данные закономерности позволили усовершенствовать технологический процесс лазерного борирования путем последующего отжига борированной стали. Особенностью лазерного легирования является дискретный характер зон упрочнения на поверхности изделия. Для увеличения площади упрочненной поверхности производится отжиг (радиационное борирование) при температуре 640 °C в течение 3 ч. Микротвердость боридного слоя несколько снижается до уровня 14 000 МПа, образуется переходная зона с твердостью 8000 МПа. Это позволяет избежать хрупкости борированного слоя.

При шликерном борировании стали 40 из обмазки карбида бора с образованием на поверхности сплошного слоя боридов достигаются значения твердости до

14 000 МПа с резким перепадом на глубине 200 мкм (см. рис. 4, *a*), что является предпосылкой хрупкости слоя и возможного выкрашивания борированного слоя в процессе эксплуатации. При образовании механической смеси легированного феррита и дисперсных включений боридов железа твердость слоя составляет до 6000 МПа, распределение характеризуется более плавным падением твердости (рис. 4, δ).

Известно, что боридные слои, особенно двухфазные, обладают высокой износостойкостью. Износостойкость двухфазных боридных слоев в условиях абразивного изнашивания находится на уровне износостойкости хромированных сталей. По сравнению с состоянием после закалки и низкого отпуска двухфазное борирование повышает абразивную износостойкость стали 45 в 3,5–6 раз, а однофазное — в 2–3 раза [1].

Лазерное борирование также позволяет повысить стойкость поверхности стали 40Х к истиранию в различных условиях. Наилучшая износостойкость наблюдается при образовании двухфазной структуры Fe₂B+FeB. Показатели износостойкости зависят от площади упрочненной поверхности. Так, наилучшей стойкостью к задиру обладают образцы с 60 % относительной упрочненной площадью. При испытании неупрочненного образца заедание происходило при давлении в сопряжении 5,5 МПа, тогда как в результате лазерного легирования бором эта величина возросла до 10,5 МПа. При этом трещин и скалывания упрочненных зон не наблюдалось. Дальнейшее увеличение относительной упрочненной площади приводит к снижению несущей способности поверхности.

Лазерное легирование бором позволяет уменьшить скорость изнашивания в процессе стабилизированного трения. Так, при 75 %-м упрочнении поверхности, при давлении в сопряжении 2,79 МПа и скорости скольжения 1,35 м/с скорость установившегося изнашивания составляла 0,93·10⁻⁴ мкм/м, что в 1,6 раза ниже по сравнению со скоростью изнашивания неупрочненного образца (1,5·10⁻⁴ мкм/м).

Многокомпонентное борирование из обмазок позволяет получить слои с принципиально новыми свойствами. Так, боросилицированные слои на стали, полученные шликерным методом, обладают наивысшей стойкостью в условиях гидроабразивного износа по сравнению с многими другими одно- и многокомпонентными покрытиями.

Известно, что борированные стали обладают высокой коррозионной стойкостью в водных растворах кислот, причем однофазные боридные слои имеют большую кислотостойкость, чем двухфазные [1]. С точки зрения повышения коррозионной стойкости является предпочтительным получение на поверхности сплошного слоя боридов толщиной более 100 мкм. Однако сплошной боридный слой наряду с высокой твердостью обладает хрупкостью. Проблема снижения хрупкости борированного слоя может быть решена при сочетании борирования с легированием другими элементами, такими, как хром, титан, никель, азот и др.

Испытания на коррозию в различных средах показали, что комбинированная обработка, состоящая из борирования с последующим азотированием, повышает коррозионную стойкость низко-, средне- и высокоуглеродистых сталей и чугунов в растворах серной, фосфорной, соляной и уксусной кислот. Так, в 40%-м растворе H_3PO_4 в результате бороазотирования коррозионная стойкость серого чугуна СЧ30 повышается в 35–60 раз в зависимости от параметров процесса. Скорость коррозии бороазотированных сталей в 30%-м растворе H_2SO_4 в десятки раз меньше, чем скорость их коррозии без покрытия. После 100 ч испытаний внешний вид бороазотированных изделий существенно не изменился, незначительно уменьши-



Рис. 5. Коррозионная стойкость борированного слоя в 50%-й уксусной кислоте (*a*) и бороалитированного слоя в 3%-м растворе NaCl (*б*) по сравнению с коррозионной стойкостью различных материалов без покрытия



Рис. 6. Микроструктура В-С-N-покрытия, ×300

лась и их масса. Металлографическим анализом установлено, что при выбранном времени испытаний происходит равномерное стравливание покрытия, а его сплошность не нарушается.

Убыль массы борированных образцов из сталей и технического железа в среде 50%-й уксусной кислоты в 2,2–4,1 раза меньше, чем у материала без покрытия (рис. 5, *a*). Значительное повышение (в 5 раз) коррозионной стойкости технического железа в среде 3 % NaCl достигается при совместном легировании бором и алюминием. Эффективность бороалитирования для повышения коррозионной стойкости сталей снижается при увеличении содержания в них углерода (рис. 5, δ).

В ряде случаев от изделий, работающих в солевых средах и жесткой воде, требуется стойкость к образованию солевых отложений. Для снижения скорости образования отложений необходимо уменьшить количество свободных электронов либо отрицательных ионов на поверхности металла, которые способствуют протеканию ионообменных реакций на границе раздела металлического изделия с электролитом. При выборе насыщающих компонентов для формирования коррозионно-стойкого модифицированного слоя подбирается состав с наименьшей работой выхода электрона. Такими свойствами обладают тройные системы характерных неметаллов с азотом, образующие неметаллические соединения с ковалентной связью, в частности система B–C–N.

При азотировании боридных слоев в активизирующих обмазках можно добиться формирования тройного соединения бора, углерода и азота, так называемый технический карбонитрид бора. Его структура состоит из тонких зерен карбида и нитрида, разделенных пленками карбонитрида, что придает этому материалу свойства, отличные от свойств карбида и нитрида бора (рис. 6). Соединение обладает невысокой работой выхода электрона 1...3 эВ, в отличие от стехиометрического карбонитрида бора (12,5 эВ), что является предпосылкой повышения стойкости металлической поверхности к образованию солевых отложений.

Выводы

1. Лазерное легирование бором увеличивает многообразие возможных структур борированного слоя по сравнению с традиционными способами борирования. Фазовым составом слоя можно управлять путем регулирования трех основных параметров обработки: значением энергии импульса лазерного излучения, количеством наносимой боросодержащей обмазки и степенью расфокусированности лазерного луча.

2. Лазерное борирование приводит к существенному упрочнению модифицированного слоя, при этом твердость зон легирования определяется, главным образом, твердостью самих боридов. При лазерной обработке поверхности без перекрытия зон легирования наблюдается повышение износостойкости углеродистой и низколегированной сталей в соответствии с принципом Шарпи.

3. Хрупкость высокопрочных зон лазерного легирования можно уменьшить путем нагрева борированных сталей (радиационное борирование), который выравнивает и увеличивает площадь упрочненной поверхности.

4. Шликерное борирование из обмазок позволяет регулировать фазовый состав боридного слоя и переходной зоны, микротвердость и ее распределение путем варьирования составом насыщающей смеси.

5. При комбинированной обработке, включающей шликерное борирование и азотирование, а также при многокомпонентном легировании из обмазок формируются модифицированные слои, обладающие коррозионной стойкостью в ряде кислот, а также стойкостью к образованию солевых отложений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

2. Ворошнин Л.Г. Борирование промышленных сталей и чугунов: справочное пособие. Минск: Беларусь, 1981. 205 с.

3. Пат. 2251594 РФ. Способ поверхностного упрочнения изделий из стали / А.Ш. Чавчанидзе и др., опубл. 10.05.05.

4. Петрова Л.Г., Александров В.А., Жаров Г.М. Поверхностное упрочнение сталей методами химико-термической обработки в многокомпонентных средах // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 6. С. 18–22.

5. Пат. 2210617 РФ. Способ комбинированного борирования углеродистой стали / И.Г. Сизов и др., заявл. 29.11.2001.

6. Баландин Ю.А. Диффузионное борирование, никелирование и бороникелирование инструментальных сталей в псевдоожиженном слое // Известия Челябинского научного центра УрО РАН. 2002. № 4. С. 201–210.

7. **Гурьев А.М. и др.** Фазовый состав и механизм образования диффузионного слоя при борировании сталей в условиях циклического теплового воздействия // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 1. С. 20–27.

8. Рыкалин Н.Н. и др. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

9. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

10. **Чудина О.В., Брежнев А.А.** Поверхностное легирование углеродистых сталей при лазерном нагреве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 4. С. 10–16.

11. **Чудина О.В., Александров В.А., Брежнев А.А.** Разработка двухстадийной технологии металлизации конструкционных сталей с использованием лазерного и печного нагрева // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 6. С. 32–36.



УДК 621.787

Е.С. Сергеев, С.А. Гаврилов, М.А. Зинин (ОАО "НПП "Респиратор"), А.В. Щедрин (Технологический институт МГМУ (МАМИ)), А.О. Поляков, А.Ю. Козлов (ООО "Тонар") E-mail: sergeev@respiro-oz.ru

Инновационные методы комбинированной обработки

Приведены результаты технологической реализации системно синтезированных кардинальных направлений самоорганизации контактных процессов на примере инновационных методов комбинированной обработки путем выполнения регулярной микрогеометрии поверхности инструмента за счет новых способов применения металлоплакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского".

Ключевые слова: регулярный микрорельеф, металлоплакирующая смазка, инновационные методы обработки, усилие обработки, качество обработки.

The results of the technological implementation systematic-synthesized cardinal directions contact processes of self-organization. As an example of the use of innovative methods of combined treatment tool with regular microgeometry of surface, as well as through new applications metal-cladding lubricants realize the fundamental physical "Garkunov–Kragelskiy" zero wear effect.

Keywords: regular microgeometry, metal-cladding lubricant, innovative processing methods, force processing, quality processing.

Как свидетельствует современная научная и промышленная статистика, традиционной актуальной проблемой существующих и инновационных методов обработки резанием, деформированием, включая комбинированные технологии, является управление контактными процессами, важнейший из которых трение. Вместе с тем, как показывает трибологический анализ технологических объектов [1], системный синтез направлений реорганизации, а по возможности, и самоорганизация контактного трения должны осуществляться на основе новых физических принципов. Наиболее перспективными принципами такого глобального уровня являются регуляризация микрогеометрии поверхности обрабатывающих инструментов и инновационные технологии применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова-Крагельского" [1–3]. При этом, согласно научным основам систем "искусственного технологического интеллекта" [1], различные способы применения технологических смазок можно детерминировать как воздействия на обрабатываемый материал с нанесением (внесением) соответствующего материала на поверхностный слой заготовки детали. Таким образом, любой способ воздействия резанием или деформированием в присутствии технологической смазки будет являться комбинированным.

Как показали многочисленные производственные и лабораторные исследования [4–9], даже традиционные технологические смазки в условиях регулярной микрогеометрии воздействующей поверхности деформирующего инструмента полностью исключают адгезию обрабатываемого материала, а также существенно минимизируют трение и износ. Кроме того, выступы регулярной микрогеометрии являются элементами, оказывающими дополнительное многоцикловое деформирующее или режущее воздействие на поверхностный слой заготовки на микроуровне [1]. Это, в частности, позволяет тонко управлять процессами упрочнения и разупрочнения поверхностного слоя под последующее макро- или микрорезание с минимальными энергозатратами [9, 10].

Таким образом, путем регуляризации микрогеометрии поверхности могут быть кардинально улучшены эффективные методы комбинированной деформирующе-режущей обработки с опережающим пластическим деформированием [11—14]. При этом по аналогии следует регуляризовать микрогеометрию поверхности макрорежущих элементов такого комбинированного инструмента (пат. № 2261781 РФ). Это увеличит их стойкость до равностойкости с деформирующими элементами.

При использовании деформирующих элементов комбинированного инструмента, работающих в режимах трения качения [4] и скольжения [1], имеет место перенос (копирование) регулярной микрогеометрии на поверхность обрабатываемой заготовки, что улучшает ее физические характеристики. При обработке с принудительным или самовозбуждаемым истечением технологических смазок по канавкам регулярного микрорельефа поверхности инструмента реализуется более благоприятный режим трения [15, 16].

При этом существенно уменьшается крайне негативная адгезионная составляющая усилия обработки [15], интенсивно снижающая ее качество, производительность и стойкость инструмента. Данный метод особенно эффективен при обработке заготовок из вязких материалов.

При применении современных металлоплакирующих смазок [3], реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова–Крагельского" [2], обеспечивается снижение усилия обработки в среднем на 25...30 % и максимум до 59 %, а также повышается в два раза ее качество [17, 18].

Это объясняется образованием на рабочей поверхности инструментов "сервовитной" пленки меди, обладающей феноменальными физическими свойствами, включая параллельную интенсификацию "эффекта Ребиндера".

Другим феноменом, установленным в исследованиях [17, 18], является увеличение эффекта по снижению энергосиловых затрат по мере возрастания степени деформации обрабатываемых заготовок. С практической точки зрения, образование "сервовитной" медной пленки полностью исключает прямой контакт заготовки, а также стружки с инструментом.

Дальнейшее системное совершенствование указанных технологий будет включать самовозбуждаемое или принудительное истечение металлоплакирующих смазок [3] по канавкам регулярной микрогеометрии поверхности инструмента (пат. № 2063861 РФ).

Окончательно воздействующая поверхность оптимального режущего, деформирующего или комбинированного инструмента будет иметь последовательно выполненный регулярный микрорельеф и пленочное износостойкое покрытие. Причем толщина покрытия меньше глубины канавок регулярного микрорельефа, а выступы регулярной микрогеометрии исключают концентрацию напряжений в слое покрытия.

Таким образом, выполненный обзор достижений и прогноз развития существенно расширяют информационную базу "систем искусственного технологического интеллекта", применяемых при целенаправленном синтезе конкурентоспособных технологических объектов на примере высокоэффективных методов обработки под конкретные производственные условия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Щедрин А.В., Ульянов В. В., Чихачева Н.Ю. и др. Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15–20. 2. Гаркунов Д.Н., Крагельский И.В. Эффект избирательного переноса при трении (эффект безызносности). Диплом № 41 // Открытия в СССР 1957–1967 гг. М.: ЦНИИПИ, 1969. С. 52–53.

3. Пат. 2277579 РФ: МПК7 С10М141/06. Металлосодержащая маслорастворимая композиция для смазочных материалов.

4. Щедрин А.В., Скоромнов В.М., Егорова З.И. и др. Повышение эффективности методов комбинированного волочения за счет регуляризации микрогеометрии рабочей поверхности инструмента // Вестник машиностроения. 2006. № 11. С. 58–60.

5. Щедрин А.В., Таненгольц А.Б. Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошивания отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20–23.

6. Щедрин А.В. Приспособление для редуцирования нежестких валов // СТИН. 1988. № 6. С. 34–35.

7. Щедрин А.В., Агапов В.А., Морозова Н.В. Прошивание прецизионных отверстий в неравножестких заготовках // СТИН. 1996. № 10. С. 28–30.

8. Щедрин А.В., Ульянов В.В., Скоромнов В.М. и др. Влияние свойств технологической смазки на характеристики метода комбинированного волочения инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности // Производство проката. 2007. № 4. С. 33–36.

9. Щедрин В.А., Ульянов В.В. Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14–19.

10. Щедрин А.В., Ульянов В.В. Исследование закономерностей режущего прошивания отверстий по предварительно деформированному слою // Технология машиностроения. 2010. № 8. С. 21–24.

11. Щедрин А.В. Исследование обрабатываемости вязких сталей комбинированным прошиванием // СТИН. 1998. № 12. С. 27–30.

12. **Ярославцев В.М.** Резание с опережающим пластическим деформированием: учебное пособие по курсу "Перспективные технологии реновации". М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. 46 с.

13. Щедрин А.В., Сумеле Г.К. Влияние свойств обрабатываемого материала на характеристики комбинированного волочения длинномерных профилей // Вестник машиностроения. 2010. № 11. С. 74–76.

14. Щедрин А.В., Скоромнов В.М., Ульянов В.В. и др. Совершенствование комбинированных методов редуцирования и прошивания // Металлург. 2005. № 10. С. 66–69.

15. Щедрин А.В., Скоромнов В.М., Чихачева Н.Ю. Совершенствование технологий применения смазывающе-охлаждающих технологических сред в комбинированных методах обработки проката // Машиностроитель. 2007. № 6. С. 35–37.

16. Щедрин А.В., Ульянов В.В. Комплексное исследование эффективности комбинированной прошивки отверстий с противодавлением технологической смазки // Технология машиностроения. 2009. № 9. С. 17–20.

17. Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Ерохин В.В. и др. Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применений металлоплакирующих смазок // Упрочняющие технологиии и покрытия. 2011. № 8. С. 21–25.

18. Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А. Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76–79.



ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

УДК 534.222.2+621.793

В.Ю. Ульяницкий (Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН), г. Новосибирск e-mail: ulianv@mail.ru

CCDS2000 — оборудование нового поколения для детонационного напыления

Представлен опыт разработки безопасного и высоконадежного оборудования для детонационного напыления. Описаны основные конструкционные решения и технологические возможности оборудования нового поколения для детонационного напыления CCDS2000. Приведены примеры новых технологических решений задач защиты и упрочнения деталей оборудования различного назначения.

Ключевые слова: газовая детонация, детонационное напыление, компьютеризированный детонационный комплекс CCDS2000, детонационные покрытия.

The experience of the development of the high reliable and safe detonation spraying equipment is presented. Design decisions and technological opportunities of the new generation equipment CCDS2000 are described. Samples of the new technological decision for problems of parts protection and wereresistant improvement for different industrial equipment. **Keywords:** gaseous detonation, detonation spraying, detonation installation CCDS2000 (Computer Controlled Detonation Spraying), detonation coating.

Детонационное напыление было впервые реализовано американской фирмой "Union Carbide" в середине прошлого века [1], дочернее предприятие которой "Praxair" до сих пор монопольно владеет этой технологией на Западе. К середине 1980 гг. в СССР существовало около десятка различных конструкций отечественных установок детонационного напыления: "Прометей", "Корунд" и т.д. Описание многих конструктивных решений тех лет изложены в работе [2].

На основе анализа накопленного опыта в 1985—1987 гг. в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева (в настоящее время — ИГиЛ СО РАН) была разработана автоматизированная установка детонационного напыления "Обь" на герметичных электромагнитных клапанах, оригинальные решения которой были защищены отечественными и зарубежными патентами [3—7]. В ее конструкции впервые были реализованы такие принципы, как:

• стабилизация расходных характеристик системы газопитания;

• локализованная и строго дозированная подача порошка;

• электронное программирование работы детонационной пушки;

• блокирование работы по всем параметрам, нарушающим режим напыления;

• блокировки по отказам всех периферийных систем (вентиляции, шумозащиты, охлаждения и др.).

В целом по техническому уровню (стабильности процесса, надежности и технологическим возможностям) установка превосходила всех своих предшественников [8].

Однако с опытом эксплуатации обнаружились особенности конструкции, которые уже нельзя было модернизировать без ее радикальной переработки, да и технический прогресс не стоял на месте — глобализация открыла доступ к намного более совершенным комплектующим по пневматике, пригодным для совершенствования системы газопитания, а новые электронные компоненты открыли путь к радикальной трансформации системы управления.

Оборудование нового поколения

В 2004 г. лаборатория детонационных течений (ЛДТ) ИГиЛ СО РАН приступила к разработке оборудования детонационного напыления нового поколения. Принципиальные схемы созданной установки ССDS2000 и установки "Обь" приведены на рис. 1.

В установке "Обь" газораспределитель с герметичными расходными клапанами (с резиновыми седла-

ми), напрямую сообщающимися со смесителем, имеет надежную трехступенчатую защиту от воздействия термо- и динамического удара продуктов детонации непосредственно во время выстрела: двухседельный ствольный клапан (с металлическими седлами) запирает ствол и производит "сброс" даже заметного "проскока" через открытый демпфер и дублирующий закрытый клапан смесителя, блокирует возможность проникновения продуктов детонации к газовым клапанам. Однако эта многоступенчатая защита, в принципе, не дееспособна во время напуска смеси, когда открыт ствол, закрыт демпфер и открыт смеситель. В это время сам ствольный клапан (с текстолитовыми направляющими) заполнен высокоактивной (особенно в случае ацетилена) детонирующей смесью и при случайном поджиге интенсивному "обратному удару" подвергается весь газовый тракт, вплоть до расходных клапанов. К сожалению, случайный поджиг при детонационном напылении не исключен, и в опыте эксплуатации установок "Обь" бывали случаи полного "выгорания" компонентов ствольного клапана.

Для предотвращения этой опасности в CCDS2000 (см. рис. 1) топливо и окислитель поступают в ствольный клапан по независимым каналам, длина которых достигает нескольких десятков их калибров, и формирование активной детонирующей смеси начинается только после ствольного клапана в специализированной камере смешения—зажигания оригинальной конструкции [10, 11], в которой "обратный удар" существенно смягчается в результате неоднократного столкновения ударных волн в обратном потоке. Высокая надежность такой защиты подтверждена специальными испытаниями с принудительным поджигом во время подачи смеси. Каких-либо инцидентов не зафиксировано и в процессе многоресурсной промышленной эксплуатации установок CCDS2000.

Еще одним недостатком установки "Обь" является конструкция ее камеры зажигания — неразборная цельносварная с труднодоступными для чистки "глухими" каналами (выделено пунктиром на рис. 1). При работе на ацетилене (как правило, класса Б) в камере зажигания достаточно быстро (порой менее чем за смену) накапливаются смолистые отложения, очистка которых крайне затруднена. Свеча зажигания, расположенная там же, в зоне, не защищенной от "подпыления" подсасываемым в камеру зажигания порошком, при напылении металлосодержащих порошков часто дает сбой зажигания.

Для устранения этих недостатков в CCDS2000 камера зажигания имеет легко разборную конструкцию с открытыми для профилактики каналами и со све-



Рис. 1. Принципиальная схема детонационных установок: $a - "Обь"; \delta - CCDS2000$

чой зажигания, "спрятанной" в незапыляемой зоне (схематично изображено на рис. 1).

В процессе эксплуатации установок "Обь" были выявлены недостатки конструкции и дозатора порошка. Износу были подвержены не только сменные элементы, но и ненадежно защищенные детали пневмопривода и корпус дозатора, что требовало достаточно частого ремонта. Для CCDS2000 был разработан дозатор оригинальной конструкции [12], в котором четыре изнашиваемых элемента простой конструкции легко заменяются, а базовая конструкция имеет ресурс, многократно превосходящий гарантированный ресурс аппарата CCDS2000 в целом.

Радикального упрощения конструкции и уменьшения габаритов детонационной пушки удалось добиться при замене управляющего клапана пневмораспределителя пушки "Обь" на распределитель МНА4-МН1-3/2 (производитель "Festo") с быстродействием (3...4 м·с), более чем в 3 раза превышающим общее быстродействие газового клапана пушки "Обь". По расходным характеристикам два клапана МНА4-МН1-3/2 перекрывают необходимые потребности системы газопитания детонационной пушки для одного газового компонента, т.е. позволили заменить управляющий и расходный клапаны пушки "Обь". При этом громоздкая клапанная головка массой 30 кг трансформировалась в компактный газораспределитель весом 2 кг (рис. 2).

Была усовершенствована система стабилизации газоподачи детонационной пушки, быстродействие стабилизатора увеличилось почти на порядок, до 1...2 м·с. При этом габариты и масса его уменьши-



Рис. 2. Газораспределитель детонационной пушки CCDS2000

лись. В результате всех усовершенствований пушки получился компактный модуль на порядок (18 кг с двумя дозаторами) легче своей предшественницы (рис. 3), пригодный для манипулирования как несложным специализированным устройством, так и стандартным промышленным роботом грузоподъемностью до 25 кг.

Один из вариантов трехкоординатной системы сканирования напыляемой детали представлен на рис. 4.

Система управления детонационным комплексом также была заменена (рис. 5). Все электронные модули, включая драйверы шаговых двигателей манипулятора, "упакованы" в промышленный компьютер Advantech. Напряжение питания всеми модулями комплекса, размещаемыми в камере напыления, не выше 24 В.

На рис. 6 представлен интерактивный интерфейс управляющей программы CCDS2000, которая также претерпела существенную трансформацию.

В отличие от пушки "Обь" в CCDS2000 "нормально открытый" ствольный клапан работает в инверсном режиме. При этом экономится около 20 м·с в циклограмме — резерв скорострельности, и его ресурс увеличивается вдвое, поскольку клапан срабатывает только один раз (в пушке "Обь" два раза). Возможно программирование подачи каждого газа по двум каналам, от-



Рис. 3. Детонационная пушка CCDS2000



Рис. 4. Компьютеризированный детонационный комплекс CCDS2000

крывающее широкие возможности формирования стратифицированных зарядов для управляемого воздействия продуктов детонации на порошок. Циклограмма адаптирована для программирования напыления со стволами переменного сечения.

Для CCDS2000 разработана оригинальная воздушно-радиаторная система охлаждения замкнутого цикла (Chiller, рис. 7), которая при перепаде температур 30 °C обеспечивает теплосъем до 15 кВт и имеет средства контроля потока и температуры хладагента.

При разработке комплекса CCDS2000 все его элементы циклического действия (клапаны, стабилизаторы и дозаторы) проходили ускоренные ресурсные испытания на стендах ЛДТ, чтобы добиться ресурса не менее 10.10⁶ циклов. Узлы, работающие в зоне дей-



Рис. 5. Система управления комплексом детонационной пушки CCDS2000

Рис. 6. Циклограмма программирования выстрела ССDS2000

🔤 H:\AF60~1\	.68F4~1\BD	96~1\39C3~1\CCDS\SPOT_T4.EXE	- 🗆 X
Программа Sj Имена цикло Gэпараметры	pot пушки	Технология без имени Ресурс: Гртах1342 пустая Зпустая 4 пустая 5 пус Аэгазы Sэсервис Кэклавиши	453337 тая
Клапана	Парам.	Циклограмма в технологии (номер 1)	
1-Ствол 2-Ацетилен 3-Пропан 4-Кислород 5-Кислород 6-Азот 7-Азот 8-Дозатор1 9-Оозатор1	Инверс. 2.2 1.8 2.1 2.1 2.2 2.0	150175 563 573 573 573 135 135 100150	245 245
Искра	*****	165 1 Длительность циклограммы	250
Ш.К КЧС (L/D) 5 ДЧС (L/D) 3 Заполнение Poroshok Pr Frakcia -45	50/26 mm 00/20 mm до доза ахаіт 134 +15 mkm	Объем ствола,см^3 436 Заполнение Объем демпфера,см^3 25 Продувка атора 78 % 0/С 42 (WC/Co,86/14)	74 % 44 % 1.011
F2→сохран	ить F5-	звкаючить F8-звыкаючить F9-заокальное меню FSC-звы	IXO II



Рис. 7. Блок охлаждения (Chiller) пушки CCDS2000

ствия продуктов детонации, испытывали не только в условиях реального "выстрела", но и с имитацией "нештатных" ситуаций, типа "обратного удара" из-за несанкционированного поджига. WC/Co/Cr (86/10/4) и т.п., обнаружилось, что высокой плотности покрытий (с пористостью менее 1 %) на ацетиленокислородных смесях получить не удается. Хотя на отечественных порошках с большим содержанием связки WC/Co (75/25) это не представляет проблемы. Оказалось, что при низком содержании металлической связки и особенно для широко распространенных "пористых" агломерированных порошков, используемых в аппаратах "HVOF", динамического напора ацетиленкислородных смесей недостаточно для формирования высокоплотной структуры.

Решить эту проблему удалось реализацией так называемого режима SuperD-Gun [13] на двухкомпонентных топливах ацетилен/пропилен или ацетилен/пропан (циклограмма представлена на рис. 6). В этом случае пропилен (пропан) для ацетилена играет роль своеобразного термоингибитора, предотвращая перегрев порошка при максимальном динамическом напоре, благодаря чему скорость частиц порошка возрастает почти

Новые технические решения

Установка CCDS2000 может быть использована для упрочнения деталей авиационного двигателя твердосплавными покрытиями, восстановления различных деталей машин и механизмов самофлюсующимися и другими сплавами и металлами, упрочнения и защиты деталей керамическими покрытиями и т.п.

При напылении таких композитных материалов, как WC/Co (88/12),



Рис. 8. Микроструктура покрытий: *a* – WC/Co (88/12 % мас.); *б* – WC/Co/Cr (86/10/4 % мас.)



Рис. 9. Упрочнение "пера" шнека пульпонасоса

в полтора раза и формируется покрытие с пористостью менее 1 %. На рис. 8 представлены микроструктуры покрытий из порошков Praxair.

Такие покрытия обладают высокой износостойкостью: 0,7 мм³ за 1000 оборотов у WC/Co (88/12) и около 1 мм³ за 1000 оборотов у WC/Co/Cr (86/10/4) по тесту ASTM. Их микротвердость: 1350 V0,3 и 1300 HV0,3, для WC/Co (88/12) и WC/Co/Cr (86/10/4) соответственно. В отличие от HVOF-покрытий, в которых, как правило, фиксируется окисление напыленного материала, при детонационном напылении на двухкомпонентном топливе при соотношении углерод/кислород во взрывчатой смеси 1/1 окисление порошка полностью исключается. Таким образом, получаемые покрытия, наряду с традиционно рекордной адгезией (не менее 150 МПа), обладают высокими защитными свойствами.

Первые испытания градиентных металлокерамических покрытий [14] показали их перспективность как для решения задач протезирования, так и для формирования многослойных систем *термобарьерых систем* (ТБС).

Одним из новых решений, отработанных на оборудовании нового поколения, стала разработанная в ИГиЛ технология восстановления деталей электроцентробежных насосов (ЭЦН) нефтяных скважин [15]. Восстанавливается как открытая шейка рабочего колеса, так и внутренняя поверхность направляющего аппарата. Хорошие результаты по износостойкости получены на порошке "родного" для этих деталей нерезиста, на "самофлюсах", на стали 20Х13.

На предприятии ИВК "Эталон" в настоящее время эксплуатирует 3 установки CCDS2000 со специализированными 3-D-манипуляторами. Детонационными покрытиями упрочняются плунжера насосных станций гидроразрыва нефтяного пласта, шнеки пульпонасосов (рис. 9), затворы пробковых кранов, втулки вертлюга и т.д. Трехкоординатная система сканирования CCDS2000 позволяет в автоматическом режиме обрабатывать сложную трехмерную поверхность (см. рис. 9) с нанесением однородного слоя покрытия высокого качества.

Импульсный процесс детонационного напыления в сочетании с программируемым сканированием CCDS2000 позволяет обрабатывать детали (рис. 10), на которых непрерывные методы типа HVOF из-за их сложной формы в принципе не могут сформировать сплошного и однородного покрытия.

Заключение

При разработке комплекса детонационного напыления нового поколения сохранены все достоинства первого поколения оборудования ИГиЛ СО РАН — установки "Обь". При модернизации учтен богатый опыт 20-летней промышленной эксплуатации пушек "Обь": скорректированы обнаруженные недостатки первой конструкции и существенно расширены технологические возможности оборудования.

Профилактическое обслуживание нового оборудования не вызывает каких-либо затруднений и не требует длительной остановки производственного процесса. Конструкция изнашиваемых деталей максимально упрощена. Их замена производится в считанные минуты.

На комплексе CCDS2000 удалось добиться рекордных характеристик покрытий из современных порошковых материалов и реализовать серию совершенно новых технических решений с применением детонационных покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Pat. 2,714,553. US.** Method and Apparatus Utilizing Detonation Waves for Spraying and Other Purposes / R.M. Poorman, H.B. Sargent, H. Lamprey. August 2. 1955.

2. Бартеньев С.С., Федько Ю.Р., Григорьев А.И. Детонационные покрытия в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1982. 184 с.

3. **Pat. 5.052,619. US.** Barrel of an Aapparatus for Applying Coatings by Gas Detonation / V.Yu. Ulianitsky, A.A. Vasiliev, T.P. Gavrilenko, A.N. Krasnov, Ju.A. Nikolaev, N.I. Podenkov. Oct. 1. 1991.



Рис. 10. Детали буровой телеметрии упрочненные WC/Co

4. **Pat. 5,004,021. US.** Arrangement for Conveying Powder to the Barrel of a Gas Detonation / V.Yu. Ulianitsky, T.P. Gavrilenko, Ju.A. Nikolaev, A.I. Buteev. Apr. 2. 1991.

5. Пат. 1257912 РФ. Устройство для детонационного нанесения покрытий / А.И. Бутеев, Т.П. Гавриленко, Ю.А. Николаев, В.Ю. Ульяницкий, Л.И. Калинин, А.Н. Краснов. 29 июня 1993.

6. Пат. 1720734 РФ. Устройство для подачи порошка в ствол детонационной установки / В.Ю. Ульяницкий, Т.П. Гавриленко, Ю.А. Николаев, А.И. Бутеев. 29 июня 1993.

7. Пат. 1628558 РФ. Способ создания газопорошкового потока / Т.П. Гавриленко, Ю.А. Николаев, В.Ю. Ульяницкий. 29 июня 1993.

8. Автоматизированный детонационный комплекс "Обь" для нанесения порошковых покрытий / Т. Гавриленко, А. Кирякин, Ю. Николаев, В. Ульяницкий // Современные технологии автоматизации. 2006. № 4. С. 34–38.

9. Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А. Детонационные покрытия из сплавов на основе никеля для восстановления и упрочнения деталей машин и механизмов // Тр. 9-й Междунар. практ. конф. "Технологии восстановления и упрочнения деталей машин и механизмов". СПб. 1–13 апреля. 2007. С. 109–116.

10. **2399431 RU.** Установка для детонационного напыления покрытий / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин. 17.02.2009.

11. **2399430 RU.** Установка для детонационного напыления покрытий / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин. 17.02.2009. 12. **2400310 RU.** Импульсный дозатор порошка / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин. 17.02.2009.

13. Hill M. // Surface Enginearing. 1990. V. 6. № 2. P. 96–98.

14. Штерцер А.А., Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю. Термоциклические свойства градиентных покрытий керамика-металл, полученных детонационным напылением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 7. С. 23–26.

15. Восстановление деталей электроцентробежного насоса детонационным напылением / С.Б. Злобин, И.С. Батраев, В.Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 5. С. 20–24.

16. Пат. на полезную модель 125895 RU. Детонационное устройство / В.Ю. Мараев. 10.08.2012.

17. Мараев В.Ю. Глубокая модернизация детонационной установки "Обь" // Тр. 15-й Междунар. науч.-практ. конф. "Технологии упрочнения нанесения покрытий и ремонта: теория и практика". // Ст. Петербург (Россия). 16–19 апреля, 2013. С. 132–137.

18. Опыт разработки технологических процессов напыления детонационных покрытий с помощью оборудования нового поколения / С.А. Вашин, Б.Г. Хамицев, В.В. Гераськин, С.Л. Шувалов, Т.П. Гавриленко // Тр. 15-й Междунар. науч.-практ. конф. "Технологии упрочнения нанесения покрытий и ремонта: теория и практика" // Ст. Петербург (Россия). 16–19 апреля, 2013. С. 43–47.





Контроль качества Упрочняющей обработки

УДК 61.9.048.7:621.9.025

Б.М. Бржозовский, В.В. Мартынов, Е.П. Зинина

(Саратовский государственный технический университет имени Ю.А. Гагарина) E-mail: bmbsar85@mail.ru

Анализ структуры и состояния поверхностного слоя металлорежущего инструмента, модифицированного воздействием низкотемпературной плазмы

Представлены результаты анализа структуры и состояния поверхностного слоя рабочей части металлорежущего инструмента, модифицированного воздействием низкотемпературной плазмы комбинированного разряда.

Ключевые слова: металлорежущий инструмент, рабочая часть, плазменная модификация, поверхностный слой, плотность.

The results of the analysis of the structure and condition of the surface layer working part of the cutting tool, a modified combined effect of low temperature plasma discharge are represented. **Keywords:** metal cutting tools, work surfaces, plasma modification, surface layer, density.

Введение

Объективная оценка физико-механических свойств поверхностных слоев, в том числе прочности, характеризующей несущую способность поверхности в целом, является одним из важных этапов обеспечения эксплуатационной надежности изделий различного целевого назначения.

Физическая сущность прочности заключается в сопротивлении материала деформации или разрушению поверхностного слоя.

Известно, что поверхностный слой любого изделия, в том числе металлорежущего инструмента, всегда отличается от основного материала [1, 2], поскольку в нем фиксируются условия обработки, особенности воздействия обрабатывающего инструмента и окружающей среды на всех операциях технологического процесса изготовления изделия. Изложенное означает, что комбинация поверхностного слоя и основного материала может рассматриваться как своеобразный композит и его качество наряду с топографией неизменно связывается с элементным составом, градиентом этого состава, молекулярным составом и структурой.

Объект анализа

Состояние и физико-механические свойства поверхностного слоя инструмента оказывают существенное влияние на его эксплуатационную надежность. Рассматривая инструмент в процессе производства как деталь, изготовленную из легированной (инструментальной) стали, можно предположить, что ее поверхностный слой будет формироваться аналогично деталям, изготовленным из легированных сталей, структура и свойства которых подробно рассмотрены в работах [1–8], где отмечается, что:

структура поверхностного слоя любой детали всегда отличается от основного материала;

поверхностный слой имеет иные механические, физические, химические свойства и напряженное состояние, чем глубинная часть металла.

Схема поверхностного слоя показана на рис. 1 [2]. Его геометрия определяется параметрами макро- (эллипсность, конусность и т.п.) и микропрофиля (шероховатость, волнистость) (позиции 1-5) [3], а физико-механические свойства — параметрами качества структуры (позиции 6-10).

Простой анализ схемы показывает, что все операции механической (точение, шлифование, полирование алмазной пастой) и термической обработки (закалка или отжиг) заготовки режущего инструмента будут оказывать на поверхностный слой различные по величине и скорости упругосиловое и тепловое воздействия, поскольку каждая последующая операция выполняется на уже измененной поверхности. В макроаспекте это приводит к колебаниям шерохо-



Рис. 1. Схема поверхностного слоя:

1 — отклонение формы; 2 — макронеровности; 3 — волнистость; 4 — шероховатость; 5 — субшероховатость; 6 — адсорбированная зона; 7 — зона окислов; 8 — граничная зона материала; 9 — зона материала с измененными физико-химическими свойствами; 10 — основной материал

ватости обработанной поверхности и формированию нестабильных по длине параметров упрочнения [3, 5, 7], называемых наклепом, которые обусловливают значительные изменения структуры и свойств поверхностного слоя на определенную глубину, причем эти изменения являются случайными и могут носить как положительный, так и отрицательный характер [3, 4]. Последнее имеет место в случае, если в результате наклепа происходит разрушение материала поверхностного слоя, которое внешне проявляется в задирах, надрывах и других дефектах на обработанной поверхности. В этом случае уменьшается предел усталостной прочности и деталь может преждевременно разрушиться.

На степень и глубину изменений структуры и свойств поверхностного слоя влияют параметры технологического режима, геометрические параметры режущего инструмента и степень его изношенности,

свойства материалов инструмента и заготовки, охлаждение зоны резания и др. Изменяются следующие основные характеристики слоя [8]:

 повышаются параметры сопротивления пластической деформации (пределы прочности и текучести);

 – понижается пластичность (относительное удлинение и поперечное сужение);

 повышается плотность дислокаций и происходит концентрация дислокаций около линий сдвигов;

 появляются упругие искажения кристаллической решетки, что создает препятствия перемещению дислокаций;

 изменяются форма и ориентировка зерен и образуется текстура;

 появляются дефекты внутри зерен и между ними; снижается плотность материала;

- повышается омическое сопротивление;

 изменяются усталостная прочность и износостойкость;

- снижается коррозионная стойкость;

 изменяются случайным образом значения глубины упрочненного слоя вдоль направления резания.

Изложенное означает, что для поверхности рабочей части инструмента (рис. 2, *a*) характерно наличие на ней:

 – микронеровностей (следов механического и абразивного воздействия: проточин, задиров, микрозаусенцев, наплывов с рваными краями), формирующих микрорельеф и, следовательно, шероховатость;

 выделений дисперсных карбидов, элементы которых частично разрушены, раздроблены и вырваны или слабо связаны с поверхностным слоем;

 неоднородности размеров и распределения карбидов в поверхностном слое, которые будут оказывать влияние на физико-механические свойства поверхности, снижающих его прочность и, как следствие, эксплуатационную надежность.

В Саратовском государственном техническом университете имени Ю.А. Гагарина разработана перспективная технология повышения прочности рабочей части металлорежущего инструмента различного целевого назначения [9], основанная на модификации его рабочей части воздействием низкотемпературной плазмы комбинированного разряда пониженного давления. В результате поверхность рабочей части приобретает иной вид (рис. 2, δ): мелкие проточины на ней практически отсутствуют, края наплывов оп-



Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микрорельефа поверхности режущей кромки сверла из стали Р6М5:

а – до обработки в плазме комбинированного разряда; *б* – после обработки в плазме комбинированного разряда

лавляются, все микронеровности имеют сглаженную форму. Кроме того, осветление поверхности свидетельствует об изменении химического состава материала в результате его насыщения легирующими элементами с более высокими атомными номерами, предположительно близкими или входящими в состав карбидной фазы, а также атомами внедрения (азота).

Результаты анализа

Исследование карбидной неоднородности, выполненное по границе шлифа вблизи режущей кромки модифицированного инструмента, показало (рис. 3), что в ходе плазменного воздействия происходит уменьшение размеров (рис. 4) и концентрации карбидных зерен в поверхностном слое в 1,8 и 1,74 раза соответственно, возможное только в случае их растворения. Кроме того, только разделением карбидных зерен на более мелкие можно объяснить появление на их поверхности цепочек с размерами порядка 0,35...0,55 мкм.

Более детальное рассмотрение приграничных областей позволило зафиксировать наличие слоя толщиной ~2 мкм, в котором отчетливо видны зоны вокруг карбидных зерен, содержащие многочисленные плоские частицы неправильной формы толщиной порядка 100 нм и располагающиеся в виде сферы или облака. За пределами слоя число частиц заметно сокращается. Формирование слоя происходит в состоянии расплава при плазменном воздействии, о чем свидетельствует наличие мениска вокруг карбидного зерна в области сопряжения его с материалом. Высокоскоростное охлаждение по окончании воздействия плазмы приводит не только к сохранению выделившихся наноразмерных включений, но и образованию в сформировавшемся слое аморфной (т.е. неупорядоченной, в отличие от исходной кристаллической) структуры. При этом максимальное выделение включений приходится на глубину, равную примерно радиусу растворившегося карбидного зерна, что соответствует 0,7...0,8 мкм, а минимум включений может находиться на границе растворившихся карбидных зерен, т.е. на глубине 1,4...1,6 мкм.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что энергия заряженных частиц плазмы, воздействуя на поверхностный слой, совершает работу по перестройке его структуры из исходной высокодефектной, образовавшейся в результате работы упругопластической деформации сил резания (рис. 5, а, см. 3 стр. обложки), в высоколегированную композитную, имеющую высокое сродство с материалом основы (рис. 5, б, см. стр. 3 обложки) и содержащую неравномерно распределенные по глубине наноразмерные включения, что делает ее неоднородной с точки зрения механических свойств (заметим, что рассмотренные процессы будут происходить на поверхности инструмента не только из инструментальной стали, но и твердого сплава). Изложенное означает, что оценка качества сформированной структуры возможна только на основе учета количественных изменений этих свойств.

Наиболее простым, быстрым и очень чувствительным способом оценки механических свойств материалов является измерение их твердости, которое выполняется различными методами, однако, принимая во

 $D_{4} = 0.48 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $MW : 44.6 \ mm$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $MW : 44.6 \ mm$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $MW : 44.6 \ mm$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $MW : 44.6 \ mm$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $MW : 44.6 \ mm$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.30 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ $D_{1} = 0.18 \ \mu m$ $D_{2} = 0.18 \ \mu m$ D_{2}



внимание изложенное, необходимо было применение такого метода, который позволил бы оценить не ее обобщенную характеристику под действием фиксированной нагрузки (в соответствии с ГОСТ 9450-76), а распределение в сформированной при модификации структуре, т.е. микротвердость с целью количественной оценки степени изменений физико-механических свойств поверхностного слоя в ней. С этой целью нагрузка F при измерениях задавалась переменной (грузами массой от 20 до 200 г), обеспечивающей свободное размещение отпечатка в зерне без его продавливания или разрушения, и действовала на измеряемую поверхность в течение фиксированного времени.





Измерения выполнялись по методу Виккерса, который является наиболее чувствительным и универсальным, несложным и достаточно быстрым.

После снятия каждой нагрузки и измерения размеров диагоналей отпечатков алмазной пирамиды определялись:

- величина микротвердости HV:

$$HV = F / S = 1,854 \times F / d^{2}, \qquad (1)$$

где S — условная площадь боковой поверхности полученного отпечатка, мм²; d — среднее арифметическое длин обеих диагоналей квадратного отпечатка;

— глубина отпечатка *h*:

$$h = \frac{d}{2\sqrt{2} \operatorname{tg}(\varphi/2)},$$
 (2)

где ϕ — угол между противоположными гранями при вершине алмазной пирамиды.

Обработка полученных данных проводилась в направлении определения для каждой глубины отпечатка *h* оценок среднего значения микротвердости, стандартного отклонения от него и коэффициента вариации с целью проверки гипотезы о значимости разброса измеренных значений микротвердости относительно их средних значений, т.е. степени однородности механических свойств поверхностного слоя. Если по результатам проверки разброс не является значимым (коэффициент вариации не превышает значения 0,33), то это дает основание считать оценки среднего несмещенными, поскольку систематические погрешности в них отсутствуют, а свойства поверхностного слоя на каждой глубине однородными и использовать средние значения микротвердости для отображения ее распределения по глубине поверхностного слоя.

Анализ распределений микротвердости в поверхностном слое металлорежущего инструмента различного целевого назначения показал, что они имеют не только качественные (вид), но и количественные (значимый разброс оценок микротвердости при их сравнении между собой) различия, которые являются следствием неоднородности структуры материала и различной степени ее изменений под воздействием плазмы. Кроме этого было установлено, что после модификации во всех случаях имеет место эффект смещения распределений в направлении к началу координат по оси глубин отпечатков (т.е. в направлении к поверхности). Это позволило сделать вывод о том, что основным результатом модификации является уплотнение структуры материала в модифицированном слое, и предложить следующую процедуру его оценки:

– определение плотности материала в поверхностном слое рабочей части пластины до (ρ_{μ}) и после (ρ_{M}) ее модификации как отношение микротвердости (HV) к глубине отпечатка (*h*, мм), полученного в результате действия каждой из *n* приложенных к поверхности рабочей части нагрузок:

$$\rho_i = \frac{\mathrm{HV}_i}{h_i}, \quad i = 1, \dots, n;$$
(3)

— нахождение разности между значениями плотностей, определенных при одинаковых нагрузках, т.е. приращения плотности ($\Delta \rho_i$):

$$\Delta \rho_i = \rho_{\mathrm{M}i} - \rho_{\mathrm{M}i}, \quad i = 1, \dots, n;$$
(4)

 вычисление суммарного приращения плотности:

$$\Delta \rho_{\Sigma} = \sum_{i=1}^{n} \Delta \rho_{i} .$$
 (5)

Показатель (5) представляет собой количественную оценку уменьшения объема материала в модифицированном слое за счет уплотнения его структуры (т.е. повышения прочности), поэтому содержательно может трактоваться как интегральный показатель качества процесса модификации и использоваться для его оптимизации, стратегию которой можно сформулировать как

$$\Delta \rho_{\Sigma} \to \max$$
. (6)

Экспериментальная проверка достоверности результатов выполненного анализа была проведена в ОАО "Саратовский агрегатный завод" по результатам стойкостных испытаний трех пальцевых фрез Ø8×75 мм из твердого сплава RX-10, модифицированных на различных сочетаниях режимных параметров (потенциал смещения, подводимая СВЧ-мощность, координата положения инструмента в рабочей камере технологической установки), при фрезеровании заготовки из стали 30ХГСА на многоцелевом станке с ЧПУ HURCO VMX 30 со следующими значениями параметров технологического режима: фреза № 1: частота вращения – 1800 мин⁻¹, подача – 100 мм/мин.; фреза № 2: частота вращения – 2500 мин⁻¹, подача – 200 мм/мин.; фреза №3: частота вращения — 1200 мин^{-1} , подача — 80 мм/мин.

Методика исследований включала:

 изучение состояния инструмента по фотографиям, полученным с помощью цифровой видеонасадки "HDCE-20" и оптической системы микротвердомера ПМТ-3 (×500), а также цифрового микроскопа "AKKORD" (×150). В качестве измерительной линейки использовался объект-микрометр отражающего света ОМО (ГОСТ 7513–75);

 измерения микротвердости на вспомогательной режущей кромке пера фрез вблизи ее сопряжения с главной режущей кромкой, на передней поверхности пластин вдоль главной и вспомогательной режущих кромок, внутренней кромки ленточки и вычисление показателя Δρ_Σ.

Результаты испытаний (рис. 6) позволили установить следующее:

1. Микродефекты вблизи фаски, протачиваемой в зоне сопряжения главной и вспомогательной режущих кромок, а также сами фаски как конструктивный элемент инструмента провоцируют сколы режущих кромок в зоне фаски в направлении приложенной нагрузки.

2. На главной и вспомогательной режущих кромках в зоне врезания превалирует усталостное разрушение. При сжатии в момент врезания по поверхности действия максимальных касательных напряжений (вдоль вспомогательной режущей кромки) формируются единичные фокусы (рис. 7, поз. 1, см. стр. 4 обложки), приводящие к развитию очага разрушения (рис. 7, поз. 2, см. стр. 4 обложки) и последующему образованию на разрушенной задней поверхно-



Рис. 6. Распределение времени стойкости фрез

сти вспомогательной режущей кромки расходящихся по дуге окружности уступов. При этом у модифицированного слоя диаметр дуги значительно меньше, чем у расположенного ниже остального материала поверхностного слоя (рис. 7, поз. 3', 3", см. стр. 4 обложки).

3. Угловое положение (~ 60° , ~ 80° и ~ 90°) линии фронта разрушения задней поверхности вспомогательной режущей кромки (рис. 7, поз. 4; рис. 8, *a*, см. стр. 4 обложки) характеризует различную степень перераспределения нагрузки в направлении передней поверхности и как следствие различную скорость разрушения (рис. 8, см. стр. 4 обложки):

– задней поверхности: минимальную у фрезы № 3 и максимальную у фрезы № 1;

передней поверхности: минимальную у фрезы
 № 1 и максимальную у фрезы № 3.

Практически это сказалось на высоте неудаленных с поверхности заготовки буртиков металла, пропорциональной степени разрушения передней поверхности вспомогательной режущей кромки.

4. На передней поверхности фрез № 1 и № 2 присутствует износ (рис. 8, δ , см. стр. 4 обложки), причем у фрезы № 1 он проявился в большей степени, поскольку фреза работала с меньшей скоростью съема металла.

 Форма режущего клина изменилась незначительно, что свидетельствует об устойчивости модифицированных кромок. Наименьшие изменения произошли у фрезы № 3, имевшей максимальное значение Δρ_Σ (см. рис. 6), но работавшей с минимальной скоростью съема металла, т.е. в наиболее неблагоприятных условиях.

Заключение

Материалы выполненного анализа позволяют сделать вывод о том, что структура и состояние металлорежущего инструмента, модифицированного воздействием низкотемпературной плазмы, зависят не только от степени изменения его механических свойств, но и от условий эксплуатации, прежде всего, параметров технологического режима, изменяющих распределение сил на контактных поверхностях и определяющих скорость изменения их состояния. Моди-

фицированный слой будет замедлять эту скорость тем в большей степени, чем в большей степени условия модификации и резания будут близки к оптимальным, включая отсутствие дефектов и геометрических погрешностей на режущей кромке и рабочих поверхностях инструмента по результатам его изготовления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технологическая наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский, Б.М. Базров, А.С. Васильев и др.; под ред. А.М. Дальского. М.: Изд-во МАИ, 2000. 364 с.

2. Инженерия поверхности деталей / под ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.

3. Филоненко С.Н. Резание металлов. Киев: Техніка, 1975. 232 с.

4. Ящерицын П.И., Еременко М.Л., Фельдштейн Е.Э. Теория резания. Физические и тепловые процессы в технологических системах: учеб. для вузов. Мн.: Вышс. шк., 1990. 512 с.

5. Бобров В.Ф. Основы теории резания металлов. М.: Машиностроение, 1975. 344 с.

6. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1972. 510 с.

7. Старков В.К. Дислокационные представления о резании металлов. М.: Машиностроение, 1979. 160 с.

8. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. М.: Машиностроение, 1976. 278 с.

9. Бржозовский Б.М., Мартынов В.В., Зинина Е.П. Упрочение режущего инструмента воздействием низкотемпературной плазмы комбинированного разряда. Саратов: СГТУ, 2009. 176 с.



Поздравляем с юбилеем!



В октябре 2013 г. члену редакционного совета нашего журнала, доктору технических наук, профессору, проректору по научно-инновационной работе Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева (КузГТУ), почетному работнику высшего профессионального образования РФ Валерию Юрьевичу Блюменштейну исполняется 60 лет.

Â. Þ. Áëþìảíøòåéí îêîí÷èëñ îòëè÷èåì Êóçáàññêèé ïîëèàåőíè÷ åñêèé èíñòèòóò (Êóç ÏÈ) â 1975 ã ïî ñïåöèàëüíîñòè "Òåőíîëîãèÿ ìàøèíîñòðîåíèÿ, ìåòàëëîðåæóùèå ñòàíêè è èíñòðóìåíòû".
 1979 ã çàùèòë êàíäèäàòñêóþ, â 2002 ã (ïîñëå îáó÷åíèÿ â äîêòîðàíòóðå ÌÃÒÓ "ÌÀÌÈ") – äîêòîðñêóþ äèññåðòàöèè.

ñòðîèòåëüíîì êîìïëåêñå è âóçàõ Êåìåðîâñêîé îáëàñòè.

Ïðîôåññîð Áëþìåíøòåéí ðóêîâîäèò ïîäãìòîâêîé èíæåíåðîâ, áàêàëàâðîâ, ìàãèñòðàíòîâ è àñïèðàíòîâ ïî íàïðàâëåíèþ "Òåőíîëîãèÿ ìàøèíîñòðîåíèÿ".

 ÊóçÃÒÓ ïîä ðóêîâîäñòâîì Â.Þ. Áëþìåíøòåéíà îðãàíèçîâàíû íàó÷íî-îáðàçîâàòåëüíûé öåíòð "Íàíîèíæåíåðèÿ ïîâåðõíîñòíîãî ñëîÿ", íàó÷íàÿ ëàáîðàòîðèÿ "Êîíòðîëü êà÷åñòâà äåòàëåé ìàøèí", öåíòð êîëëåêòèâíîãî ïîëüçîâàíèÿ ñòàíêîâ ñ ÷èñëîâûì ïðîãðàììíûì óïðàâëåíèåì (xÏÓ). Íà áàçå öåíòðîâ è ëàáîðàòîðèé âûïîëíÿþòñÿ íàó÷íûå ïðîåêòû â ðàìêàõ ãðàíòîâ, õîçäîãîâîðíûõ òåì, êàíäèäàòñêèå è äîêòîðñêèå äèññåðòàöèè.

Ñ 2009 ã Â.Þ. Áëþìảíøòåéí çàíèìàåò äîëæíîñòü ïðîðåêòîðà ïî íàó÷íî-èííîâàöèîííîé ðàáîòå.

Çà ýòlò Tảđèlta a ólèaaðñèòaòa ñóù añòaaílî đàñøèđalû ñaÿçè ñ Tðattöeyöèy lè đaaeulîaî ñaêolða ýêli lèéè, çaéeþ÷alî ñaûøa 70 alalalðia î ñòðàòate÷añêl î ñlòðóalè÷añôaa ñ Tðattöeyöèy lè è ólèaaðñèòaòa lè Đîññèè, đañtóateèe Áateàđóñu, Óeðaelie, ÊlĐ Â 2 đàça aûðîñ láual îtteà÷eaaalû î lóó÷il-eññteataàòateu ñéeð ðaalò. Î îteó÷eta ðaçateòta elo đañòđóteòda láo÷il-eññteataaààteuñtei e e illaateilie atyòateulîñte: ñîçaalû 11 láo÷il-iadaçîaàòateulû ötalôta (Í ÎÖ), 14 lîaûő taátðàòtðeé, îñlàùalíû õ ñlaðalàlíû l faidóalaàleal, ñîçaalî 9 làtu eliinateilie e að.

Ì íîāîëåòíÿÿ ïëîäîòâîðíàÿ íàó÷íî-ïåäàāîāè÷åñêàÿ äåÿòåëüíîñòü Â. Þ. Áëþìåíøòåéíà è åãî âêëàä â ïîäãîòîâéó âûñîêîêâàëèôèöèðîâàííûõ ñïåöèàëèñòîâ îòìå÷åíû ìåäàëÿìè, ïî÷åòíûìè āðàìîòàìè è áëàãîäàðñòâåííûìè ïèñüìàìè ðååèîíàëüíîé àäìèíèñòðàöèè.

Èçäàòåëüñòâî "Ìàøèíîñòðîåíèå", đåäàêöèîííûé ñîâåò è đåäàêöèÿ æóðíàëà "Óïðî÷íÿþùèå òåõíîëîãèè è ïîêđûòèÿ", êàôåäđà "Òåõíîëîãèÿ ìàøèíîñòðîåíèÿ" ÊóçÃÒÓ ïîçäđàâëÿþò Âàëåđèÿ Þđüåâè÷à ñ 60-ëåòèåì è æåëàþò êđåïêîãî çäîðîâüÿ, áëàãîïîëó÷èÿ è òâîð÷åñêèõ óñïåõîâ â đàáîòå!