ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



№ 10 (82) октябрь **2011**

40

Издается с января 2005 г.

Главный редактор д-р техн. наук, Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РФ В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместитель главного

редактора д-р физ.-мат. наук В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д-р техн. наук В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН д-р техн. наук А.В. КИРИЧЕК д-р техн. наук О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ А.П. БАБИЧЕВ В.П. БАЛКОВ В.М. БАШКОВ А.И. БЕЛИКОВ С.Н. ГРИГОРЬЕВ B.A. 3EMCKOB С.А. КЛИМЕНКО В.А. ЛАШКО В.А. ЛЕБЕДЕВ В.В. ЛЮБИМОВ Φ.И. ΠΑΗΤΕЛΕΕΗΚΟ Х.М. РАХИМЯНОВ Б.П. САУШКИН В.П. СМОЛЕНЦЕВ А.М. СМЫСЛОВ Г.А. СУХОЧЕВ В.П. ТАБАКОВ В.А. ШУЛОВ М.Л. ХЕЙФЕЦ Редакция: Е.П. ЗЕМСКОВА 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

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Тамаркин М.А., Тихонов А.А. Исследование процесса гидроабразивной обработки

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Ильинкова Т.А., Ибрагимов А.Р. Исследование механических свойств плазменных теплозащитных покрытий в условиях статических нагрузок	7
Минаков В.Н., Блощаневич А.М., Рудык Н.Д., Пучкова В.Ю., Хоменко Г.Е. Влияние лазерной обработки на свойства чугуна ВЧ40	12
Осколкова Т.Н. Влияние способов нанесения покрытий на шероховатость WC-Co твердого сплава	15
Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура псевдосплавных покрытий системы молибден-медь, сформированных электроварывным способом	19

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ

И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Кисель Ю.Е.	Влияние структурно-механических параметров композитов	
на их износост	ойкость	22
Погрелюк И.Н	., Федирко В.Н., Лукьяненко А.Г., Пичугин А.Т., Самборский А.В.	

Обработка комбинированными методами

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Глинка А.С., Логов А.Б. Акустические и физико-механические показатели теплоустойчивой стали в окрестности трещины

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND GOATINGS

№ 10 (82) October 2011

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 S.N. GRIGORIEV V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO V.A. LASHKO V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV 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: E.P. ZEMSKOVA 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

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

 Tamarkin M.A., Tikhonov A.A.
 Investigation of the process of hydro abrasive

 machining
 3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ilinkova T.A., Ibragimov A.R. Investigation of mechanical properties of plasma thermal barrier coatiings under static loads
Minakov N.V., Bloshchanevich A.M., Rudyk N.D., Puchkova V.Ju., Khomenko G.E. Effect of laser treatment on the properties of iron B440 12
Oskolkova T.N. The influence of methods of coating applying on hard alloy roughness WC-Co
Romanov D.A., Budovskih E.A., Gromov V.E. The relief of surface and structure of a pseudoalloy coatings of a system molybdenum–copper by means electrical explosive treatment 19

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Pohreliuk I.N., Fedirko V.N., Lukyanenko A.G., Pichuhin A.T., Samborskyi A.V. Influence of boriding on the strength and fatigue characteristics of titanium alloys ... 26

PROCESSING BY COMBINED METHODS

QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Smirnov A.N., Ababkov N.V., Glinka A.S., Logov A.B. Acoustic and physic-mechanical parameters of heatproof steel in the vicinity of the crack 40

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

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



<mark>МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ</mark> ОБРАБОТКА

УДК 621.438-46

М.А. Тамаркин, А.А. Тихонов (Донской государственный технический университет) E-mail: tehn_rostov@mail.ru

Исследование процесса гидроабразивной обработки

Рассмотрено единичное взаимодействие абразивной частицы с обрабатываемой поверхностью при струйной гидроабразивной обработке. Произведено теоретическое исследование размеров царапин. Учтено влияние зернистости абразива, предела текучести материала детали, угла движения частицы относительно поверхности, динамическое давление суспензии. Получены зависимости для определения съема металла за один удар абразивной частицы и максимальной глубины ее внедрения.

Ключевые слова: гидроабразивная обработка, единичное взаимодействие, съем металла, влияние зернистости.

In article individual interaction of an abrasive particle with a processed surface is considered at jet hydroabrasive processing. Theoretical research of the sizes of scratches is made. Influence of granularity of an abrasive, a limit of fluidity of a material of a detail, a corner of movement of a particle concerning a surface, dynamic pressure of suspension is considered. For definition removal of metal dependences are received for one blow of an abrasive particle and the maximum depth of introduction of a particle.

Keywords: water jet machining, single interaction, removal of metal, influence of grit.

В современном машиностроении существует потребность создания новых методов для обработки фасонных поверхностей, одним из методов обработки свободными абразивами является гидроабразивная обработка (ГАО). ГАО обладает высокими технологическими возможностями, может использоваться для различных видов обработки, например для скругления острых кромок и сопряженных радиусов; полировки и шлифовки сложных поверхностей; удаления заусенцев и зачистки сварных швов; снятия со всей поверхности или локально дефектного слоя; подготовки поверхности под покрытие; снятия небольшого припуска для снижения шероховатости поверхности; удаления оксидных пленок, нагара, различных повреждений с поверхностей деталей. При этом обеспечиваются высокая производительность и хорошее качество поверхностного слоя деталей.

Процесс струйной ГАО заключается в направлении струи суспензии, состоящей из воды и частиц абразивных материалов, на обрабатываемую поверхность заготовки. Эта струя подвергается воздействию потока сжатого воздуха, который увеличивает скорость истечения суспензии из сопла. В результате образуются чистые матовые поверхности, без направленных рисок, характерных для лезвийной обработки материалов. *Механизм единичного взаимодействия.* При исследовании основных технологических параметров обработки свободными абразивами одним из важнейших является вопрос теоретического моделирования процесса единичного взаимодействия частиц абразива с поверхностью обрабатываемой детали.

Воспользуемся методикой Е.Ф. Непомнящего [1] при исследовании трения и износа под действием потока твердых сферических частиц.

Пусть абразивная частица, имеющая характерный размер R (радиус описанной окружности), движущаяся со скоростью v_0 под углом β к поверхности детали, ударяется о нее с силой, достаточной для снятия стружки. Тогда

$$\mathrm{d}V = \frac{V_{\mathrm{\pi}}}{L}\mathrm{d}x,$$

где dV — объем металла, удаленного на пути скольжения dx; $V_{\rm a}$ — деформированный объем при взаимодействии сферической частицы с деформируемым пространством; L — средний диаметр пятна касания при ударе.

Воспользуемся соотношением, известным из теории скольжения жесткой сферы по пластически деформируемому полупространству [2]:

$$L=2\sqrt{Rh}$$
;

$$V = \pi R h^2$$

где *h* – глубина внедрения частицы; *V* – объем металла, деформированного на пути скольжения.

Тогда

$$dV = \frac{\pi Rh^2}{2\sqrt{Rh}} dx;$$

$$dV = \frac{\pi}{2} \sqrt{Rh}^{3/2} dx.$$
 (1)

Проинтегрировав выражение (1) по пути скольжения частицы, получим

$$V = \frac{\pi}{2} \sqrt{R} \int_{0}^{x_{*}} h^{3/2} \mathrm{d}x,$$

где x_* — путь скольжения частицы при одном соударении.

Известно, что при одних и тех же условиях микрорезания единичным абразивным зерном с повышением пластичности материала увеличивается количество металла, пластически оттесненного по краям царапины, и уменьшается доля металла, который удаляется в виде микростружки. Количественная оценка этого явления — коэффициент стружкообразования равен

$$k_{\rm c} = \frac{V_{\rm c}}{V_{\rm II}}$$

где $V_{\rm c}$ — объем металла, удаленного в виде микростружки; $V_{\rm u}$ — теоретический объем царапины.

Следовательно,

$$V = \frac{\pi}{2} k_{\rm c} \sqrt{R} \int_{0}^{x_{\rm s}} h^{3/2} {\rm d}x.$$

Для нахождения предела интегрирования введем безразмерные координаты

$$\varepsilon = \frac{h}{h_{\max}} \bowtie \xi = \frac{x}{h_{\max}}$$

где $h_{\rm max}$ – максимальная глубина внедрения частицы.

После преобразований получим:

$$V = \frac{\pi}{2} k_{\rm c} \sqrt{R} h^{5/2} \int_{0}^{\varepsilon_{\rm s}(\xi_{\rm s})} \varepsilon^{3/2}, \qquad (2)$$

где ε_* — безразмерное внедрение, при котором прекращается скольжение; ξ_* — безразмерный путь скольжения частицы при одном соударении.

Опишем взаимодействие жесткой частицы с деформируемым полупространством системой уравнений:

$$\begin{cases} m \frac{\mathrm{d}^2 h}{\mathrm{d}t^2} = -P_N \\ m \frac{\mathrm{d}^2 x}{\mathrm{d}t^2} = -P_\tau \end{cases}, \qquad (3)$$

где *m* – масса частицы, кг;

$$m=\frac{1}{6}\pi D^3\rho_{\rm q},$$

где D – диаметр частицы, м; ρ_q – плотность материала частицы, кг/м³; t – время взаимодействия, с; P_N , P_τ – соответственно нормальная и касательная составляющие силы взаимодействия частицы с полупространством, действующие только в течение времени взаимодействия t.

Решение первого уравнения системы (3) можно найти, используя известное соотношение из теории пластического контакта гладкого сферического индентора с деформируемым полупространством [2]:

$$P_N = \pi Rhc\sigma_s$$
,

где R — радиус частицы; c — коэффициент несущей способности контактной поверхности, c = 1...6 для материала в нормальном состоянии, c = 10 при наличии наклепа; σ_s — предел текучести материала.

Тогда решение системы представляется как

$$m\frac{\mathrm{d}^{2}h}{\mathrm{d}t^{2}} = -\pi Rhc\sigma_{s} ,$$
$$\frac{\mathrm{d}^{2}h}{\mathrm{d}t^{2}} = -\frac{\pi Rhc\sigma_{s}}{m} .$$

Подставив значение массы, получим

$$\frac{\mathrm{d}^2 h}{\mathrm{d}t^2} = -\frac{3}{4} \frac{c\sigma_s h}{\rho_{\mathrm{q}} R^2}.$$

Откуда, учитывая, что при t = 0, h = 0 и $\frac{dh}{dt} = v_0 \sin\beta$, получим:

$$\frac{\mathrm{d}h}{\mathrm{d}t} = \pm \sqrt{\upsilon_0 \sin\beta - \frac{3}{4} \frac{c\sigma_s}{\rho_{\mathrm{H}} R^2}} h^2.$$

Интегрируя с учетом $h = h_{\text{max}}, \frac{\mathrm{d}h}{\mathrm{d}t} = 0$, получим мак-

симальную глубину внедрения частицы:

$$h_{\rm max} = 2R\upsilon_0 \sin\beta \sqrt{\frac{\rho_{\rm q}}{3k_s \, c\sigma_s}},$$

где k_s — коэффициент, учитывающий влияние шероховатости обрабатываемой поверхности.

Для того чтобы учесть влияние сухого и гидродинамического трения на процесс формирования остаточного отпечатка, а также на параметры упрочнения поверхностного слоя в дальнейшем, введем коэффициент K_{τ} , учитывающий условия взаимодействия в зоне контакта частица — тело. Тогда зависимость для h_{max} примет вид:

$$h_{\max} = 2K_{\rm T} R \upsilon_0 \sin\beta \sqrt{\frac{\rho_{\rm Y}}{3k_s c\sigma_s}}.$$
 (4)

Для определения скорости частиц при их движении в потоке воздуха или жидкости применимы законы гидродинамики [2].

Используя известную зависимость гидродинамики, скорость истечения смеси через отверстие или насадки под давлением можно представить в следующем виде:

$$v_{cM} = \sqrt{\frac{2 p_{дин}}{\rho_{cM}}},$$
 (5)

где $p_{\text{дин}}$ — динамическое давление смеси, Па; $\rho_{\text{см}}$ — плотность рабочей смеси жидкости и частиц, кг/м³.

Таким образом, h_{max} с учетом выражений (4) и (5) определится по формуле

$$h_{\rm max} = 2 K_{\rm T} R \sin \beta \sqrt{\frac{2 p_{\rm дин} \rho_{\rm q}}{3 c \sigma_s \rho_{\rm cm}}}.$$

Перейдя к безразмерным координатам, можно записать:

$$\frac{dh}{dt} = \pm v_0 \sin \beta \sqrt{1 - \epsilon^2};$$
$$dt = \pm \frac{h_{\text{max}} d\epsilon}{v_0 \sin \beta \sqrt{1 - \epsilon^2}}.$$

Учитывая, что $P_{\tau} = fP_N$, где f – коэффициент пропорциональности, после преобразований получим

$$d\xi = \left(f \pm \frac{\operatorname{ctg}\beta - f}{\sqrt{1 - \varepsilon^2}} \right) d\varepsilon.$$
 (6)

Знак "плюс" соответствует увеличению внедрения $(d\epsilon > 0)$, а знак "минус" — уменьшению $(d\epsilon < 0)$. Используя формулу (6), можно проинтегрировать выражение (7). Предел интегрирования ϵ_* находим из условия, что скольжение прекращается, когда $\frac{dh}{dt} = 0$ или $\epsilon = 0$. В первом случае из уравнения (6) имеем

$$\varepsilon_* = \sqrt{1 - \left(\frac{1}{f \operatorname{tg} \beta} - 1\right)^2},$$

во втором – $\varepsilon_* = 0$. Вид интеграла $A' = \int_{0}^{\varepsilon_*} \varepsilon^{3/2} d\xi$, входящего в выраже-

ние (7), зависит от численного значения ε_* , т.е. от величины произведения ftg β . Учитывая, что по данным [2] коэффициент трения абразивного зерна по металлу равен в среднем 0,25, а угол встречи с поверхностью детали для обработки свободным абразивом в основном не превышает 45°, можно сделать вывод, что ftg $\beta < \frac{1}{2}$.

Тогда интеграл $A' = \int_{0}^{\varepsilon_*} \varepsilon^{3/2} d\xi$ преобразуется к виду

$$A' = 2(\operatorname{ctg} \beta - 1) \int_{0}^{1} \frac{\varepsilon^{3/2} d\varepsilon}{\sqrt{1 - \varepsilon^2}}.$$
 (7)

Интеграл, представленный в выражении (7), не берется в конечном виде, но его можно выразить через гамма-функцию:

$$A' = \sqrt{\pi} \frac{\Gamma\left(\frac{5}{4}\right)}{\Gamma\left(\frac{7}{4}\right)} (\operatorname{ctg} \beta - f).$$

Подставив значения гамма-функции, получим

$$A' = 1,75(\operatorname{ctg} \beta - f).$$
 (8)

Подставляя уравнение (8) в выражение (2), после преобразований получим зависимость для определения объема металла, удаленного за один удар абразивной частицы:

$$V = 15,5k_{\rm c}R^3 \left(K_{\rm T}\sin\beta\sqrt{\frac{2p_{\rm дин}\rho_{\rm Y}}{3c\sigma_s\rho_{\rm cM}}}\right)^{5/2} \left(\frac{1}{{\rm tg}\beta} - f\right).$$

Соответственно съем металла за один удар абразивной частицы

$$q = 15,5k_{\rm c}R^3 \left(K_{\rm T}\sin\beta\sqrt{\frac{2p_{\rm {\rm JUH}}\rho_{\rm {\rm q}}}{3c\sigma_s\rho_{\rm {\rm cM}}}}\right)^{5/2} \left(\frac{1}{{\rm tg}\beta} - f\right)\rho_{\rm {\rm J}},$$

где $\rho_{\mbox{\tiny A}}$ – плотность материала детали.

Методика расчета удаления металла. Общее число взаимодействий на площади квадрата упаковки (в случае упаковки абразивных частиц на поверхности детали по квадрату со стороной, равной диаметру описанной окружности), приводящих к микрорезанию, можно определить следующим образом:

$$n_{\rm p} = P_1 P_2 t,$$

где P_1 — геометрическая вероятность события, заключающегося в том, что любая точка квадрата упаковки покрывается пятном контакта за единицу времени воздействия массы абразивных частиц; P_2 — вероятность события, заключающегося в том, что взаимодействие абразивной частицы с поверхностью детали приведет к микрорезанию; t — время обработки.

В случае, когда площадь поверхности детали больше квадрата упаковки, общее число взаимодействий на площади детали, приводящих к микрорезанию, равно

$$N_{\rm p} = n_{\rm p} \frac{S_{\rm det}}{S_{\rm KB. ym}},$$



Рис. 1. Зависимость съема металла от расстояния между соплом и обрабатываемой поверхностью

где $S_{\text{дет}}$ — площадь поверхности детали; $S_{\text{кв. уп}}$ — площадь квадрата упаковки.

Приняв
$$S_{\text{кв. уп}} = D^2 = 4R^2$$
, получим
 $N_{\text{p}} = P_1 P_2 t \frac{S_{\text{дет}}}{4R^2}.$ (9)

Разрушение поверхностного слоя при обработке свободными абразивами происходит преимущественно путем микрорезания. Следовательно, при расчете съема металла достаточно учитывать только число взаимодействий $N_{\rm p}$, приводящих к микрорезанию:

$$Q = N_{\rm p} q$$

где Q – съем металла с поверхности детали.

Подставив значение $N_{\rm p}$ из выражения (9), получим

$$Q = P_1 P_2 t q \frac{S_{\text{det}}}{4R^2}$$

Появление случайных точек взаимодействия на поверхности детали подчиняется закону Пуассона. Предположим, что P_1 – вероятность события, заключающаяся в том, что каждая точка квадрата упаковки покрывается пятном контакта в единицу времени.

Появление пятен контакта на детали также подчиняется закону Пуассона. При этом вероятность появления k событий за время t определяется по формуле

$$P_k = \frac{(\lambda t)^k e^{-\kappa}}{k!}$$

где λ — интенсивность потока, т.е. среднее число взаимодействий в единицу времени на площади квадрата упаковки.

Соответственно зависимость для определения объема металла примет вид

$$Q = P_2 \lambda t q \frac{S_{\text{дет}}}{4R^2}$$

Величина λ зависит от технологических параметров (давление воздуха, зернистость абразива) и может быть определена при экспериментальном моделировании.

В работе [1] предложена методика вывода зависимости для определения среднего арифметического отклонения профиля установившейся шероховатости



Рис. 2. Зависимость установившегося параметра шероховатости поверхности от расстояния между соплом и обрабатываемой поверхностью

при обработке свободными абразивами и, пользуясь этой методикой для ГАО, получена зависимость:

$$Ra = 0.09 \sqrt{\frac{h_{\max} L_{ea}}{\lambda}},$$

где *L*_{ед} – единица длины.

Экспериментальные исследования процесса ГАО проводили в условиях ОАО "Роствертол" на гидроабразивной установке "Rosler WA140". Материалы образцов для экспериментальных исследований выбирали с учетом необходимости проверить универсальность теоретических моделей и возможности широкого применения результатов исследований для обработки деталей из машиностроительных материалов (сталь ХВГ, 45, медь МОб, латунь ЛС59, алюминий Д16, сталь 12Х18Н10Т). Использовали кварцевый песок зернистостью 0,3...0,6.

На рис. 1 и 2 приведены теоретические зависимости (кривые) и результаты экспериментальных исследований (точки) влияния расстояния от сопла до поверхности детали на съем металла и параметр шероховатости поверхности.

Выводы

1. Полученные теоретические зависимости позволяют достаточно точно (в пределах 20...25 %) рассчитать съем металла с поверхности детали и параметр шероховатости обработанной поверхности.

2. Полученные теоретические зависимости могут быть использованы для прогнозирования параметров шероховатости и съема металла с обработанной поверхности при проектировании технологических процессов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тамаркин М.А. Теоретические основы оптимизации процессов обработки деталей свободными абразивами. Ростов-н/Д. 1995.

2. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. М.: Наука, 2002. 222 с.

Дейч М.Е., Филиппов Г.А. Газодинамика двухфазных сред.
 М.: Энергоиздат, 1997. 267 с.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 629.7.023.222

Т.А. Ильинкова, А.Р. Ибрагимов

(Казанский государственный технический университет им. А.Н. Туполева) E-mail: pochta2006@bk.ru

Исследование механических свойств плазменных теплозащитных покрытий в условиях статических нагрузок

Разработана методика оценки упругопластических, прочностных свойств двухслойных плазменных теплозащитных покрытий на основе оксида циркония при четырехточечном статическом изгибе. Получены покрытия из новых порошковых материалов. Результаты позволяют осуществлять научно обоснованный выбор составов и толщин теплозащитных покрытий.

Ключевые слова: механические свойства, двухслойные плазменные теплозащитные покрытия, деформационный гистерезис.

The method of estimation of the elastic-plastic, the strength properties of bilayer plasma thermal barrier coatings is based on zirconium oxide at four-point static bending. Coatings from new powder materials are formed. The obtained results allow to make a scientifically based selection of compositions and thicknesses of thermal barrier coatings. **Keywords:** mechanical properties, plasma bilayer thermal barrier coatings, deformation hysteresis.

Введение

Теплозащитные покрытия (ТЗП) на основе оксида циркония, частично стабилизированного 6...8 % оксида итрия (6...8YSZ), напыляемые на детали горячего тракта ГТД (рабочие и сопловые лопатки турбины, кожух, форсунки камеры сгорания и т.п.), играют важную роль в повышении эффективности работы двигателя.

Актуальной проблемой является создание ТЗП повышенной толщины, так как при увеличении толщины керамического слоя закономерно возрастает число дефектов в структуре покрытия, а также уровень остаточных напряжений. Отсутствие полного контактного взаимодействия между отдельными слоями покрытия наряду с высоким уровнем остаточных напряжений, возникающих в покрытии в процессе напыления, определяет особое поведение этих покрытий при нагружении и деформировании. Поэтому важной задачей является установление взаимосвязи между составом, условиями формирования напыленного покрытия и его механическими свойствами.

Испытания на статический изгиб металлических материалов по ГОСТ 14019–2003 предусматривает лишь трехточечную схему нагружения: сосредоточен-

ной нагрузкой, приложенной в середине пролета. В этом случае наибольший изгибающий момент равен

$$M_{\rm M3r} = Pl / 4,$$

где Р – изгибающая нагрузка;

l – расстояние между опорами, на которых установлен образец.

При этом в рабочей части образца создается неоднородное напряженное состояние с максимальным значением в центре.

Достоинство схемы чистого изгиба — достижение однородного напряженного состояния по всей длине образца. В этом случае отсутствует поперечный сдвиг и контактные напряжения от сосредоточенных сил, образец доступен для измерений по всей длине. Однако основной недостаток этой схемы — практически невозможно нагружение образца в соответствии с расчетной схемой — изгибающим моментом в торцовом сечении образца.

Четырехточечная схема нагружения отличается от схемы чистого изгиба способом нагружения: изгибающий момент создается при помощи сосредоточенных сил, приложенных внутри или вне пролета образца. Следовательно, на участках образца от опоры до точки приложения нагрузки действует перерезывающая сила, т.е. имеют место поперечные сдвиги.



Рис. 1. Схема четырехточечного изгиба

В случае приложения нагрузки вне пролета это не оказывает влияния на однородность напряженного состояния части образца, расположенной между опорами, т.е. для этой зоны образца сохраняются все достоинства схемы чистого изгиба [1].

Напряжение, возникающее при статическом изгибе в данной системе, рассчитывается по формуле

$$\sigma = \frac{3Pa}{BH^2}$$

где *P* – нагрузка, при которой появляется трещина; *a* – расстояние между нагруженной и опорной балкой (10 мм) (рис. 1);

- B ширина образца;
- *H* полная толщина образца.

Методика проведения исследований

При проведении экспериментов использовали образцы размером основы 10×80×2 мм. Изучали четыре системы ТЗП различного химического состава (табл. 1).

Материал основы — деформируемый сплав на никелевой основе ХН50ВМТЮБ, применяемый для изготовления кожуха камеры сгорания ГТД. Толщина керамического слоя составляла 230...780 мкм, подслоя — 50...200 мкм.



Рис. 2. Остаточные деформации при фиксированных нагрузках 200, 400 и 600 H:

1 – ЦИО-7-10-50+ПНХ20К20Ю13;

2 - Z7Y-10-90+ПНХ20К20Ю13

В качестве нагружающего устройства использовали разрывную машину FPZ 100/1, обеспечивающую плавность нагружения малыми нагрузками не более 10 кН с минимальной скоростью нагружения (0,02...0,84 мм/мин), а также измерение деформаций малых размеров тензодатчиками, которые наклеивали на образец со стороны покрытия и основы. Значения деформаций снимали через каждые 19,6 H.

Для оценки упругого поведения покрытий и выявления остаточных деформаций образцы двух систем с подслоем ПНХ20К20Ю13 подвергали плавному нагружению до 760 H, а затем нагрузку снижали до нуля. По полученным результатам строили кривые в координатах нагрузка—перемещение.

Установлено, что при достижении заданной нагрузки в покрытии развиваются не только упругие, но и пластические деформации, так как при разгрузке кривая деформирования не совпадает с первоначальной кривой нагружения, что указывает на наличие необратимых процессов, т.е. на наличие деформационного гистерезиса.

Вычисление разницы в значениях абсолютной деформации (перемещении) при фиксированных нагрузках (200, 400, 600 Н) при нагружении и полной разгрузке позволило выделить пластическую долю

> деформации, возникающую в покрытиях.

По экспериментальным данным установлено, что керамический слой покрытия из порошка ЦИО-7-10-50 является более пластичным в сравнении с Z7Y-10-90 (рис. 2).

Для исключения возникновения пластической деформации для двух сис-

Система	Теплозащитный керамический слой	Жаростойкий подслой
1	ЦИО-7-10-50	ПНХ20К20Ю13 (ТУ 14-22-11-88)
2	Z7Y-10-90	ПНХ20К20Ю13
3	ЦИО-7-10-50 (ТУ 1-595-2-659-2002)	ПВ-НХ16Ю6 (ТУ 14-22-34-90)
4	Z7Y-10-90 (TV 1762-003-57012661-2004)	ПВ-НХ16Ю6

Состав системы ТЗП

Таблица 1



Рис. 3. Деформационный гистерезис II типа, связанный с высвобождением остаточных напряжений в покрытии: *1* – нагружение; *2* – разгрузка

тем образцов с подслоем ПВ-НХ16Ю6 нагружение осуществляли лишь до 400 H, и далее образцы разгружали. Из-за незначительности нагрузки процесс растяжения внутренних слоев покрытия не достигает его нижней поверхности. Поэтому в нижних слоях покрытия сохраняются сжимающие напряжения, как и в металле основы. Далее при разгружении происходила релаксация внутренних остаточных напряжений, заложенных в процессе напыления, что выразилось в смещении кривой разгрузки в область сжимающих деформаций (рис. 3).

Определение абсолютной деформации для систем с подслоем ПВ-НХ16Ю6 показало, что и в данном эксперименте покрытие ЦИО-7-10-50 является более пластичным в сравнении с Z7Y-10-90. Остаточные деформации при полной разгрузке в обеих системах приблизительно одинаковы и составляют –15 мкм,

что говорит о сопоставимых условиях формирования покрытий при напылении.

Сравнивая остаточные деформации и толщину покрытия, можно утверждать, что строгой связи между этими характеристиками нет. Получены сопоставимые значения остаточных деформаций для покрытий как большой, так и малой величины.

Жесткость ТЗП

По кривым деформирования всех четырех изученных систем, построенных в координатах напряжение-перемещение, был определен угол наклона кривых, тангенс которого можно идентифицировать с жесткостью системы основа-двухслойное покрытие (рис. 4, *a*). На рисунке кривые группируются в зависимости от состава подслоя: более жесткие системы – с подслоем ПВ-НХ16Ю6; менее жесткие – с подслоем ПНХ20К20Ю13.

Система ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6 имеет наиболее узкий диапазон перемещений при нагружении до 400 H, что свидетельствует о стабильности свойств этой системы в упругой области. Объяснение этому факту можно найти в результатах исследования поверхностей разрушения этих систем образцов после испытаний на термостойкость [2].

Мелкий порошок ПВ-НХ16Ю6 при напылении сформировал достаточно плотный подслой, а более крупный и соответственно плохо проплавленный при напылении порошок ПНХ20К20Ю13 — многочисленные несплошности, что и объясняет пониженную жесткость систем с этим подслоем, а также низкую термостойкость ТЗП в условиях печных испытаний.

Сопротивление деформированию в порошковых телах возрастает с повышением их плотности, которая обеспечивается температурно-скоростными параметрами процесса напыления и в итоге увеличением суммарной площади контактов, по которым



Рис. 4. Взаимосвязь жесткости системы основа-двухслойное покрытие с абсолютной деформацией при *P* = 400 H (*a*) и толщиной керамического слоя (*б*)

происходит микросварка частиц при формировании покрытия.

Пористая, трещиноватая керамика, по-видимому, не оказывает такого сильного влияния на жесткость системы, как более плотный металлический подслой. Однако анализируя влияние толщины керамического слоя на изменение жесткости систем, имеющих хорошо сформированный подслой ПВ-НХ16Ю6 (рис. 4, δ), можно сделать различие систем и по составу керамик.

Накопление структурных дефектов в керамическом слое с увеличением его толщины наиболее негативно влияет на жесткость системы Z7Y-10-90+ПВ-НХ16Ю6. С увеличением толщины этой керамики всего лишь в 1,5 раза (с 260 до 400 мкм) тангенс угла наклона снижается в 1,72 раза (с 4,3 до 2,5). Система ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6 в широком диапазоне толщин 300...760 мкм, т.е. при увеличении толщины в 2,5 раза, показывает снижение жесткости примерно в 1,8 раза (с 3,3 до 1,8).

В системах с рыхлым подслоем ПНХ20К20Ю13 влияние толщины керамики в меньшей степени сказывается на снижении жесткости.

Эти системы деформируются в широком диапазоне перемещений независимо от толщин обоих слоев ТЗП и, таким образом, демонстрируют высокую нестабильность свойств. Очевидно, что излишне высокая жесткость в ТЗП не нужна из-за того, что при термоциклировании они будут плохо реагировать на теплосмены.

Данные зависимости позволяют выбрать оптимальную систему порошковых материалов, которая должна быть чувствительной к геометрии покрытия. Предпочтительной является система ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6, так как в ней имеет место плавное снижение жесткости с увеличением толщины керамического слоя в широком диапазоне.

Прочность ТЗП

Для определения прочности системы покрытие-подслой-основа образцы доводили до разрушения

покрытия. Момент разрушения самого покрытия или его отслоения фиксировали визуально. Прочность отдельных образцов ТЗП изменяется в широких пределах 500... 1250 МПа, но в среднем для большинства образцов, имеющих разный химический состав и толщину слоев, прочность составляет 590...880 МПа (табл. 2). Полученные данные хорошо согласуются с результатами работ [3, 4], в которых разрушающие напряжения составляют 500...700 МПа и деформации от 0,1...0,4 %. Однако система ЦИО-7-10-50+ +ПВ-НХ16Ю6 имеет прочность, значитель-



Рис. 5. Зависимости прочности ТЗП от соотношения толщин:

- 1 ЦИО-7-10-50+ПНХ20К20Ю13;
- *2* Z7Y-10-90+ПНХ20К20Ю13;

3 – ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6;

4 – Z7Y-10-90+ПВ-НХ16Ю6

но превышающую указанный уровень. В этой системе имеются покрытия прочностью 1200 МПа. По этой причине и рассеяние характеристики прочности в этой серии наиболее высокое, что, очевидно, связано с наиболее широким диапазоном толщины керамического слоя в этой системе (400...800 мкм). Кроме того, у системы Z7Y-10-90+ПВ-НХ16Ю6 среднее значение прочности достаточно высокое (804 МПа), при этом рассеяние наименьшее, однако рассеяние деформации в этой системе высоко – 50...80 мкм.

Как показано в [2], существует оптимальное соотношение толщин керамики к толщине подслоя 2,6...5, при котором обеспечивается высокая термостойкость. Однако наиболее высокая прочность в системе ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6 обеспечивается более узким диапазоном соотношения толщин – 2...3 (рис. 5). Покрытия других систем при практически любом соотношении толщин имеют пониженную прочность с большим разбросом значений, и степень снижения прочности с увеличением толщины керамики незначительна.

Разрушение покрытий носит когезионно-адгезионный характер. Двойная термообработка ТЗП после

Таблица 2

Прочность покр	ытии
----------------	------

Система ТЗП	Средняя прочность, МПа	Среднее квадратич- ное отклонение S _н , МПа		
ЦИО-7-10-50+ПНХ20К20Ю13	592,4	74,8		
Z7Y-10-90+ПНХ20К20Ю13	735,8	106,4		
ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6	880,8	337,3		
Z7Y-10-90+ПВ-НХ16Ю6	804,3	44,3		

напыления способствует сохранению прочности границы керамика—подслой, поэтому часто разрушающая трещина проходит через подслой и вызывает отслоение покрытия по границе основа—подслой. Однако, как показал металлографический анализ, трещины зарождаются в порах керамики ТЗП и растут в сторону поверхности покрытия. Развитие трещин происходит перпендикулярно к поверхности при 0,5 % деформации.

Расслоение керамики и подслоя наблюдается при растягивающих деформациях 1,0...1,5 %. Увеличение деформации приводит к разветвлению поперечной трещины, рост которой заканчивается на границе подслой—керамика, после чего возникают новые трещины, которые растут уже параллельно этой границе. Аналогичные результаты были получены в [5] при исследовании плазменных ТЗП.

При испытании визуально фиксировали время развития трещины. Установлено, что наиболее "живучими" покрытиями являются ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6.

На характер разрушения покрытия влияет уровень прочности покрытия и его толщина. На рис. 6 (см. с. 2 обложки) сопоставлены образцы ТЗП с одинаковым подслоем ПВ-НХ16Ю6, имеющие разный состав керамики. При этом остаточные деформации после разгружения образцов находились на достаточно высоком уровне.

Повышенная прочность керамики и, по-видимому, оптимальное соотношение толщин подслоя и керамики способствуют тому, что площадь разрушения покрытия Z7Y-10-90 минимальна.

Сопоставим вторую пару образцов, имеющих наименьшие значения остаточной сжимающей деформации (рис. 7, см. с. 2 обложки). Керамика отслаивается только с края и на небольших участках. Однако у образца на рис. 7, *в* (см. с. 2 обложки), имеющего пониженную прочность, керамика разрушилась поперек образца, что характерно для покрытий больших толщин.

По-видимому, остаточные напряжения в покрытиях пониженной толщины не играют критической роли в снижении прочности и характере разрушения покрытия. В случае напыления керамики на подслой большой толщины (120...190 мкм) прочность ТЗП, как правило, высокая и стабильная. Если толщина подслоя низкая (менее 70...80 мкм), а таких образцов в исследовании представлено довольно много, прочность низкая и главное нестабильная.

Выводы

1. Установлены два типа деформационного гистерезиса при нагружении–разгружении двухслойных покрытий в зависимости от уровня приложенной нагрузки: І тип гистерезиса характеризуется сохранением остаточной растягивающей деформации после полного разгружения системы; ІІ тип гистерезиса характеризуется не только полной релаксацией деформации, но и появлением сжимающей деформации, что объясняется высвобождением внутренних напряжений при разгрузке системы, возникших в покрытии при напылении.

2. Анализ деформационных кривых в упругопластической области выявил наиболее пластичную систему ТЗП – ЦИО-7-10-50+ПВ-НХ16Ю6, которая при испытаниях на термическую усталость показала наилучшую термостойкость.

3. На жесткость системы основа-двухслойное покрытие в наибольшей степени оказывает влияние состояние металлического подслоя. Рыхлый подслой ПНХ20К20Ю13 обуславливает высокую нестабильность деформационных характеристик независимо от толщин отдельных компонентов покрытия.

4. При хорошо сформированном подслое ПВ-НХ16Ю6 система становится чувствительной к изменению важнейшего конструктивного параметра покрытия — его толщине, что позволяет оптимизировать эту характеристику по прочностным и деформационным критериям. По полученным данным наилучшим соотношением толщин керамики и подслоя следует считать 2,0...3,0 при толщине подслоя не менее 150...200 мкм. При этом прочность покрытия будет выше средней.

5. Прочность большинства исследованных образцов с ТЗП в широком диапазоне толщин находится на уровне 500...900 МПа, но снижается с увеличением толщины керамического слоя, что объясняется накоплением структурных дефектов и остаточных напряжений в покрытии с увеличением его толщины. Образцы с покрытием ЦИО-7-10-50, имеющие толщину керамического слоя 300...360 мкм в диапазоне соотношения толщин керамики/подслой 2,0...3,0, показали значительный прирост прочности 1221...1276 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васильев В.В., Протасов В.Д., Болотин В.В. Композиционные материалы. Справочник. Машиностроение, 1990. 512 с.

2. Ильинкова Т.А., Тагиров А.Т. О термостойкости теплозащитных покрытий / Матер. 5-й Всерос. науч-техн. конф. "Проблемы и перспективы развития авиации, наземного транспорта и энергетики". АНТЭ–2009. Казань. Т. 2. С. 394–398.

3. Izquierdo P. / Thesis University of Achaean. 1998.

4. Blandin G., Mukhopahyay A. et al. / Proc. of Materials Week 2000. Munich.

5. Takahashi S., Yoshiba M., Harada Y. Microstructural features of mechanical failure in thermal barrier coating systems under static loadings // Materials at high temperatures. 2001. Vol. 18(2). P. 125–130.

УДК 621.373.826:620.192.41

В.Н. Минаков, А.М. Блощаневич, Н.Д. Рудык, В.Ю. Пучкова, Г.Е.Хоменко (Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, г. Киев) *E-mail: minakov@ipms.kiev.ua*

Влияние лазерной обработки на свойства чугуна ВЧ40

Исследовано влияние лазерного облучения на структуру и свойства высокопрочного чугуна ВЧ40 в исходном состоянии и легированного хромом.

Ключевые слова: лазерная обработка, высокопрочный чугун, зона оплавления, хромовая обмазка, микротвердость, рентгеноструктурный анализ, триботехнические испытания.

The influence of laser irradiation on the structure and the properties of high-strength cast iron BY40 in the initial state and alloyed by chromium was investigated.

Keywords: laser treatment, high-strength cast iron, fusion zone, chromium coating, microhardness, X-ray diffraction analysis, tribotechnical tests.

Введение

Одним из перспективных методов упрочняющих технологий, приводящих к улучшению эксплуатационной надежности деталей, является лазерная обработка, которая нашла широкое применение для упрочнения деталей из сталей и чугунов [1].

В результате использования лазерной обработки происходит упрочнение материала за счет структурных изменений и фазовых превращений, оплавления и плакирования поверхности, лазерного легирования, что выражается в существенном увеличении прочности, износостойкости и коррозионной устойчивости.

Лазерная обработка широко используется для деталей из обычных и высокопрочных чугунов, таких как штампы и формы в автомобильной промышленности [2], вентилируемые тормозные диски для грузового автотранспорта [3], коленчатые валы тепловозов [4] и ряда других деталей.

Цель работы — исследование влияния лазерной обработки на структуру и свойства высокопрочного чугуна ВЧ40.

Методика проведения исследований

Для лазерной обработки был использован высокопрочный чугун марки BЧ40 состава, % мас.: (3,44...3,63)C; (0,016...0,022)S; (0,040...0,048)P; (2,46...2,53)Si; (0,26...0,36)Mn; (0,035...0,071)Mg; < 0,05Cr; < 0,2Cu; остальное – Fe.

Поверхности образцов перед лазерной обработкой шлифовали и электролитически полировали. Лазерную обработку проводили в режиме оплавления поверхности на исходных образцах и на образцах с обмазкой хромовым порошком ПХН-10 (размер частиц меньше 10 мкм) на клеевой основе. После сушки поверхность образца с порошковым покрытием механически полировали до толщины слоя 50... 70 мкм.

Для лазерной обработки образцов использовали установку "Квант-15", работающую в импульсном режиме с энергией в импульсе 5,9...6,1 Дж, длительностью импульса $5 \cdot 10^{-3}$ с, диаметром лазерного пятна 0,1 см и коэффициентом перекрытия пятен 0,75, что обеспечивает равномерную обработку поверхности.

Для анализа влияния лазерной обработки на свойства обрабатываемого материала были исследованы микроструктура с помощью оптического микроскопа МИМ-7, измерена микротвердость на твердомере ПМТ-3. Для определения среднего значения микротвердости в сечении зоны оплавления для каждого образца было проведено около 40 измерений по всей глубине этого слоя.

Выполнен сравнительный рентгеноструктурный анализ для этих образцов на дифрактометре ДРОН-3М. Для оценки степени упрочнения материала после лазерной обработки (износостойкости) были проведены сравнительные триботехнические испытания на *автоматизированном триботехническом комплексе с динамическим нагружением* (АТКД) [4]. Распределение по элементам (Fe,Cr) в поперечном сечении упрочненного слоя определяли на суперпробе "Superprobe-733".

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1, *а* приведена исходная структура чугуна ВЧ40. Размер зерна составляет 10 мкм, размер глобулей углерода – (25±3) мкм, расстояние между глобулями – (79±6) мкм. Поперечное сечение зоны оплавления, полученной после лазерной обработки, для исходного чугуна и чугуна с хромовой обмазкой приведено на рис. 1, δ –*г*.



Рис. 1. Микроструктуры высокопрочного чугуна ВЧ40: *a* – исходная; *б* – поверхность образца после лазерной обработки; *в* – поперечное сечение зоны оплавления исходного образца; *е* – поперечное сечение зоны оплавления с хромовой обмазкой

Исследование микроструктуры поперечного сечения образцов показало, что толщина зоны оплавления в исходном состоянии – 90...100 мкм, с нанесенной обмазкой – 100...150 мкм (см. рис. 1, *в*, *г*).

На рис. 2 приведены кривые изменения микротвердости по глубине зоны оплавления в поперечном сечении зоны оплавления в исходном чугуне и в чугуне с хромовой обмазкой. Для чугуна после лазерной обработки в исходном состоянии микротвердость на поверхности зоны оплавления в среднем составила (7,98±0,29) ГПа, т.е. в сравнении с необработанным чугуном ($H_{\mu} = 2,56$ ГПа) микротвердость увеличилась в 3 раза.

При удалении от поверхности зоны оплавления в глубь зоны микротвердость увеличивается с 6...7 до 10 ГПа на глубине 100 мкм, что можно объяснить выгоранием углерода в процессе лазерной обработки. Для этого образца характерен резкий спад микротвердости при переходе от зоны оплавления к исходному материалу.

Для чугуна с хромовой обмазкой после лазерной обработки средняя микротвердость зоны оплавления составила (12,15±0,84) ГПа, что превышает микротвердость исходного чугуна примерно в 4–5 раз и исходного чугуна, упрочненного лазерной обработкой, примерно в 1,5 раза. При удалении от поверхности зоны оплавления микротвердость уменьшается с 16 ГПа на поверхности до 6...7 ГПа в глубине слоя за счет уменьшения доли мелкодисперсных карбидов.



Рис. 2. Изменение микротвердости по глубине зоны оплавления:

1 – исходный чугун после лазерной обработки; 2 – исходный чугун с хромовой обмазкой

Микротвердость чугуна с хромовой обмазкой по глубине зоны оплавления (см. рис. 2, линия 2) в отличие от микротвердости исходного чугуна уменьшается плавно, без резкого спада, так как не происходит выгорания углерода.

Толщина зоны оплавления для чугуна с хромовой обмазкой значительно больше (100...150 мкм), чем для исходного чугуна (до 100 мкм). Это можно объяснить особенностями взаимодействия лазерного излучения с обмазкой и с полированной поверхностью образца.

Микрозондовое исследование поперечного сечения зоны оплавления образца с хромовой обмазкой показало равномерное распределение хрома (рис. 3, *a*). Полосчатый характер расположения ледебурита в зоне оплавления (рис. 3, δ) можно объяснить неравномерным распределением углерода.

На рис. 4 приведены рентгенограммы зоны оплавления исходного чугуна (1), исходного чугуна после лазерной обработки (2) и чугуна с хромовой обмазкой



Рис. 3. Распределение Сг в рентгеновских лучах (*a*) и микроструктура зоны оплавления (*б*) чугуна с хромовой обмазкой (поверхность образца – сверху)



Рис. 4. Фрагменты рентгенограммы исходного чугуна ВЧ40 (*1*), исходного чугуна после лазерной обработки (*2*) и чугуна с хромовой обмазкой после лазерной обработки (*3*): $\blacklozenge - (Fe, Cr)_7C_3; + - C_{60}; \star - Fe_3C; \bullet - \gamma$ -Fe; $\blacksquare - \alpha$ -Fe

после лазерной обработки (*3*). На рентгенограмме зафиксированы дифракционная линия от феррита и след линии (002) углерода (см. рис. 4, линия *1*). Параметр решетки феррита близок к значению для же-

леза – 2,8667 Å.

В исходном чугуне после лазерной обработки (см. рис. 4, линия 2) в зоне оплавления основной структурной составляющей является γ-фаза — аустенит с параметром решетки 3,6288 Å. Согласно [6], такой параметр решетки соответствует содержанию углерода в аустените 1,8 %. Кроме того, на рентгенограмме зафиксированы линии цементита Fe₃C и мартенсита, что приводит к увеличению твердости.

На рис. 4, линии 3 от зоны оплавления чугуна с хромовой обмазкой имеются линии α (Fe,Cr)-фазы, параметр решетки которой составляет 2,868 Å; γ (Fe,Cr)-фазы с параметром решетки 3,632 Å, а также сложных карбидов железа и хрома (Fe,Cr)₇C₃, Cr₂₃C₆. Эти карбиды мелкодисперсны и их наличие приводит к повышению твердости относительно нелегированного слоя.

Полученные результаты совпадают с результатами, представленными в работе [3], за исключением того, что в [3] зафиксировано наличие $Cr_{23}C_6$, в то время как в данной работе наиболее вероятным является образование (Fe,Cr)₇C₃, что может быть объяснено меньшей толщиной слоя хромовой обмазки (0,1 мм в сравнении с 0,3 мм).

Проведенные триботехнические испытания образцов после лазерной обработки показали увеличение износостойкости для исходного чугуна в 3,8 раза, для чугуна с хромовой обмазкой — в 5 раз.

Выводы

1. Исследование структуры зоны оплавления для исходного чугуна показало наличие высокоуглеродистого остаточного аустенита с включениями карбидов Fe₃C и мартенсита. По мере удаления от поверхности зоны оплавления в глубь зоны микротвердость растет (6...10 ГПа на глубине 100 мкм). Структура зоны неоднородная, что обусловлено диффузией углерода от углеродистых глобулей к поверхности. Это свидетельствует о выгорании углерода.

2. Исследование зоны оплавления чугуна с хромовой обмазкой показало, что структура зоны состоит из высокохромистого феррита с включениями карбидов (Fe,Cr)₇C₃. По мере удаления от поверхности зоны в глубь зоны микротвердость падает с 12 до 6...4 ГПа на глубине 100 мкм, вероятно, за счет перераспределения углерода в объеме зоны оплавления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 4. С. 4655.

2. Chen Y., Gan C.H., Wang L.X. et al. Laser surface modified ductile iron by pulsed Nd: YAG laser beam with two-dimensional array distribution // Applied Surface Science. 2005. Vol. 245. P. 316–321.

3. Xin Tong, Hong Zhou, Wei-Wei Chen et al. Effects of pre-placed coating thickness on thermal fatigue resistance of cast iron with biomimetic non-smooth surface treated by laser alloying // Optics & Laser Technology. 2009. Vol. 41. P. 671–678.

4. Лобанов В.К., Пашкова Г.И. Повышение эксплуатационных характеристик коленчатых валов из высокопрочного чугуна // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета. 2009. Вып. 46. С. 115–119.

5. Гринкевич К.Э., Зенкин Н.А. Комплекс диагностической аппаратуры и методология контроля параметров трибосистемы в динамических условиях испытаний // Контроль. Диагностика. 2002. № 6. С. 49–51.

6. Seok-Jae Lee, Young-Kook Lee. Quantitative analyses of ferrite lattice parameter and solute Nb content in low carbon mictroalloyed steels // Scripta Materialia. 2005. Vol. 52. P. 973–976.

УДК 621.9.015:621.793:669.018.25

Т.Н. Осколкова (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) *E-mail: oskolkova@kuz.ru*

Влияние способов нанесения покрытий на шероховатость WC-Co твердого сплава*

Проведено исследование шероховатости поверхности пластин из твердого сплава BK10-KC с нанесенными на них ионно-плазменными TiZrN-покрытиями, покрытий после электроэрозионного упрочнения легированием и электровзрывного легирования. Установлено, что нанесение покрытий различными способами в некоторых случаях приводит к незначительному увеличению шероховатости поверхности, сохраняя ее в пределах технических требований, но при этом происходит увеличение поверхностной твердости в 2–2,5 раза.

Ключевые слова: инструмент, карбидовольфрамовые твердые сплавы, поверхностное упрочнение, шероховатость поверхности.

The research of the surface roughness of the hard alloy sample BK10-KC with TiZrN ion-plasma coating, coatings with electroerosion hardening by alloying and electroexplosive alloying is made. With the help of profilometry method it is established that the surface treatment by different methods does not make the surface quality worse if compared with the alloy without surface surface coating, but though it leads to hardeness increase 2-2,5.

Keywords: instrument, WC-Co hard alloys, surface hardening, surface roughness.

В настоящее время в машиностроении при производстве различного инструмента часто применяют карбидовольфрамовые твердые сплавы группы ВК. Для повышения долговечности и работоспособности этого инструмента твердосплавные пластины подвергают поверхностному упрочнению [1–5].

Известно, что инструмент с большей шероховатостью эксплуатируется небольшой срок, поэтому при конструировании детали задают допустимую микрогеометрию ее поверхности, обеспечивающую длительную работоспособность. Однако основные работы за рубежом и в РФ направлены на решение вопроса повышения срока службы твердых сплавов с позиции износостойкости, не изучая шероховатость поверхности.

Цель работы — на примере готовых изделий (комбайновый резец, буровые коронки) из твердого сплава BK10-KC с допустимым параметром шероховатости поверхности Ra = 2,5 мкм изучить микрогеометрию поверхности после различных способов поверхностного упрочнения.

Для исследования использовали твердосплавные пластины из сплава ВК10-КС (ТУ 48-19-367-83) производства ОАО "Кировоградский завод твердых сплавов" (Россия), с нанесенными на них ионно-плазменными TiZrN-покрытиями, покрытиями после электроэрозионного упрочнения легированием (ЭЭУЛ) и электровзрывного легирования (ЭВЛ). Ранее в [6–8] были изучены свойства твердых сплавов с покрытием из нитрида титана и оценена возможность увеличения срока службы изделий из упрочненных твердых сплавов марки ВК. Покрытие TiN, напыленное слоем 15...20 мкм и обладающее более высоким комплексом физико-механических свойств, может уменьшить склонность к коррозионному разрушению, упрочнить поверхность.

В данной работе на поверхность твердого сплава наносили ионно-плазменные TiZrN-покрытия, поскольку, по мнению авторов [9], введение циркония в состав TiN-покрытия снижает хрупкость при одновременном повышении твердости.

Сущность процесса нанесения покрытия способом ЭЭУЛ состоит в том, что при искровом разряде происходит эрозия электрода и перенос легирующих элементов на деталь-пластину из твердого сплава и последующее диффузионное растворение этих элементов в слое. В качестве электрода использовали твердый сплав ВК6-ОМ. Методика нанесения данного покрытия подробно описана в работе [10]. Предлагаемый способ получения покрытия на твердом сплаве ВК10-КС реализован по двум режимам установки: режим 1 "Turbo" (чистовая обработка); режим 2 "Norma 3"+"Turbo" (черновая+чистовая обработка). В результате получали упрочненный слой толщиной 20...25 мкм.

Сущность процесса получения покрытия способом ЭВЛ заключается в следующем: работа плазменного ускорителя для ЭВЛ основана на накоплении батареей импульсных конденсаторов энергии до 60 кДж и ее последующем разряде в течение 100 мкс

^{*} Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг., государственный контракт П 332.



Рис. 1. Микроструктуры сплава BK10-KC с ионно-плазменными TiZrN-покрытиями (*a*), покрытиями после ЭЭУЛ на режимах 1 (б) и 2 (в)

через проводник, испытывающий при этом взрывное разрушение. Площадь облучаемой поверхности составляет 10...15 см². Способ ЭВЛ вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента включает нагрев поверхности и насыщение ее продуктами взрыва с последующей самозакалкой путем отвода тепла в глубь материала и окружающую среду.

Инструментом теплового воздействия на поверхность и источником легирующих элементов при ЭВЛ является импульсная плазменная струя, сформированная из материала взрываемого проводника, который закрепляется на коаксиально-торцевых электродах ускорителя [11]. В данной работе в качестве проводника использовали углеграфитовые волокна и алюминиевую фольгу.

Образцы твердого сплава с плоской поверхностью помещали в технологическую камеру, откачиваемую форвакуумным насосом до давления 100 Па. Оснастка позволяет закрепить образец относительно оси сопла импульсного плазменного ускорителя под прямым углом. Режим обработки задавали совокупностью таких параметров, как зарядное напряжение емкостного накопителя энергии установки, диаметр внутреннего электрода и канала сопла ускорителя, расстояние от его среза до облучаемой поверхности.

Низкоэнергетический режим обработки с интенсивностью воздействия на поверхность 2,9 ГВт/м² выбирали таким образом, чтобы облучаемая поверхность не плавилась. Высокоэнергетический исследованный режим обеспечивал оплавление поверхности при интенсивности воздействия 6,0 ГВт/м².

Микрогеометрию поверхности после нанесения покрытий различными способами изучали методом профилометрии на установке "Micro Measure 3D-station". Исследование особенностей структуры и глубину зоны плазменного воздействия осуществляли с помощью металлографического микроскопа "ЛабоМет-1И". Наноиндентирование твердого сплава производили на приборе "Nano Hardness Tester" фирмы CSEM. Изменение фазового состава поверхностных слоев определяли с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-2,0 в FeK_a-излучения.

Металлографическими исследованиями установлена толщина 10...15 мкм (рис. 1, *a*) и нанотвердость $H_{\mu} = 38 \ \Gamma \Pi a$ сплава BK10-KC с ионно-плазменными TiZrN-покрытиями.

Покрытия после ЭЭУЛ по двум режимам (рис. 1, б, в) выявили возможность получения упрочненного слоя толщиной 20...25 мкм с повышенной нанотвердостью $H_{\mu} = 22$ ГПа у покрытия по режиму 1 и $H_{\mu} = 31$ ГПа – по режиму 2.

Металлографические исследования поперечных шлифов твердого сплава после ЭВЛ по двум режимам и применением разных проводников (рис. 2) показали, что при обработке твердосплавных пластин указанным способом образуется измененный поверхностный слой, связанный с уменьшением размера карбида вольфрама, толщиной 20...25 мкм, плавно переходящий в основу твердого сплава без образования микротрещин на границе зоны поверхностного легирования и основного материала.

Рентгеноструктурные исследования показали, что обработка поверхности твердого сплава при ЭВЛ по низкоэнергетическому режиму при использовании в качестве проводника углеграфитовых волокон не приводит к изменению его фазового состава. Алюминиевая фольга, применяемая в качестве проводника, способствует качественному изменению ее фазового состава — наряду с имеющимся монокарбидом вольфрама WC образуется карбид W₂C.

С увеличением интенсивности воздействия до 6,0 ГВт/м² (высокоэнергетический режим) при использовании углеграфитовых волокон вместо WC образуется карбид W_2C , а алюминиевая фольга только







в)

а)

Рис. 2. Микроструктуры сплава ВК10-КС после ЭВЛ на режимах низкоэнергетическом (*a*, *в*) и высокоэнергетическом (*б*, *г*): *a*, *б* – углеграфитовые волокна; *в*, *г* – алюминиевая фольга

усиливает формирование карбида W_2C , который имеет более высокую твердость, чем WC (на 10...14 ГПа).

г)

Наноиндентирование показало увеличение твердости, измеренной со стороны облученной поверхности, до $H_{\mu} = 18$ ГПа после обработки на низкоэнергетическом режиме и $H_{\mu} = 24$ ГПа – на высокоэнергетическом при использовании в качестве проводника как углеграфитовых волокон, так и алюминиевой фольги.

Изучение микрогеометрии сплава показало, что параметр шероховатости покрытий, полученных различными способами обработки, ниже допустимого значения Ra = 2,5 мкм (рис. 3, 4, таблица).

Рис. 3. Микрогеометрия сплава ВК10-КС с ионно-плазменными ТіZrN-покрытиями (*a*), покрытиями после ЭЭУЛ на режимах 1 (б) и 2 (в)





Рис. 4. Микрогеометрия сплава ВК10-КС после ЭВЛ на режимах низкоэнергетическом (*a*, *b*) и высокоэнергетическом (*б*, *г*): *a*, *б* – углеграфитовые волокна; *в*, *г* – алюминиевая фольга

Способ обработки	<i>Ra</i> , мкм
Без обработки (исходное состояние)	1,32
ЭЭУЛ, режим <i>1</i>	1,92
ЭЭУЛ, режим 2	2,15
ЭВЛ, интенсивность воздействия 2,9 ГВт/м ² , проводник:	
— углеграфитовые волокна	1,36
— алюминиевая фольга	1,34
ЭВЛ, интенсивность воздействия 6,0 ГВт/м ² , проводник:	
— углеграфитовые волокна	0,87
— алюминиевая фольга	1,73
Ионно-плазменное TiZrN-покрытие	0,973

Результаты микрогеометрии поверхности сплава ВК-10КС после различных способов обработок

Вывод

Ионно-плазменные TiZrN-покрытия, покрытия после ЭЭУЛ и ЭВЛ, нанесенные на поверхность сплава BK10-KC, в некоторых случаях приводят к незначительному увеличению шероховатости поверхности, сохраняя ее в пределах технических требований, однако при этом происходит увеличение поверхностной твердости в 2–2,5 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хижняк В.Г., Долгих В.Ю., Король В.И. и др. Строение и некоторые свойства диффузионных покрытий титана, ванадия, хро-

УДК 621.793

ма и бора на твердых сплавах // Научные вести национ. техн. ун-та Украины "Киевский политехнический институт". 2002. № 1. С. 74–79.

2. Бобой А.О., Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н. и др. Комплексная модификация твердосплавных режущих инструментов с использованием ионных пучков высокой удельной мощности // Материалы и технологии 21-го века: сб. науч. тр. Ч. 1. Пенза: Изд-во Приволж. Дом знаний, 2001. С. 87–89.

3. **Иванов А.Н., Хмелевская В.С., Антошина И.А.** и др. Структурные изменения в твердом сплаве ВК8 при ионном облучении // Перспективные материалы. 2003. № 1. С. 89–92.

4. Тарбоков В.А., Ремнев Г.Е., Кузнецов П.В. Модифицирование твердосплавных пластин на основе карбида вольфрама мощным импульсным ионным пучком // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 3. С. 11–17.

5. Полещенко К.Н., Поворознюк С.Н., Бобой А.О. Изменение трибологических свойств металлокерамических твердых сплавов ионно-плазменной и ионно-лучевой обработкой // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 2. С. 5–8.

6. Яценко А.С., Марчук С.И. Изучение коррозионной стойкости твердых сплавов с покрытием нитрид титана // Металловедение черных и цветных сплавов: сб. науч. тр. Донецк: Донецк. нац. техн. ун-т., 2003. Вып. 9. С. 29–33.

7. Пат. 93038773 РФ, МПК С 23 С 12/00. Способ получения износостойкого покрытия / Калашникова Л.В. № 93038773/02; заявл. 29.07.93; опубл. 20.11.96, Бюл. № 32. 35 с.

8. **Коротаев А.Д., Мошков В.Ю., Овчинников С.В.** Наноструктурные и нанокомпозитные сверхтвердые покрытия // Физическая мезомеханика. 2005. № 5. С. 103–116.

9. Панов В.С., Чувилин А.М., Фальковский В.А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСиС, 2004. 464 с.

10. Осколкова Т.Н. Покрытия на карбидовольфрамовых твердых сплавах с повышенной твердостью // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 6. С. 53–55.

11. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф. и др. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. 301 с.

Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов

(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк) E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

Рельеф поверхности и структура псевдосплавных покрытий системы молибден-медь, сформированных электровзрывным способом^{*}

Получены псевдосплавные молибден-медные покрытия на медных контактных поверхностях электровзрывным способом. Изучены топография поверхности и особенности структуры покрытий.

Ключевые слова: псевдосплав, молибден-медные покрытия, электровзрыв, микроструктура, топография. Molybdenum-coppering coatings of on a copper contact surfaces have spraying by means electrical explosive treatment. The surface topography and features of coating structure are studied.

Keywords: pseudoalloy, molybdenum-copper coatings, electric explosion, microstructure, surface topography.

Композиционные материалы (КМ) системы молибден—медь обладают стойкостью к электрической эрозии на порядок более высокой в сравнении с контактной медью [1]. Псевдосплавные молибден-медные КМ

* Работа выполнена при поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332). находят практическое применение, в частности в средне- и тяжелонагруженных выключателях, в качестве материала покрытий на контактных поверхностях коммутационных аппаратов [2]. Известны способы получения объемных материалов этой системы [3].

Для ряда практических применений, например для упрочнения контактных поверхностей электриче-

ских выключателей, перспективно формирование покрытий этой системы, поскольку важна электроэрозионная стойкость именно поверхности контакта, а не всего объема. Однако их формирование связано с трудностью смешивания молибдена и меди в поверхностных слоях.

Цель работы — формирование покрытий системы молибден—медь методом электрического взрыва проводников и изучение особенностей их рельефа поверхности, строения и структуры.

Материал и методика проведения исследований

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [4], включающей емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумируемую технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Для формирования псевдосплавного покрытия системы молибден—медь в качестве материала взрываемого проводника использовали полоску молибденовой фольги размером 50×20 мм, толщиной 20 мкм, массой 150 мг, а также круглую медную фольгу диаметром 50 мм, толщиной 15 мкм, массой 250 мг.

Обработке подвергали медные контактные поверхности размером 20×30 мм, которые ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. Покрытия по-

лучали при двукратной обработке поверхности. Первый раз сформированная из продуктов электрического взрыва молибденовой фольги плазменная струя обеспечивала поглощаемую плотность мощности 6,0 ГВт/м². Второй раз осуществляли электровзрыв медной фольги и облучали поверхность при поглощаемой плотности мощности 7,6 и 10,0 ГВт/м² (режим *1* и *2* соответственно). Формирование псевдосплава происходило при перемешивании меди и молибдена в жидком состоянии с последующим теплоотводом в материал контактной поверхности.

Исследования топографии поверхности проводили с использованием оптического интерферометра "Zygo NewViewTM 7300". Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) и рентгеноспектральный анализ осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа "Carl Zeiss EVO50".

Результаты исследований и их обсуждение

При использовании режима 2 шероховатость поверхности была больше, чем

при режиме 1, который с этой точки зрения является предпочтительнее. В режиме 1 среднее арифметическое отклонение профиля Ra = 3,7 мкм (рис. 1). На профилограмме наблюдаются отдельные участки с выступами профиля до 12 мкм и впадины профиля до 7 мкм. В основном рельеф поверхности образован выступами профиля 5...7 мкм и впадинами профиля 3...5 мкм, местными выступами 1...3 мкм и местными впадинами профиля 2...3 мкм.

Выступы и впадины узкие и имеют средний шаг неровностей профиля по вершинам S = 50 мкм. Наибольшая высота неровностей профиля $R_z = 35$ мкм. При этом толщина покрытия составляет только 15...20 мкм. Высокие значения параметров Ra, Rz обусловлены тем, что покрытия были получены при электровзрывной обработке, которая вызывает оплавление поверхности, конвективное перемешивание расплава, осаждение на поверхности конденсированных частиц продуктов взрыва из тыла струи и последующую самозакалку [4]. Однако в случае применения сформированных псевдосплавных покрытий в качестве контактного материала для высоковольтных выключателей происходит быстрое удаление высоких и узких выступов в процессе приработки при трении и достигается оптимальная шероховатость.

Методом СЭМ установлено, что на поверхности после обработки как в режиме *1*, так и в режиме *2* неравномерно распределены многочисленные деформированные закристаллизовавшиеся микрокапли размерами 1...10 мкм, осевшие на ней из тыла струи (рис. 2). Микрорентгеноспектральный анализ области расположения одной из капель (см. рис. 2, *б*) показал, что



Рис. 1. Участок изучения топографии поверхности (a), распределение неровностей рельефа по высоте (δ), положение секущей (вид сверху) (s), распределение неровностей вдоль базовой длины (z)

б)



Рис. 2. Рельеф поверхности электровзрывного псевдосплавного покрытия молибден-медь:

а – общий вид покрытия; *б* – одна из капель покрытия



a



 а — субмикрокристаллические и наноразмерные включения меди в молибденовой матрице; б — микрокристаллические включения меди в молибденовой матрице (стрелками показаны участки набора рентгеновского спектра)

она образована молибденом и медью, содержание которых составляет 68 и 32 % ат. соответственно.

Согласно СЭМ косых шлифов поверхностных слоев, сформированных при обработке в режиме *1*, вблизи поверхности образуются частицы размерами 30...200 нм (рис. 3, *a* светлые области). Размер отдельных частиц достигает 1 мкм. Некоторые из них выкрашиваются в процессе приготовления шлифа (рис. 3, *б*).

Микрорентгеноспектральный анализ участка поверхности, содержащего отдельную частицу (см. рис. 3, δ , участок *I*), показал, что основным элементом в ней является медь: ее содержание составляет 93 % ат., а молибдена — 7 % ат. На участке, который не содержит отдельных частиц (см. рис. 3, δ , участок *2*) содержание меди и молибдена составляет 44 и 56 % ат. соответственно.

Анализ рентгеновских карт распределения элементов в области на рис. 3, *а* показал, что в сформированном покрытии молибден и медь распределены равномерно (рис. 4). При этом участки, содержащие медь или молибден без взаимного перемешивания, не выявляются, хотя согласно СЭМ-анализу в поверхностном слое присутствуют субмикрокристаллические и наноразмерные частицы меди. Это связано с "пробоем" анализируемой области рентгеновским лучом на глубину большую, чем размер частиц.

Таким образом, впервые способом электровзрывного легирования получены поверхностные слои из несмешивающихся компонентов меди и молибдена, применяемые в электротехнике в качестве электроэро-



Рис. 4. Распределение молибдена (а) и меди (б) для рис. 3, а

зионных контактов. Показано, что покрытия, полученные в низкоэнергетическом режиме при поглощаемой плотности мощности 7,6 ГВт/м², характеризуются относительно равномерным распределением молибдена и меди по объему и имеют субмикрокристаллическую и наноразмерную структуру.

Применение высокоэнергетического режима (поглощаемая плотность мощности 10,0 ГВт/м²) приводит к ухудшению качества поверхности, связанному с усилением термосилового воздействия многофазной плазменной струи продуктов взрыва на облучаемую поверхность. Сформированная структура с равномерным распределением компонентов обусловливает высокую электроэрозионную стойкость покрытий.

Результаты позволяют рекомендовать электровзрывное легирование для практического использования с целью формирования молибден-медных электрических контактов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Анисимов А.Г., Мали В.И. Исследование возможности электроимпульсного спекания порошковых наноструктурных композитов // Физика горения и взрыва. 2010. № 2. С. 135–139.

2. Гречанюк Н.И. Композиционные материалы на основе меди и молибдена для электрических контактов, конденсированные из паровой фазы. Структура, свойства. Технология. Часть 1. Современное состояние и перспективы применения технологии электронно-лучевого высокоскоростного испарения-конденсации для получения материалов электрических контактов // Современная электрометаллургия. 2005. № 2. С. 28–35.

3. Пат. 2292988 РФ. Способ получения молибден-медного композиционного материала / Тихий Г.А. и др. Заявл. 05.07.05; опубл. 10.02.07, Бюл. № 4. 5 с.

4. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: СибГИУ, 2007. 301 с.



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 631.3.004.67:621.35.035.4

Ю.Е. Кисель (Брянская государственная инженерно-технологическая академия) *E-mail: YPK2@mail.ru*

Влияние структурно-механических параметров композитов на их износостойкость

Исследована износостойкость композиционных электрохимических покрытий в условиях абразивного изнашивания. Определено оптимальное содержание дисперсной фазы в композите с точки зрения соотношения прочности дисперсной фазы и матрицы. Установлены зависимости между износостойкостью и шероховатостью поверхности композитов при изнашивании.

Ключевые слова: композиционные электрохимические покрытия, электролитические сплавы, структура, механические свойства, износостойкость, дисперсная фаза.

Wear resistance of composite electrochemical coatings in conditions of abrasive wear process was investigated. The optimum maintenance of a disperse phase in a composite from the point of view of a ratio by a durability of a disperse phase and a matrix was determined. Dependences between wear resistance and a roughness of a surface of composites at wear process were established.

Keywords: composite electrochemical coatings, electrochemical alloys, structure, mechanical properties, resistance increase, dispersed phase.

Введение

Высокую износостойкость композиционных электрохимических покрытий (КЭП) связывают с тем, что твердые частицы, выступая в процессе изнашивания из относительно мягкой матрицы, являются площадками контакта, которые при трении подвергаются наиболее интенсивному нагружению. Обладая высокими физико-механическими свойствами, они предотвращают адгезию металлических поверхностей и схватывание, а также способствуют лучшему распределению смазки при ее недостаточной подаче по рабочей поверхности сопрягаемых деталей.

По моделям классической усталостной теории прочности, "лепестковой" теории изнашивания Н.П. Су, термофлуктационной теории С.Н. Журкова и В.Р. Регеля, адгезионной Е. Арчарда и Е. Хорнбогена, энергетической Г. Флейшера и Г. Грегера трение обусловлено сочетанием свойств материалов матрицы и частиц, их поверхностной энергией, структурными особенностями, внешними условиями[1, 2].

В случае приложения распределенной нагрузки напряжения в приповерхностном слое матричного материала существенно ниже, чем в приповерхностном слое твердых включений. Так как равномерно распределенная нагрузка одинаково деформирует как матрицу, так и включения, однако поскольку модуль упругости матрицы ниже, чем модуль упругости включений, напряжения в матрице оказываются соответственно меньшими [3].

Таким образом, анализ условий повышения износостойкости "чистых" покрытий и КЭП в различных условиях

испытаний показал, что триботехнические свойства связаны с прочностью взаимодействующих разнородных материалов, составляющих композицию. Вместе с тем в ряде работ в качестве первопричины выдвигается формирование твердыми включениями благоприятного рельефа поверхности контртела [4].

Поэтому целью работы было сопоставить прочностные свойства компонентов композита, шероховатость изнашиваемой поверхности, объемное содержание и размер ∂uc персных фаз (ДФ) для выявления их влияния на износостойкость КЭП в условиях абразивного изнашивания.

Методика проведения исследований

КЭП получали из электролитов-суспензий (ЭС) на основе хлористого железа. Для изучения влияния прочностных свойств матрицы на износостойкость КЭП были выбраны железоникелевые (как менее прочные) и железокобальтовые (как более прочные) покрытия, механические свойства которых подробно изучены ранее [5, 6]. В качестве ДФ служили микропорошки электрокорунда промышленного изготовления (марок М14, М20). Подробная технология получения КЭП изложена в работах [5, 6].

В исследованиях абразивной износостойкости КЭП использовали пластины размером 30×30×1 мм из стали Ст3, на которые наносили покрытия толщиной (0,5±0,1) мм. Исследования абразивной износостойкости проводили в соответствии с ГОСТ 23.208–79 на специально разработанной установке [5]. Время проведения испытаний определяли необходимостью получения ощутимой величины износа J, мг, который фиксировали весовым методом с погрешностью 5 $\cdot 10^{-8}$ кг.

Профилограмму внешней части поверхности шероховатого слоя покрытий, подвергнутых износу в массе абразива (речной песок), получали на приборе "MarSurf PS1". Опытные данные обрабатывали методами математической статистики. Для построения функциональных зависимостей использовали регрессионный анализ [7].

Результаты исследований и их обсуждение

КЭП получались качественными, плотными, светло-серого цвета. Микроструктура основы претерпевала глубокие изменения, особенностью которых было равномерное распределение Д Φ , отсутствие частиц в начальных слоях покрытия вблизи границы раздела с подложкой, что согласуется с литературными данными и подтверждает незначительное влияние частиц на сцепление покрытия с основой [8]. В присутствии Д Φ твердые частицы, находясь в перемешиваемом электролите, механически очищают катод от пузырьков водорода и пассивных пленок и облегчают условия электрокристаллизации железа [9].

При исследовании абразивной износостойкости КЭП установлено, что их износ в контакте с нежесткозакрепленным абразивом в значительной мере зависит от размеров и объемного содержания дисперсных частиц в покрытии Vкак на стадии приработки, так и при установившемся изнашивании. Износ КЭП на основе железоникелевых и железокобальтовых сплавов с ростом содержания ДФ в покрытии уменьшался и проходил через минимум при содержании микропорошков 18...25 % об. (рис. 1). С ростом содержания ДФ в покрытии 30...35 % об. износостойкость КЭП снижалась.

Необходимо отметить, что КЭП с более прочной матрицей имели наибольшую износостойкость. Так, оптимальная износостойкость КЭП на основе железокобальтовых покрытий (содержание ДФ 22...26 % об.) была выше, чем КЭП на основе железоникелевых покрытий (содержание ДФ 18...20 % об.).

Изучение изменения установившейся в процессе испытаний шероховатости поверхности образцов показало, что с увеличением объемного содержания ДФ в КЭП от 0 до 5...7% об. параметр шероховатости несколько увеличивался (рис. 2). С дальнейшим ростом содержания ДФ в КЭП (до 18...25% об.) параметр шероховатости уменьшался (до Ra 0,5...0,7 мкм), достигая минимума при содержании частиц ДФ в покрытии, отвечающей наивысшей износостойкости гетерогенного материала, а затем относительно резко возрастал. Хотя износ покрытий при содержании в них ДФ выше оптимального увеличивался незначительно. Менее прочные и более мягкие железоникелевые КЭП после изнашивания обладали более высокой шероховатостью, чем железокобальтовые.

Установлено, что при испытании "чистых" покрытий неровности контактирующей с абразивом поверхности формируются особенностями структуры и упругопластическими свойствами материала матрицы. Поверхность более прочных железокобальтовых покрытий формируется несколько более шероховатой, чем железоникелевых. Модель такой поверхности можно изобразить в виде набора сфер (рис. 3, *a*).

С увеличением содержания частиц в КЭП до 5...7 % об. неровности материала матрицы постепенно замещаются



Рис. 1. Зависимости износа КЭП от содержания и размеров ДФ в покрытии:

 $1 - \text{Fe}-\text{Ni}-\text{Al}_2\text{O}_3$ (M14); $2 - \text{Fe}-\text{Ni}-\text{Al}_2\text{O}_3$ (M20); $3 - \text{Fe}-\text{Co}-\text{Al}_2\text{O}_3$ (M14); $4 - \text{Fe}-\text{Co}-\text{Al}_2\text{O}_3$ (M20)

неровностями из твердых включений (рис. 3, δ). Обладая относительно высокой твердостью в сравнении с матрицей, они в процессе изнашивания выступают из изнашиваемой гетерофазной поверхности значительно выше и подвергаются значительно большему нагружению. В связи с этим, из-за ограниченной прочности связки и их связи с матрицей, происходит выкрашивание отдельных частиц Д Φ (см. рис. 3, δ).

КЭП с менее прочной железоникелевой матрицей хуже удерживали частицы Д Φ , соответственно их поверхность формировалась более грубой (см. рис. 2).

Дальнейший рост содержания частиц в КЭП до 15...22 % об. приводил к более полному замещению неровностей матрицы "неровностями" из твердых включений (рис. 3, *в*). Взаимодействие "неровностей" твердой фазы увеличивалось,



Рис. 2. Зависимости параметра шероховатости КЭП от содержания $Д\Phi$ в покрытии (обозначения см. на рис. 1)





соответственно росла прочность гетерофазного материала и параметр шероховатости уменьшался до минимума, отвечающего оптимальному содержанию частиц ДФ (см. рис. 2, 3, *в*).

С увеличением содержания ДФ в КЭП выше оптимального способность связки удерживать износостойкие частицы снижается. Они в процессе изнашивания начинают разрушаться и также выкрашиваться, что приводит к резкому увеличению параметра шероховатости (рис. 3, e).

Поверхность наиболее износостойких КЭП, независимо от свойств матрицы, при оптимальной концентрации частиц ДФ имеет почти одинаковый установившийся в процессе их износа параметр шероховатости. Картина изменения шероховатости поверхности КЭП при их изнашивании, связь износа КЭП с упругопластическими свойствами матрицы и прочностью связи ДФ с матрицей особенно наглядно выявляется при построении зависимостей параметра шероховатости от их износа.

Изменение параметра Ra при уменьшении износа до минимального значения, а затем его рост после превышения оптимальной концентрации ДФ в КЭП описываются различными уравнениями регрессии II-го порядка, полученными на основе статистической обработки экспериментальных данных (рис. 4):

– на участке AB

$$Ra = -0,021J^2 + 0,352J - 0,433; \tag{1}$$

- на участке BC

$$Ra = -0,011J^2 + 0,619J - 1,470;$$
(2)

- на участке AD

$$Ra = -0.029J^2 + 0.446J - 0.413; \tag{3}$$

- на участке DE

$$Ra = -0,149J^2 + 1,989J - 3,755;$$



Рис. 4. Зависимости установившегося параметра шероховатости поверхности от износа КЭП на основе Fe-Ni (*a*) и Fe-Co (*б*) (обозначения см. на рис. 1)

на участке FG

$$Ra = -0.062J^2 + 0.961J - 2.417;$$
(5)

- на участке GH

$$Ra = -0.028J^2 + 0.492J - 0.707; (6)$$

– на участке *FK*

$$Ra = -0.021J^2 + 0.302J - 0.118; (7)$$

- на участке KL

$$Ra = 0,092J^2 - 0,503J + 1,192.$$
(8)

Сопоставление износостойкости и параметра шероховатости КЭП показывает, что более износостойкие покрытия обладают меньшим параметром шероховатости. Это подтверждает выводы работы С.Н. Айнбиндера о том, что в процессе изнашивания на поверхности трения устанавливается равновесная шероховатость композиции, которая зависит от их упругопластических свойств и условий изнашивания [4].

Анализ зависимостей (1) - (8) показал, что оптимальную концентрацию ДФ в наиболее износостойких КЭП можно достаточно точно установить расчетом как точку пересечения ветвей зависимостей параметра шероховатости от износа до оптимального содержания частиц ДФ и после. Таким образом, исследование *Ra* гетерогенных материалов в зависимости от износа может служить методом определения оптимального содержания ДФ в композиционных материалах, отвечающих наивысшей износостой-кости, особенно в условиях абразивного изнашивания.

Из сопоставления кривых зависимости параметра шероховатости от износа можно четко выявить связь износо-

(4)

стойкости с прочностными свойствами КЭП. Поскольку износ связан с разрушением поверхности, наилучшая износостойкость должна отвечать наивысшей прочности материала. Теоретический анализ взаимосвязи прочности композиций и их износостойкости показал, что их оптимум для КЭП отвечает условию [10]:

$$\sigma_{\rm K} = \sigma_{\rm p}, \qquad (9)$$

где σ_{κ} , σ_{p} – прочность соответственно композита и Д Φ (трещина при разрушении композиции проходит через связующее и частицы Д Φ).

При этом объемное содержание, отвечающее наивысшей прочности композита $V_{\rm p}$ при его разрушении, равно

$$V_{\rm p} = 0.33\pi (1 / (\alpha_{\rm p}^2 \gamma_{\rm p} / \gamma_{\rm M}) + 0.816)^{-2}, \tag{10}$$

где α_p – коэффициент, зависящий от типа укладки частиц Д Φ в гетерогенном материале; γ_p , γ_M – поверхностная энергия соответственно материала частиц Д Φ и матрицы.

Объемное содержание, отвечающее наивысшей прочности покрытий, в зависимости от прочностных свойств матрицы для КЭП с включением электрокорунда ($\gamma_p = 3600 \text{ эрг/см}^2$) и карбида бора ($\gamma_p = 3800 \text{ эрг/см}^2$) показано на рис. 5. Результаты теоретических и экспериментальных исследований достаточно хорошо согласуются.

Таким образом, повышение прочности матрицы и связи ДФ с матрицей является весьма важным фактором увеличения износостойкости гетерогенных материалов. В процессе электролиза прочность матрицы можно повысить легированием электролитического железа никелем или кобальтом. Присутствие этих легирующих добавок в электролите способствует предотвращению защелачивания прикатодного слоя и выпадению гидроксидов железа, отрицательно влияющих на свойства осадков. Осаждаемые сплавы в сравнении с "чистым" электролитическим железом имеют более высокие упругопластические свойства, износостойкость и прочность сцепления с основой, меньшие внутренние напряжения [6, 8, 10].

Повысить химические связи фаз в гетерогенном материале можно термообработкой деталей с покрытиями, при которой происходит улучшение упругопластических свойств матрицы за счет уменьшения микроискажений кристаллической решетки, обусловленое миграцией вакансий к свободным поверхностям и границам зерен и аннигиляцией на них, выходом из осадка протонированного и молекулярного водорода, разложением гидроксидов железа и других химсорбированных соединений и миграцией их продуктов из покрытий [9, 11].

Одновременно растет прочность связи между фазами гетерогенного композита за счет термической активации химического взаимодействия. При этом термическое воздействие, вероятно, должно быть ограниченной интенсивности, чтобы не вызвать фазовых изменений компонентов КЭП (условие сохранения гетерогенности) и ухудшений упругопластических свойств матрицы (условия сохранения параметров конструкции материала матрицы), что может привести к снижению физико-механических характеристик композита [12].



Рис. 5. Влияние прочности матрицы на оптимальное объемное содержание частиц карбида бора (1) и электрокорунда (2) в КЭП

Вывод

Установлены основные соотношения между структурой и упругопластическими свойствами КЭП в условиях абразивного изнашивания. Износостойкость КЭП можно улучшить, повысив прочность материала матрицы и прочность ее связи с ДФ в процессе электролиза или термообработкой деталей с покрытиями. Причем последнее условие является более предпочтительным в связи с упрощением технологии получения КЭП и технологическим преимуществом термообработки покрытий ТВЧ и лазером.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Крагельский И.В., Михин Н.М.** Узлы трения машин: Справочник. М.: Машиностроение, 1984. 280 с.

2. Рыбакова Л.М., Куксенкова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.

3. **Кисель Ю.Е.** и др. Применение метода конечных элементов для расчета упругих характеристик композиционных материалов. Труды КубГАУ. 2009. № 4(19). С. 219–222.

4. Айнбиндер С.Б. и др. Параметры шероховатости контртела, определяющие износостойкость полиэтилена // Трение и износ. 1981. Т. 2. № 1. С. 12–21.

5. Кисель Ю.Е. Повышение долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2001. 18 с.

6. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 7. С. 25–30.

7. Колемаев В.А., Староверов О.В., Турундаевский В.Б. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Высшая школа, 1991. 400 с.

8. Шайдулин А.М. Повышение прочности сцепления электролитического железа с легированной сталью при восстановлении деталей сельскохозяйственной техники: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Кишинев, 1990. 19 с.

9. Гурьянов Г.В. Электроосаждение износостойких композиций. Кишинев: Штиинца, 1985. 237 с.

10. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус-К, 1997. 384 с.

11. **Гурьянов Г.В.** Структура и механические свойства электролитических железных покрытий. Кишинев: ИПФ, 1989. 62 с.

12. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Лазерная обработка износостойких композиционных электрохимических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 9. С. 45–47. УДК 621.78:669.295

И.Н. Погрелюк, В.Н. Федирко, А.Г. Лукьяненко А.Т. Пичугин, А.В. Самборский (Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов) E-mail: pohreliuk@mail.ru

Влияние борирования на прочностные и усталостные характеристики титановых сплавов

Изучено влияние борирования на механические свойства (временное сопротивление разрушению при одноосном растяжении, пластичность, склонность к замедленному разрушению, сопротивление усталости при изгибе с вращением, усталостную долговечность при малоцикловом чистом изгибе) титановых сплавов BT1-0 (α-сплав) и BT14 ((α+β)-сплав).

Ключевые слова: титановые сплавы, борирование, кратковременная прочность, пластичность, статическая прочность, усталостная долговечность.

Influence of boriding on the mechanical properties (ultimate strength to destruction at uniaxial tension, plasticity, tendency to delayed destruction, fatigue resistance at bending with rotation, fatigue life at low-cycle pure bending) of BT1-0 (α -alloy) and BT14 ((α + β)-alloy) titanium alloys is studied.

Keywords: titanium alloys, boriding, short-time strength, ductility, static capacity, fatigue life.

Введение

Разрушение детали в процессе эксплуатации, как правило, начинается с поверхностного слоя. Это объясняется тем, что поверхностные слои находятся в наиболее напряженном состоянии, являются границами раздела фаз и поддаются воздействию окружающей среды [1, 2].

При химико-термической обработке (XTO) в поверхностных слоях изделий из титановых сплавов в результате растворения и диффузии элементов внедрения (кислорода, азота, углерода, бора) искажается кристаллическая решетка металла, изменяются ее периоды (отношение c/a) и вносится существенное, а иногда и решающее, воздействие на кристаллографию скольжения и механизмы пластической деформации. В итоге влияние XTO, в том числе и борирования, на служебные свойства титана и его сплавов определяется склонностью металла к микроразрушению.

Цель работы — оценить влияние термодиффузионного борирования на механические свойства титановых сплавов.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы из титановых сплавов ВТ1-0 (технически чистый титан) и ВТ14 (Ti-4,9Al-3,2Mo-1,4V) ((α + β)-сплав). После изготовления образцы отжигали в вакууме (T = 800 °C; $\tau = 2$ ч; $p = 5 \cdot 10^{-5}$ Па; $I = 10^{-4}$ Па·дм³·с⁻¹) для формирования исходного структурно-фазового состояния (снятия напряжений, удаления водорода, гомогенизации и стабилизации структуры).

Борирование осуществляли бесконтактным способом (образцы размещали над порошковой засыпкой), насыщая из порошков аморфного бора или карбида бора в вакууме 1 Па (парциальное давление кислорода ~ 0,1 Па) [3]. Перед обработкой поверхность образцов полировали, промывали в спирте и высушивали.

Фазовый состав поверхностных слоев титановых сплавов после борирования определяли методом рентгенофазового анализа на рентгеновском дифрактометре-дифрактографе ДРОН-3,0 (монохроматиче-ское Cu K_{α} -излучение, фокусировка по схеме Брегга—Брентано).

Поверхность борированных слоев анализировали с использованием сканирующего электронного микроскопа EVO-40XVP с системой микроанализа INCA Energy. Микроструктуру образцов изучали при помощи микроскопа "Epiquant", оснащенного камерой и компьютерной приставкой для фиксации изображения в цифровом виде.

Микротвердость измеряли на косых шлифах по сечению образцов на приборе ПМТ-3М при нагрузке на индентор 0,49 Н. За глубину упрочненного слоя принимали размер слоя металла, микротвердость которого превышает твердость сердцевины образца на $\Delta H = 0,2$ ГПа.

Для металлографического и дюрометрических исследований использовали образцы размером $10 \times 15 \times 1$ мм (рис. 1, *a*). Кратковременные механические испытания проводили на образцах, представленных на рис. 1, *б* и *е*. Образцы (см. рис. 1, *б*, *в*) изготавливали методом штамповки. Технологический припуск, который после штамповки составляет 1 мм на сторону, удаляли шлифованием. Рабочую часть образцов доводили до регламентированных размеров и



Рис. 1. Образцы для физических исследований (*a*) и механических испытаний на малоцикловый чистый изгиб (*б*); замедленное разрушение (*в*); кратковременную прочность (*г*); изгиб с вращением (*d*)

качества поверхности в твердосплавных шаблонах шлифовальной бумагой М40...50 по ГОСТ 5009–82. Образцы с V-образным концентратором (см. рис. 1, *в*) использовали для определения влияния борирования на склонность титановых сплавов к замедленному разрушению.

Испытания на временное сопротивление разрушению при одноосном растяжении проводили на разрывной машине P-0,5. Скорость растяжения — скорость движущегося захвата — составляла 4,8 мм/мин. Диаграмму растяжения строили в координатах нагрузка—удлинение. Определяли временное сопротивление разрушению $\sigma_{\rm B}$ и относительное удлинение δ по известной методике.

Усталостные исследования по схеме изгиб с вращением осуществляли с частотой нагружения 46 Гц. Базу для определения предела усталости принимали равной 1,5·10⁷ циклов. Использовали цилиндрические образцы по стандарту DIN 50113 (рис. 1, *д*).

Испытания на малоцикловую усталость образцов проводили по схеме малоциклового чистого изгиба в режиме жесткого нагружения с заданной амплитудой деформации и частотой нагружения v = 0.5 Гц. Результаты испытаний приводили в координатах максимальная амплитуда деформации ε_a – логарифм числа циклов до разрушения.

Результаты испытаний обрабатывали методами математической статистики.

Результаты исследований и их обсуждение

Борирование титановых сплавов. В результате диффузионного насыщения бором (табл. 1) на поверхности титановых сплавов формируется упрочненный слой, состоящий из поверхностного слоя боридов ℓ_1 (TiB или TiB+TiB₂) и переходной диффузионной зоны ℓ_2 (твердый раствор кислорода, углерода, бора в α -титане) (рис. 2).

Согласно результатам рентгенофазового анализа, при температуре насыщения ниже 900 °С формируется однофазный слой моноборида титана TiB, а при температуре 900 °С и выше — двухфазный (TiB+TiB₂). Когда формируется двухфазный боридный слой, микротвердость поверхности выше (рис. 3, a), а глубина упрочненного слоя ниже (рис. 3, δ).

Наблюдаемые изменения глубины упрочненного слоя ($\ell = \ell_1 + \ell_2$) связаны с существенно меньшей диффузионной проницаемостью элементов внедрения через пленку диборида титана TiB₂, чем через моноборид TiB [4]. С увеличением температуры и времени процесса борирования увеличивается степень приповерхностного упрочнения титановых сплавов: кривые распределения твердости по сечению приповерхностных слоев смещаются в область больших значений твердости (рис. 4).

Источник бора борсодержащей среды влияет на характер упрочнения. Боридообразование на поверх-

титановых сплавов							
Номер режима	Параметры режима						
1	800 °C, 5 ч						
2	850 °С, 6 ч						
3	850 °С, 12 ч						
4	900 °С, 12 ч						
5	950 °С, 8 ч						

Таблица 1

Температурно-временные режимы борирования титановых сплавов

	При	М	еч	ı a	Н	И	e.	Среда -	_	аморфный	бор	или	карбид	бора;
<i>p</i> =	1 Па.													



Рис. 2. Поверхность (*a*, *в*) и микроструктура приповерхностных упрочненных слоев (*б*, *г*) титана ВТ1-0 после борирования (850 °C; 12 ч; 1 Па):

а, б – аморфный бор; в, г – карбид бора

ности титановых сплавов при насыщении из аморфного бора протекает интенсивнее (см. рис. 2, a, δ). При этом поверхностная микротвердость больше, а глубина и степень упрочнения меньше, чем при насыщении из карбида бора (см. рис. 3, 4).

Влияние борирования на кратковременную прочность. Общая прочность борированных образцов включает прочность борированного слоя и прочность сердцевины образца. Поэтому абсолютные значения прочности справедливы, в первую очередь, для используемых в исследованиях образцов.

Согласно полученным результатам, борирование титана BT1-0 сопровождается увеличением прочности образцов с одновременным существенным снижением пластичности (относительного удлинения) (рис. 5). Эффект усиливается с повышением упрочнения приповерхностного слоя, что соответствует увеличению температуры и времени процесса борирования (см. рис. 3, *a*, 4).

Особенно ощутимое снижение пластичности сплава ВТ1-0 (см. рис. 5, δ) наблюдается после обработки в интервале температур 900...950 °С, когда формируется двухфазное боридное покрытие TiB+TiB₂ и создается большой градиент микротвердости по сечению приповерхностного упрочненного слоя: в зависимости от параметров обработки δ изменяется от 3,3 до 7,7 % (см. рис. 5, δ). При этом фиксируется высокий уровень прочности 462...588 МПа (см. рис. 5, *a*).

На прочностные характеристики титана ВТ1-0 влияет состав насыщающей борсодержащей среды, определяющей уровень приповерхностного упрочнения (см. рис. 3, 4). После насыщения из порошка карбида бора при идентичных температурно-временных параметрах обработки прочность образцов на 22...55 МПа, а пластичность на 0,2...0,9 % выше, чем после насыщения из аморфного бора (см. рис. 5). В то



Рис. 3. Поверхностная микротвердость (*a*) и глубина упрочненного слоя (*б*) титана ВТ1-0 в зависимости от параметров процесса борирования (см. табл. 1) и борсодержащей среды



Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению приповерхностных слоев титана ВТ1-0 в зависимости от режимов борирования при насыщении из аморфного бора (*a*) и карбида бора (*б*): *1–5* – режимы борирования (см. табл. 1)

время как прочность титана ВТ1-0 после борирования увеличивается, для ($\alpha+\beta$)-сплава ВТ14 такая ХТО приводит к разупрочнению: $\sigma_{\rm B}$ уменьшается на 127 МПа (табл. 2). При этом снижение пластичности образцов сплава менее существенное, чем для образцов из технически чистого титана ВТ1-0.

Кратковременную прочность и пластичность сплава ВТ14 после борирования определяли на двух типах образцов: плоских (см. рис. 1, δ) сечением 3×1 мм и цилиндрических Ø 5 мм 5-кратных образцах (см. рис. 1, e), что позволило оценить влияние размерного фактора. Образцы борировали по режиму 1 (см. табл. 1). Снижение прочности и пластичности

сплава BT14 после борирования наблюдается независимо от размеров образцов.

В исходном состоянии кратковременная прочность $\sigma_{\rm B}$ плоских (3×1 мм, S = 3 мм²) и цилиндрических (Ø 5 мм, S = 19,6 мм²) образцов отличается незначительно (разница в пределах ошибки измерений) и на плоских образцах даже выше. После борирования результаты диаметрально противоположны (табл. 3): кратковременная прочность цилиндрических образцов (большая площадь сечения) существенно выше, чем плоских образцов (меньшая площадь сечения). Эта разница составляет 82 МПа. При этом эффект разупрочнения после борирования



Рис. 5. Прочность (а) и пластичность (б) образцов из ВТ1-0 после борирования (см. табл. 1)

N/T-O	σ _в , 1	МПа	δ,	%	$\sigma_{_{B_{XTO}}}$	$/ \sigma_{\rm B_{HCX}}$	$\delta_{XTO} / \delta_{ucx}$					
XIU	BT1-0 BT14		BT1-0	BT14	BT1-0	BT14	BT1-0	BT14				
Без обработки	376,6±12,6	1001,6±1,9	52,5±1,6	12,9±0,2	-	_	_	_				
Борирование*	424,7±1,3	874,3±4,7	26,9±0,3	11,2±0,4	1,12	0,87	0,51	0,87				
і і і і і і і і і і і і і і і і і												

Влияние борирования на кратковременную прочность и пластичность плоских образцов из титановых сплавов

Таблица З

Таблица 2

Влияние борирования на кратковременную прочность и пластичность плоских и цилиндрических образцов из сплава BT14

ХТО	Плоские обр	азцы 3×1 мм	Цилиндр образць	рические 1 Ø 5 мм	$\sigma_{\scriptscriptstyle B_{XTO}}$	$/ \sigma_{B_{HCX}}$	$\delta_{\rm XTO}$ / $\delta_{\rm mex}$	
	σ _в , МПа		σ _в , МПа	δ, %	3×1 мм	Ø 5 мм	3×1 мм	Ø 5 мм
Без обработки	1001,6±1,9	12,9±0,2	984,4±2,4	19,6±3,6	_	_	_	_
Борирование	874,3±4,7	11,2±0,4	956,5±4,9	11,8±1,8	0,87	0,97	0,87	0,60

образцов с меньшей площадью сечения существеннее (см. табл. 3).

В исходном состоянии пластичность образцов с большей площадью сечения в 1,5 раза выше, чем образцов с меньшей площадью сечения (см. табл. 3). После борирования относительное удлинение практически не зависит от размера исследуемых образцов: среднее значение δ для образцов с большей площадью сечения всего лишь на 0,6 % больше. При этом для таких образцов потеря в пластичности существенно выше, чем для образцов с меньшей площадью сечения (см. табл. 3): 7,8 % против 1,7 %.

Влияние борирования на статическую прочность (замедленное разрушение при статическом нагружении). Под замедленным разрушением понимают зарождение и медленное развитие трещин при действии постоянной либо слабоизменяющейся нагрузки [5]. Склонность титановых сплавов к такому типу разрушения значительно увеличивается, если на поверхности изделия присутствуют острые концентраторы напряжений. Именно поэтому разрушение под действием статических нагрузок чаще всего изучают по испытаниям образцов с V-образным концентратором (см. рис. 1, в).

Испытания на замедленное разрушение проводили на многопозиционной установке для исследований на длительную прочность. Результаты испытаний приведены в координатах разрушающее напряжение σ -логарифм времени до разрушения. Испытывали образцы из сплавов BT1-0 и BT14 в исходном состоянии и после борирования по режиму 1, результаты испытаний приведены в табл. 4.

Согласно полученным результатам, разрушающие напряжения для исследуемых титановых сплавов как в исходном состоянии, так и после борирования уменьшаются линейно с увеличением времени до разрушения. Причем борирование повышает статическую прочность образцов из сплава BT1-0, а образцов из сплава BT14 – снижает (рис. 6). Так, борирование технически чистого титана BT1-0 увеличивает разрушающее напряжение σ_c , определенное на базе 50 сут выдержки под напряжением, в сравнении с исходным состоянием: прирост $\Delta\sigma_c$ составляет 20 МПа (см. табл. 4).

Для сплава BT14 в отличие от сплава BT1-0 борирование существенно снижает величину напряжения разрушения σ_c в сравнении с исходным состоянием: уменьшение $\Delta\sigma_c$ достигает 279 МПа. Наблюдаемый эффект можно связывать со значительным увеличением доли α -фазы в приповерхностном слое сплава вследствие ее стабилизации элементами внедрения при борировании и формированием поверхностной боридной пленки.

Известно [1], что в сплавах, одновременно легированных α- и β-стабилизаторами, β-фаза несколько прочнее α-фазы, однако α-фаза в силу гексагональной структуры менее пластична и поэтому хуже препятствует распространению трещин, которые образуются вследствие разрушения слоя боридов. В итоге при пе-

Таблица 4

		-								
ХТО	$\sigma_{_{B_{cp}}}, M\Pi a$	δ _{cp} , %	σ _с , МПа	$\sigma_{\scriptscriptstyle B_{XTO}}/\sigma_{\scriptscriptstyle B_{\scriptscriptstyle HCX}}$	$\sigma_{c_{XTO}} / \sigma_{c_{ucx}}$	$\sigma_{c_{XTO}} / \sigma_{_{B_{HCX}}}$	$\sigma_{c_{XTO}} \ / \ \sigma_{{}_{B_{XTO}}}$			
Исходное состояние	376,6 1001,6	$\frac{52,5}{12,9}$	$\frac{355,4\pm3,5}{1103,0\pm3,0}$	_	_	_	_			
Борирование	$\frac{424}{874}$	$\frac{26,9}{11,2}$	$\frac{375,2\pm 5,0}{823,8\pm 2,5}$	<u>1,13</u> 0,87	$\frac{1,06}{0,75}$	$\frac{0,99}{0,82}$	$\frac{0,88}{0,94}$			
Π P V V A V A V A P WATUTATA TRUDATAV ATTAD PT1 0 P WAVATATA PT14 - S anatuwa avatavy a comparatorna vavatava										

Влияние борирования на разрушающие напряжения при замедленном разрушении под статической нагрузкой

П р и м е ч а н и е. В числителе приведен сплав BT1-0, в знаменателе – BT14. $\sigma_{B_{cp}}$, δ_{cp} – средние значения соответственно кратковременной прочности и пластичности; σ_{c} – разрушающее напряжение.



Рис. 6. Кривые замедленного разрушения при статическом нагружении сплава ВТ1-0 (*a*) и ВТ14 (б) в исходном состоянии (*1*) и после борирования (*2*)

реходе от β- к α-матрице уменьшается сопротивление хрупкому разрушению при статическом нагружении, по крайней мере при комнатной температуре.

Изменение статической прочности вследствие борирования в значительной степени коррелирует с изменением кратковременной прочности исследуемых сплавов (см. табл. 4).

Влияние борирования на усталостные свойства. В табл. 5 и на рис. 7 приведены результаты испытаний образцов из сплава ВТ14 в условиях изгиба с вращением в исходном состоянии и после борирования по режиму 1 (см. табл. 1). Согласно полученным результатам, борирование повышает предел выносливости σ_a сплава относительно исходного состояния на 35 МПа. При этом для борированных образцов наблюдается изменение угла наклона ветки кривой усталости, после которой устанавливается горизонтальный участок на кривых σ —log₁₀N, т.е. у борированных образцов повышается чувствительность к нагрузке. Наблюдаемое влияние борирования на предел выносливости сплава BT14 можно связывать как с упрочнением, так и с увеличением числа активных систем скольжения в поверхностном слое металла [1].

Таблица 5

Влияние борирования на	предел выносливости	титанового сплава	BT14 (I	изгиб с вращением)
------------------------	---------------------	-------------------	---------	--------------------

ХТО	σ _в , МПа	δ, %	σ _a , МПа	σ_{a} / $\sigma_{_{BXTO}}$	$\sigma_a / \sigma_{a_{ \text{\tiny HCX}}}$
Исходное состояние	984,4±2,5	19,6±3,6	465,9±15,3	0,47	1,00
Борирование	956,5±4,9	11,8±1,8	500,7±22,9	0,52	1,07
0.5		DT14	Г.		

Обозначения: σ_а – предел выносливости сплава ВТ14 при изгибе с вращением; σ_{а всх} – предел выносливости сплава ВТ14 при изгибе с вращением в исходном состоянии; σ_в, δ – кратковременная прочность, относительное удлинение для цилиндрических образцов Ø 5 мм.



Рис. 7. Кривые усталости (изгиб с вращением) титанового сплава ВТ14:

1 – исходное состояние; 2 – после борирования

Экспериментально установлено, что образцы титанового сплава BT14 после борирования проявляют склонность к циклическому деформационному упрочнению. Природа циклического деформационного упрочнения связана с интенсивным увеличением плотности дислокаций в пластичных металлических материалах [6]. Этот эффект наблюдается после наработки в условиях изгиба с вращением образцами сплава 10⁵ циклов под напряжением, равным 0,8 от предела выносливости. Так, после такой наработки предел выносливости σ_a сплава BT14 в условиях изгиба с вращением на базе 5·10⁷циклов увеличивается после борирования на 100 МПа – с 500 до 600 МПа.

Эффект циклического деформационного упрочнения сплава ВТ14 наблюдается и в исходном отожженном состоянии, однако он проявляется не так сильно — прирост предела выносливости составляет около 50 МПа.

Влияние борирования на усталостную долговечность при малоцикловом чистом изгибе. Для определения влияния борирования на сопротивление усталости образцы из титановых сплавов испытывали на малоцикловую усталость методом симметричного чистого изгиба как наиболее опасного типа нагружения.

В условиях симметричного изгиба в поперечном сечении образца возникает градиент напряжений, максимальные значения которых приходятся на поверхностные слои. В условиях переменно-действующих растягивающих и сжимающих напряжений свойства поверхностного слоя являются одним из главных факторов, обеспечивающих сопротивление металла усталостному разрушению, либо именно в этих слоях при циклических нагрузках происходит накопление



Рис. 8. Влияние XTO на малоцикловую усталость (чистый изгиб) титана BT1-0:

1 -исходное состояние; 2 -борирование

повреждений и зарождение, образование и развитие микротрещин.

Испытания показали (рис. 8), что борирование по режиму 1 (см. табл. 1) уменьшает сопротивление усталости титана ВТ1-0 на 55 % при амплитуде деформации $\pm 0,7$ %. С увеличением амплитуды деформации до ± 1 % негативное влияние ХТО незначительно усиливается.

Уменьшение сопротивления усталости титана после борирования можно объяснить хрупким разрушением боридного слоя с образованием острых концентраторов напряжений.

Увеличение температуры и времени процесса борирования способствует уменьшению усталостной долговечности при малоцикловом чистом изгибе (рис. 9, *a*). При насыщении из аморфного бора различия в числе циклов до разрушения образцов после борирования по режимам 2–4 составляют 19...53 %. С уменьшением амплитуды деформации эти различия нивелируются. Борирование по режиму 5 из аморфного бора снижает усталостную долговечность сплава в сравнении с другими режимами наиболее сильно (рис. 9, *a*).

При насыщении из карбида бора четко прослеживается зависимость сопротивления усталости от фазового состава поверхностной пленки. После борирования по режимам 4 и 5, когда формируется двухфазная боридная пленка, усталостная долговечность снижается на ~ 63 % относительно борирования по режимам 2 и 3 (рис. 9, δ). При этом сопротивление усталости сплава, борированного по режиму 5 (насыщение из карбида бора), на 14 % выше, чем при насыщении из аморфного бора. Это различие при уменьшении ам-



Рис. 9. Усталостная долговечность (малоцикловой чистый изгиб) титана ВТ1-0 после борирования (2–5 – режимы см. табл. 1): *a* – из аморфного бора; *б* – из карбида бора

плитуды деформации уменьшается. После борирования по режимам 2–4 насыщение из аморфного бора обеспечивает увеличение усталостной долговечности в сравнении с насыщением из карбида бора на 59...83 %.

Выводы

1. Борирование технически чистого титана BT1-0 сопровождается увеличением прочности образцов с одновременным существенным снижением пластичности (относительного удлинения).

2. Степень влияния борирования на разупрочнение образцов из сплава BT14 зависит от соотношения толщины упрочненного (диффузионный слой+покрытие) слоя к общему сечению образца. Чем больше отношение площади упрочненного слоя к площади сечения образца, тем наблюдаемый эффект сильнее.

3. При испытаниях на замедленное разрушение при статическом нагружении разрушающие напряжения для исследуемых титановых сплавов как в исходном состоянии, так и после борирования уменьшаются линейно с увеличением времени до разрушения. Борирование технически чистого титана BT1-0 способствует увеличению (на 20 МПа), а сплава BT14 — уменьшению (на 279 МПа) напряжения разрушения, определенного на базе 50 сут выдержки под напряжением, в сравнении с исходным состоянием. Изменение статической прочности после борирования относительно исходного состояния коррелирует с изменением кратковременной прочности исследуемых сплавов.

4. Борирование сплава BT14 повышает предел выносливости при испытаниях на изгиб с вращением на 30 МПа.

5. Установлено, что титановый сплав BT14 после борирования проявляет склонность к циклическому деформационному упрочнению: предел выносливости сплава увеличивается на 100 МПа.

6. Усталостная долговечность сплава BT1-0 при малоцикловом чистом изгибе после борирования уменьшается с тенденцией к усилению негативного влияния XTO при увеличении амплитуды деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колачев Б.А., Мальков А.В. Физические основы разрушения титана. М.: Металлургия, 1983. 160 с.

2. Чечулин Б.Б., Хесин Ю.Д. Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов. М.: Металлургия, 1987. 208 с.

3. **Прытула А.О., Погрелюк И.Н., Федирко В.Н.** Влияние кислородной составляющей насыщающей среды на процесс борирования титановых сплавов // МиТОМ. 2008. № 5.

4. Fan Z.F., Guo Z.X., Cantor B. The kinetics and mechanism of interfacial reaction in sigma fibre-reinforced TiMMCs / Journal: Composites Part A. 1997. Vol. 28. \mathbb{N} 2. P. 131–140.

5. **Технология** производства титановых самолетных конструкций / А.Г. Братухин, Б.А. Колачев, В.В. Садков и др. М.: Машиностроение,1995. 448 с.

6. **Терентьев В.Ф., Оксогоев А.А.** Циклическая прочность металлических материалов: учеб. пособие. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2001. 61 с.





обработка комбинированными Методами

УДК 678.026.3

А.А. Фомин, А.Б. Штейнгауэр, В.Н. Лясников (Саратовский государственный технический университет) E-mail: afominalex@rambler.ru

Упрочнение гидроксиапатитовых покрытий, сформированных плазменным напылением с термической активацией металлической основы медицинских изделий^{*}

Показано, что происходящие при плазменном напылении покрытий гидроксиапатита теплофизические явления характеризуются нагревом напыляемых частиц порошка, при этом рассчитывается прочность сцепления сплэтов с материалом основного металла с учетом состояния его поверхности. Установлены зависимости влияния предварительной термической активации основного металла медицинских изделий и дистанции плазменного напыления на механические свойства, в частности на микротвердость.

Ключевые слова: гидроксиапатит, покрытие, прочность сцепления, микротвердость, плазменное напыление, термическая активация.

It has been shown that thermal physical processes during plasma spraying of hydroxyapatite coatings on medical devices are characterized by the sprayed powder particles heating. Adhesion strength of splats with the metal base is calculated considering its surface conditions. Dependence of the values of metal base preliminary thermal activation in medical devices and plasma spraying distance on mechanical properties, microhardness in particular was given. **Keywords:** hydroxyapatite, coating, adhesion strength, microhardness, plasma spraying, thermal activation.

Введение

Стабилизация физико-механических характеристик материалов медицинских изделий, в частности покрытий внутрикостных имплантатов, способствует улучшению качества их биосовместимости и, следовательно, остеоинтеграции (приживления). Распространенным решением данной проблемы является нанесение тонкого покрытия на основе биокерамики на прочную металлическую основу таких конструкций.

Нанесение биокерамических покрытий осуществляют газотермическими методами (электроплазменным, газопламенным и т.д.), осаждением тонких пленок в вакууме, золь-гелевым способом, а также микродуговым оксидированием. Гидроксиапатитовые покрытия на имплантатах получают с помощью электроплазменного напыления, учитывая легкость в управлении его технологическими режимами, широкий диапазон варьирования технологических параметров. Однако традиционные газотермические покрытия имеют недостатки, связанные с непредсказуемостью фазового состава (аморфизация) и невысокими адгезионно-когезионными параметрами, которые характеризуются прочностью сцепления и микротвердостью.

Цель работы — повышение механических свойств за счет анализа теплофизических процессов, происходящих при плазменном напылении, и установление зависимости микротвердости от нагрева металлической основы непосредственно перед плазменным напылением на различных дистанциях.

Методика проведения исследований

Образцами для исследования являлись пластины размером 10×10 мм, толщиной 2 мм из титана ВТ1-00 (ГОСТ 19807–74), на которые были нанесены опытные виды гидроксиапатитовых покрытий. Формирование покрытий проводили путем плазменно-индукционного напыления порошковых материалов [1]. Поверхность образцов подвергали пескоструйной очистке электрокорундовым порошком, промывке и обезжириванию в спирте.

Плазменное напыление гидроксиапатита осуществляли на полуавтоматической установке BPEC 744.3227.001 при силе тока дуги плазмотрона 450 А;

^{*} Работа выполнена по программе "У.М.Н.И.К." при финансовой поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (гос. контракт № 8761p/14002 от 14.01.2011).





1 — поле зрения; 2 — требуемая опция (ручные измерения); 3 — окно обработанного изображения; 4 — отпечаток индентора

напряжении 30 В; дистанции напыления 90 и 130 мм; расходе транспортирующего и плазмообразующего аргона 4...5 и 50...60 л/мин соответственно. Использовали порошок синтетического *гидроксиапатита* (ГА) средней дисперсности 90 мкм, подаваемый инжекционно-вибрационным питателем типа Э1974.

Термическую активацию металлической основы до заданной температуры в диапазоне 20...500 °С на ее поверхности осуществляли специальным индукционным нагревательным устройством, после чего производили напыление ГА-покрытия по определенному режиму.

Для разработки технологических рекомендаций, обеспечивающих получение покрытий с требуемыми механическими свойствами, исследовали микротвердость на ПМТ-3 вдавливанием алмазной пирамиды под нагрузкой 20 г с измерением полученных отпечатков по приготовленным микрошлифам (рис. 1, 2). Полученные результаты обрабатывали с помощью программного пакета MATLAB 6.0. При измерении данных свойств каждую экспериментальную точку и доверительный интервал вычисляли с допустимыми погрешностями в 3–4 различных участках каждого из 3–5 образцов одной серии.

Для измерения диагоналей полученных отпечатков по фотографиям поверхности микрошлифа поперечного среза покрытий использовали программно-аппаратный комплекс АГПМ-6М (анализатор геометрических параметров микрообъектов). Интерфейс программы имеет "окно", предназначенное для "ручных измерений",

при выборе поля зрения в соответствии с принятым увеличением.

Теоретические предпосылки к повышению прочности сцепления ГА-покрытий с материалом основы

Рассмотрим теплофизические процессы, происходящие при плазменном напылении порошковых ГА-покрытий, которые можно разделить на две стадии:

1. Нагрев напыляемого порошка в струе низкотемпературной плазмы.

2. Протекание физико-химического взаимодействия между сплэтами покрытия и основной.

Нагрев частиц в плазме. Угол и дистанция ввода частиц порошка в плазменную струю влияют на время

их пребывания в высокотемпературном участке плазменной струи. Во многих конструкциях плазмотронов предусмотрен радиальный ввод частиц в канал сопла-анода, что гарантирует их подачу в высокотемпературный участок плазмы. Данное обстоятельство особенно важно при использовании металлических и керамических порошковых материалов.

Влияние дистанции напыления L и дисперсности порошка на температуру T_{q} показано на примере частиц компактного ГА, поступающих в канал сопла под уг-



Рис. 2. Структура некоторых образцов ГА-покрытий, напыленных плазменно-индукционным методом (ширина кадра для *а* и *в* – 105 мкм; для *б* – 79 мкм): a - T = 200 °C, L = 90 мм; $\delta - T = 400$ °C, L = 90 мм; e - T = 500 °C, L = 130 мм (×1800)



Рис. 3. Зависимости температуры частиц ГА от времени момента ввода частиц в струю плазмы при дистанции напыления 110 мм и дисперсности частиц, мкм: 1-90; 2-70; 3-50; 4-30; 5-10

лом 95° (конструктивный параметр плазмотрона ГН-5) к его оси при расходе транспортирующего газа до 4...5 л/мин и плазмообразующего аргона – 60 л/мин (рис. 3).

Из графиков следует, что температура частицы вначале стремительно возрастает, с определенного момента перестает увеличиваться, после чего спадает. Это можно объяснить уменьшением температурного воздействия со стороны потока плазмы на большом удалении от среза сопла плазмотрона. Анализ полученных зависимостей показал, что предпочтительнее использование частиц дисперсностью от 70 мкм и менее, поскольку они полностью проплавляются (достигая температуры плавления 1843 К).

Прочность сцепления покрытия с основой. При контакте расплавленной частицы в материале основного металла и сплэта возникают значительные динамические напряжения, приводящие к трещинообразованию и, как следствие, снижению прочности покрытия. Указанное явление вызвано наличием разности температур частицы и основы ΔT , допустимое значение которой аналитически можно оценить согласно уравнению [2]:

$$\Delta T = \frac{b\lambda_{o} N_{0} \tau^{*} (l(\bar{k}^{2} + h^{2}) + 2h)}{\pi \alpha_{o} \bar{k}^{2} \rho_{u} c_{u} l} \sqrt{\frac{2W}{\pi l_{T} E}} \exp(\chi \bar{k}^{2} \tau^{*}) \times \left[1 - \exp\left(-\frac{r_{0}^{2}}{4\chi \tau^{*}}\right)\right]^{-1},$$
(1)

где $\Delta T = (T_{\rm q} - T_{\rm o})$ – температура частицы, отсчитанная от температуры основы, К;

b – вектор Бюргерса, м;

 $\lambda_{o}-$ коэффициент теплопроводности материала основы, Bt/м·K;

 N_0 — исходная плотность дислокаций до попадания частицы на основу, $1/{
m M}^3$;

l – толщина материала основы (пластины или стенки цилиндра), м;

 \overline{k} – наименьший положительный корень характеристического уравнения tg $\overline{k}l = 2\overline{k}h / (\overline{k}^2 - h^2)$, 1/м;

 $h = H / \lambda_{o}$ – коэффициент, 1/м, характеризуемый отношением, в котором H – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м²·К);

 α_{o} — коэффициент термического расширения (КТР) материала основы, $K^{-1};$

ρ_ч – плотность материала частицы, кг/м³;

 $c_{\rm ч}$ — удельная теплоемкость материала частицы, Дж/кг·К;

W - эффективная поверхностная энергия пластины, Дж/м²;

*l*_т – критическая длина микротрещины, м;

Е – модуль Юнга материала основы, Па;

 χ – коэффициент температуропроводности, м²/с;

*r*₀ – радиус с напыленной частицы (сплэта), м;

 τ^*- характерное время трещинообразования, определяемое выражением:

$$\tau^* = \tau_o \exp\left(\frac{U_o - \gamma \sqrt{\frac{2W}{\pi l_{\rm T} E}}}{kT_o}\right),\tag{2}$$

где τ_o — характерный период колебаний атомов основы, с;

*U*₀ – энергия разрыва межатомных связей, Дж;

γ – структурный энергетический фактор, имеющий физический смысл произведения активационного объема на коэффициент механического перенапряжения в месте возникновения трещины, Дж.

Для вышеуказанной теоретической зависимости характерно возрастание допустимой температуры частицы ΔT именно с ростом температуры основы T_0 и ряда других показателей, таких как эффективная поверхностная энергия пластины W, коэффициент теплоотдачи H (значительно возрастающий при абразивно-струйной обработке) и исходная плотность дислокаций N_0 .

Снижать температуру ΔT будут высокие теплофизические показатели удельной теплоемкости материала частицы c_{q} , ее плотность ρ_{q} и КТР материала основы α_{0} . Таким образом, с ростом температуры основы и уменьшением температуры частицы создаются условия, благоприятно влияющие на снижение трещинообразования, что может достигаться, например, путем специального нагрева основы.

В теории плазменного напыления известна зависимость прочности сцепления напыленной частицы с материалом основы от фундаментальных физико-химических параметров [3]:

$$\sigma_{\rm cu} = \left[1 - \exp\left(-\frac{\nu\tau}{\exp\left(\frac{E_a}{kT_K}\right)}\right) \right] \sigma_{\rm B}, \qquad (3)$$

где σ_{cu} – прочность сцепления частицы с основой, МПа;

 $\nu ≈ 10^{13}$ Гц — частота собственных колебаний атомов основы;

 $\tau = 10^{-7}...10^{-4}$ с — характерные величины времени взаимодействия расплавленной частицы с материалом основы;

 $E_a = 2,1 \cdot 10^{-19} \, \text{Дж} -$ энергия активации атомов титановой основы;

 $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К – постоянная Больцмана;

 T_{K} — контактная температура в зоне взаимодействия частицы с основой, К;

 $\sigma_{\scriptscriptstyle B}-$ предел прочности материала частицы, МПа.

Анализ приведенной зависимости (3) показывает, что для повышения прочности сцепления покрытия необходимо также повышать контактную температуру T_k , которая, в свою очередь, зависит как от температур частицы и основы, так и от вида применяемых материалов.

Увеличение контактной температуры T_{K} наиболее эффективно обеспечивается двумя путями: повышением температуры частицы T_{q} и повышением температуры основы T_{o} . Влияние температуры частицы и основы на контактную температуру с учетом свойств материалов можно представить согласно следующему выражению [4]:

$$T_{K} = \frac{b_{o} T_{o} + b_{u} T_{u}}{b_{o} + b_{u}},$$
(4)

где b_0 , b_y — коэффициенты аккумуляции тепла соответственно материала основы и частицы, определяемые как $b = \sqrt{\lambda c \rho}$;

 λ – коэффициент теплопроводности, Вт/м·К;

с – удельная теплоемкость, кДж/кг·К;

 ρ – плотность, кг/м³;

 $T_{\rm o}$ – температура материала основного металла, K; $T_{\rm q}$ – температура частицы в момент соприкосновения с основой, K. Зависимость T_{κ} при напылении титанового подслоя (традиционная технология предусматривает нанесение промежуточного подслоя [2]) на титановую основу и ГА основного покрытия изучается в диапазоне нагрева частиц от 1000 до 2200...2600 К, а основы – от 300 до 900...1100 К. Значения физических констант для Ті составляют $\lambda = 22,065$ Вт/м·К, c == 0,523 кДж/кг·К и $\rho = 4320$ кг/м³. ГА представляет собой химическое соединение и поэтому не имеет определенных значений λ , c и ρ . Их значения зависят от температуры, согласно следующим выражениям [5]:

$$\lambda = \rho_{\Gamma A} \alpha c,$$

$$c_{\Gamma A} = 269,55 \ln(T_{q} - 748,22),$$

$$\rho_{\Gamma A} = \frac{\rho_{o}}{1 + 3\alpha(T_{q_{KOH}} - T_{q_{HAY}})},$$
(5)

где $\alpha = 13,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ – коэффициент температурного расширения ГА.

После подстановки в выражение (4) определенных значений T_{o} и T_{u} с учетом зависимостей (5) рассчитывают T_{K} и строят ее графическую зависимость (рис. 4). Графики показывают, что нагрев основы T_{o} оказывает сильное влияние на T_{K} , и для слабо прогретой частицы при температурах около



Рис. 4. Зависимости контактной температуры от температур частицы и основы:

а – для титанового подслоя; б – для ГА-слоя



Рис. 5. Зависимости относительной прочности плазменных покрытий от контактной температуры и продолжительности взаимодействия частиц с основой из Ті либо образующейся на нем пленки TiO:

$$a - \text{Ti}, \tau = 10^{-7} \text{ c}; \delta - \text{Ti}, \tau = 10^{-4} \text{ c}; s - \text{TiO}, \tau = 10^{-7} \text{ c}; s - \text{TiO}, \tau = 10^{-4} \text{ c}$$

1000 К созданные условия процесса благоприятствуют образованию достаточного числа очагов взаимодействия с основой. При напылении титанового подслоя контактная температура T_K изменяется линейно, а для ГА зависимость T_K отличается сильной нелинейностью, так что значительное увеличение температуры частицы или основы нельзя считать однозначным путем повышения прочности.

Прочное приваривание частицы к основе создается при достижении определенной температуры основы $T_{\rm o}$, обеспечивающей формирование в контактной зоне участков сваривания на площади 40...70 % [3]. Температурный порог, приводящий к необходимому увеличению относительной прочности покрытия по показателю $\sigma_{\rm cu}/\sigma_{\rm b}$, существует для всех сочетаний материалов.

При рассмотрении материала основы наибольший интерес представляют биосовместимый титан и образующаяся на нем тонкая пленка монооксида титана TiO. После подстановки в формулу (4) известных значений всех параметров для Ti и TiO с проведением расчетов σ_{cu}/σ_{B} при изменении температуры T_{K} в пределах 500...2000 K, получим графическую зависимость относительной прочности σ_{cu}/σ_{B} покрытия на Ti и на пленке TiO от контактной температуры T_{K} (рис. 5). Графики показывают, что для защитной пленки ТіО относительная прочность нанесенного покрытия не достигает требуемых значений $\sigma_{cu} / \sigma_{B} = 0,4...0,7$ (см. рис. 5, *в*, *г*). В случае образования пленки ТіО значительной толщины энергия активации возрастает до $E_a = 5,1\cdot10^{-19}$ Дж, когда образование прочного сцепления между основой и частицей практически невозможно.

Для Ті в условиях малой продолжительности взаимодействия максимальная прочность достигается при контактной температуре 1300 К. С увеличением τ происходит снижение данной температуры до 800 К. При наличии ТіО при низкой продолжительности τ относительная прочность — ничтожно мала. С повышением температуры и увеличением времени τ относительная прочность остается недостаточной. Контактная температура при этом характеризует

твердое состояние материалов основы и частицы, что препятствует развитию их физико-химического взаимодействия.

Обобщенная зависимость для определения прочности покрытия с учетом неравномерности температуры частицы в плазменном потоке может быть определена с помощью формулы

$$\sigma_{cu} = \left[1 - \exp\left(-\frac{v\tau}{\exp\left(\frac{E_a(b_o + b_u)}{k(b_o T_o + b_u T_{u_{cp}})}\right)}\right)\right]\sigma_B, \quad (6)$$

где $T_{\mathbf{q}_{cp}}$ — среднерадиальная температура частиц, определяемая выражением [2]:

$$T_{\rm q_{cn}} = \sqrt{\pi} T_{\rm qoo} \, erf\,0,5,\tag{7}$$

где $T_{\rm чоо}$ – температура напыляемых частиц на оси потока (см. рис. 3);

erf(z) - функция ошибок.

Наибольшая температура напыляемых частиц T_{400} не должна превышать допустимого порога с учетом выражения (1), вызывающего растрескивание покрытий вследствие возникновения чрезмерных динамических напряжений. После подстановки выражения для $T_{4_{co}}$ получаем окончательную формулу:

$$\sigma_{c_{\rm H}} = \left[1 - \exp\left(-\frac{\nu\tau}{\exp\left(\frac{E_a(b_{\rm o} + b_{\rm q})}{k(b_{\rm o}T_{\rm o} + b_{\rm q}\langle\sqrt{\pi}T_{\rm qoo}\,erf\,0,5\rangle)}}\right)}\right)\right]\sigma_{\rm B}.$$
(8)

Результаты исследования и их анализ

В работе исследовали влияние предварительной термической активации основного металла медицинских изделий и дистанции плазменного напыления на показатель когезионной прочности покрытий микротвердость. Микротвердость на участке нагрева 20...200 °С находилась практически на одном уровне 510...580 МПа при дистанции напыления 130 мм и 621...650 МПа при дистанции 90 мм.

С дальнейшим увеличением температуры основы начиналось монотонное возрастание микротвердости, при этом максимум, составляющий около 900 МПа, достигался при температуре нагрева основы 400 °С на дистанции напыления 90 мм, несколько меньшее значение 780...800 МПа – на дистанции 130 мм. Это соответствует увеличению микротвердости на 25...28 % в сравнении с исходными покрытиями, напыленными без предварительного нагрева основного металла по традиционной технологии.

При дальнейшем увеличении температуры основы до 500 °С фиксировали некоторое снижение микротвердости, что может быть связано с образованием менее твердых фаз, более чувствительных к наличию высокой пористости, например тетракальцийфосфата и аморфной [1].



Рис. 6. Влияние температуры нагрева основного металла и дистанции напыления на микротвердость ГА-покрытий, напыленных с использованием плазменно-индукционного метода: 1 – 90 мм; 2 – 130 мм

Аппроксимирующая полиномиальная модель изменения микротвердости ГА-покрытий принимает следующий вид:

$$H_{90} = 649,27 + 1,0161T_{o} - 0,017791T_{o}^{2} + (7,631 \cdot 10^{-5}) \times T_{o}^{3} - (8,604 \cdot 10^{-8})T_{o}^{4},$$

$$H_{130} = 583,12 - 0,92368T_{o} + 0,00035069T_{o}^{2} + (2,41 \cdot 10^{-5}) \times T_{o}^{3} - (4,02 \cdot 10^{-8})T_{o}^{4},$$
(9)

где H_{90} и H_{130} — микротвердость на дистанциях напыления 90 и 130 мм соответственно.

Погрешность аппроксимации показателя микротвердости ГА-покрытий при этом не превышала 5 % (рис. 6).

Выводы

Теоретически определено и экспериментально показано, что за счет использования предварительной термической активации основного металла медицинских изделий перед плазменным напылением можно создать условия для повышения механических свойств покрытия, а именно прочности сцепления и микротвердости. Существенное увеличение микротвердости ГА-покрытий наблюдается при нагреве титановой основы до 400 °С на дистанции напыления 130 мм и особенно на дистанции 90 мм.

Это обеспечивает повышение микротвердости с 650 до 900 МПа в сочетании с наилучшими параметрами морфологии получаемых покрытий, особенно у образцов, полученных при нагреве до температуры $T_o =$ = 400 °C и дистанции напыления L = 130 мм [1, 6]. Этим обеспечивается повышенная устойчивость покрытий медицинских изделий, в частности внутрикостных имплантатов, к действию срезающих нагрузок при установке имплантата с натягом в костное ложе и влиянию циклических жевательных усилий, передающихся от протеза при его функционировании.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фомин А.А. Плазменно-индукционное нанесение покрытий с улучшенными параметрами биосовместимости при изготовлении дентальных имплантатов: дис. ... канд. техн. наук. Саратов: СГТУ, 2008. 182 с.

2. Калганова С.Г. Исследование процесса плазменного напыления многослойных покрытий на дентальные имплантаты: дис. ... канд. техн. наук. Саратов, 1999. 205 с.

3. Физико-химические процессы при плазменном напылении и разрушении материалов с покрытиями / Г.Г. Максимович, В.Ф. Шатинский, В.И. Копылов. Киев: Наук. думка, 1983. 264 с.

4. Соколов Ю.В. Плазменное формообразование: Монография. Минск: УП "Технопринт", 2003. 198 с.

5. Dyshlovenko S., Pateyron B. et al. Numerical simulation of hydroxyapatite powder behavior in plasma jet // Surface and Coating Technology. 2004. $N_{\rm D}$ 179. P. 110–117.

6. Фомин А.А. Плазменно-индукционное получение титан-гидроксиапатитовых покрытий на дентальных имплантатах // Вестник Саратовского гос. техн. ун-та. 2008. № 2(32). Вып. 1. С. 49–58.



Контроль качества Упрочняющей обработки

УДК 621.791.05:620.179

А.Н. Смирнов, Н.В. Абабков, А.С. Глинка

(Кузбасский Государственный Технический Университет, г. Кемерово), А.Б. Логов (Институт вычислительных технологий (Кемеровский филиал) СО РАН) E-mail: ssr-2gac@mail.ru

Акустические и физико-механические показатели теплоустойчивой стали в окрестности трещины

Приведена оценка эффективности применения акустических методов контроля для исследования повреждений, в частности трещин, возникающих при длительной эксплуатации теплоэнергетического оборудования. Впервые получены дифференциальные уравнения, описывающие изменение времени задержки поверхностных акустических волн в окрестности трещины непосредственно в зависимости от аргумента; на плоскости состояний в неявном виде от параметра модели; на плоскости состояний для логарифмических характеристик.

Ключевые слова: теплоэнергетическое оборудование, трещина, акустические методы контроля. The efficiency assessment of acoustic quality monitoring application for research of damages, in particular, the cracks arising at long operation of the heat power equipment is resulted. First derived the differential equations describing the change in time delay of surface acoustic waves in the vicinity of the crack is directly depending on the argument, on a plane of conditions in an implicit type from parameter of model, on a plane of conditions for logarithmic characteristics. Keywords: heat power equipment, crack, acoustic quality monitoring.

При длительной эксплуатации теплоэнергетического оборудования в металле происходят сложные физико-химические процессы, связанные с локальной перестройкой микроструктуры, коалесценцией карбидов, изменением полей внутренних напряжений и, как следствие, вызывающие образование микро- и макродефектов, которые могут привести и приводят к аварийным ситуациям и техногенным катастрофам. Поэтому вопросам оценки влияния микро- и макродефектов на работоспособность потенциально опасного оборудования уделяется во всем мире повышенное внимание [1–5].

Для исследования влияния окрестности трещины на акустические характеристики металлов проводили измерения времени задержки *поверхностных акустических волн* (ПАВ) W_{τ} на различных расстояниях от "берегов" трещины. Для регистрации акустических характеристик использовали многофункциональную акустическую систему АСТРОН [6].

Изучали поврежденную трубу паропровода, изготовленную из стали 12Х1МФ, после 283 тыс. ч эксплуатации при давлении 14,5 МПа и температуре 545 °C. Анализ результатов исследования проводили методом моделирования состояния уникальных объектов, разработанный в Институте вычислительных технологий СО РАН (ранее Институт угля и углехимии СО РАН) [7–9].

Механизм влияния трещины на структурно-фазовое состояние и физико-механические, в частности акустические, показатели может иметь двойственный характер:

• трещина непосредственно экранирует прилегающую зону и изменяет форму поля напряжений в ней;

• в окрестности трещины накоплены повреждения, максимальная концентрация которых привела к образованию трещины.

Непосредственно из рассмотрения распределения показателя $W_{\tau}(l)$ следует сделать заключение о нелинейном характере зависимости от расстояния до трещины l. Тип изменения можно классифицировать как некий кумулятивный процесс или процесс с насыщением, являющийся результатом интегрирования локально переменных свойств. Вместе с тем какие-либо априорные сведения о типе распределения случайной величины W_{τ} и других показателей отсутствуют, тем более не известны законы распределения,

необходимые для оценки доверительных интервалов и применения, решающих правил.

Выбор и идентификация модели связи $W_{\tau}(l)$ существенно упрощаются при использовании подходов диагностики состояния уникальных объектов, при которых группы вариантов ограничены физически реализуемыми моделями в системах разной структурной сложности.

Воздействие на систему окрестности трещины можно изобразить функцией ступенчатого нагружения в соответствии с моделью Хэвисайда

$$\mathbf{l}(l) = \begin{cases} 0 \ l < 0 \\ 1 \ l \ge 0 \end{cases},$$

где *l* – расстояние рассматриваемой зоны до трещины.

В удалении от вершины трещины вариант модели изменения состояния $x_n(l)$ определяется структурным параметром n = 1, 2, ..., равным числу дифференциальных уравнений в системе вида (1). Известно определение опоры Фойхта-Кельвина с 1/2 степени свободы, которой соответствует одно уравнение первого порядка. Структура среды, число уравнений и параметр не задаются априорно, а определяются по феноменологии эксперимента:

$$k_{0}\left(\frac{dx_{0}}{dl} - \frac{dx_{1}}{dl}\right) + c_{0}\left(x_{0}\left(l\right) - x_{1}\left(l\right)\right) = G_{1}\left(l\right),$$

$$k_{1}\left(\frac{dx_{1}}{dl} - \frac{dx_{2}}{dl}\right) + c_{1}\left(x_{1}\left(l\right) - x_{2}\left(l\right)\right) = l_{0}\frac{dx_{1}}{dl} + c_{0}x_{1}\left(l\right),$$
...
$$k_{n}\frac{dx_{n}}{dl} + c_{n}x_{n}\left(l\right) = k_{n-1}\frac{dx_{n-1}}{dl} + c_{n-1}x_{n-1}\left(l\right), \quad (1)$$

где $x_0(l)$ — модель наибольшей функции влияния трещины, отождествляемая с простейшей средой, состоящей из одного элемента с коэффициентом жесткости c_0 и коэффициентом диссипации k_0 ;

 $x_n(l)$ — модель, служащая для аппроксимации экспериментальных данных и трактующая среду как последовательность из n + 1 линейных опор;

G – эмпирический амплитудный коэффициент, зависящий от материала и параметров трещины.

Смысл модели проиллюстрирован на рис. 1.

ны

При моделировании результатов данного эксперимента не получено оснований для выделения особых

свойств локальных (в общем случае дифференциально малых) элементов в окрестности трещины и приходится ограничиваться простой системой одинаковых моделей Фойхта-Кельвина:

$$k_0 = k_1 = k_2 = \dots = k_n = k,$$

 $c_0 = c_1 = c_2 = \dots = c_n = c.$

Параметры с и к определяют характеристический размер среды

$$L = \frac{k}{c},$$

играющий важнейшую роль в моделировании. Его смысл (линейная составляющая интенсивности изменения рассматриваемого показателя) вытекает из решения системы (1), когда при n = 0 она вырождается к единственному уравнению. Итак, выбор модели $x_n(l)$ сводится к определению характеристического параметра L и подбору наилучшей оценки структурного параметра *п* для экспериментально полученного набора данных. Общим решением системы дифференциальных уравнений (1) является функция

$$x_{n}(l) = \frac{G}{n!} \int_{0}^{l} \left(\frac{l}{L}\right)^{n} \exp\left(-\frac{l}{L}\right) dl =$$

= $G\left\{1 - \exp\left(-\frac{l}{L}\right) \left[1 + \frac{l}{L} + \frac{1}{2!}\left(\frac{l}{L}\right)^{2} + \frac{1}{3!}\left(\frac{l}{L}\right)^{3} + \dots + \frac{1}{n!}\left(\frac{l}{L}\right)^{n}\right]\right\}$ (2)

При моделировании показателя $W_{\tau}(l)$, убывающего с ростом расстояния от трещины *l*, используется определение

$$W_{\tau}(l) = W_{\tau}^{0} - \Delta W_{\tau}(l), \qquad (3)$$

где W_{τ}^{0} – идеальный показатель среды;

 $\Delta W_{\tau}(l)$ – составляющая, моделируемая функцией $x_n(l)$ и учитывающая влияние трещины:

$$\Delta W_{\tau}\left(l\right) = x_{n}\left(l\right)$$

Для идентификации модели удобно использовать координаты точки перегиба *l**, вытекающие из условия

$$\frac{d^2 x_n(l)}{dl^2} = \frac{G}{n!L} \left(\frac{l^*}{L}\right)^{n-1} \exp\left(\frac{l^*}{L}\right) \left(n - \frac{l^*}{L}\right) = 0.$$
(4)



Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 10



Рис. 2. Идентифицированная модель $W_{\tau}(l)$

Отсюда следует $l^* = nL, n = 1, 2, ...:$ $x_n(l^*) = G\left[1 - \exp(-n)\left(1 + n + \frac{n^2}{2!} + \frac{n^3}{3!} + ... + \frac{n^n}{n!}\right)\right].$ (5)

На рис. 2 представлена модель, наилучшим образом соответствующая экспериментальным данным при n = 3 и L = 11 мм. В этом случае положение точки перегиба определено координатой $l^* = 3L \approx 33$ мм. Для визуальной оценки качества модели можно ограничиться иллюстрацией гистограмм условных распределений экспериментальных данных.

Модель связи можно записать в виде

$$W_{\tau 3}(l) \approx 9150 - 285 \times \left\{ 1 - \exp\left(-\frac{l}{11}\right) \left[1 + \frac{l}{11} + \frac{1}{2!} \left(\frac{l}{11}\right)^2 + \frac{1}{3!} \left(\frac{l}{11}\right)^3 \right] \right\} \approx (6)$$

$$\approx 8865 + 285 \exp\left(-\frac{l}{11}\right) \left[1 + \frac{l}{11} + \frac{1}{2!} \left(\frac{l}{11}\right)^2 + \frac{1}{3!} \left(\frac{l}{11}\right)^3 \right].$$

Главным достоинством предложенной схемы моделирования среды последовательностями динамических элементов является то, что границы применимости идентифицированной по выборке модели устанавливаются не на основе статистических характеристик, а по альтернативным структурам n = 2и n = 4 с сохранением $l^* = \text{const.}$

Идентифицированные альтернативные модели вида

$$W_{\tau^{2}}(l) \approx 8865 + 285 \exp\left(-\frac{l}{16,5}\right) \left[1 + \frac{l}{16,5} + \frac{1}{2!} \left(\frac{l}{11}\right)^{2}\right],$$
(1)

$$w_{\tau 3}(l) \approx 8865 + 285 \exp\left(-\frac{1}{8,25}\right)^{\times} \times \left[1 + \frac{l}{8,25} + \frac{1}{2!}\left(\frac{l}{8,25}\right)^{2} + \frac{1}{3!}\left(\frac{l}{8,25}\right)^{3} + \frac{1}{4!}\left(\frac{l}{8,25}\right)^{4}\right],$$
(8)

достаточно хорошо соответствуют пределам разброса случайного показателя.

Анализ можно дополнить особыми точками более высокого порядка, определяемыми из условия

$$\frac{d^{3}W_{\tau}(l)}{dl^{3}} = 0$$
 (9)

и равными

$$l_{1,2}^* = L(n \pm \sqrt{n}).$$
(10)

В рассматриваемом случае это составляет, мм,

$$l_1^* \approx 11(3 - \sqrt{3}) \approx 13,95,$$

 $l_2^* \approx 11(3 + \sqrt{3}) \approx 52,05.$

Соответствующие интервалы монотонного изменения интенсивности (скорости) приращения показателя отмечены на рис. 2.

Параметры идентифицированной модели хорошо соответствуют целому ряду свойств и особенностей изменения совокупности экспериментальных данных:

• параметр $L \approx 11$ мм определяет наличие особой зоны в окрестности трещины. Доверительными границами этого параметра являются оценки при иных структурах $L_{n=2} \approx 16,5$ мм и $L_{n=4} \approx 8,25$ мм;

• с точностью, обусловленной шагом квантования расстояния $\Delta l = 5$ мм, в диапазоне 10...15 мм возможно наложение влияния особых точек $L \approx 11$ мм и $l_1 \approx \approx 13,95$ мм;

• при расстоянии меньшем координаты точки перегиба $l \leq 3L$ отмечается смещение модели вниз от средних значений показателя;

• после *l* > 3*L* модельные показатели превышают выборочные средние характеристики;

• принятый перед экспериментом шаг квантования препятствует выделению особых зон, но позволяет получить их интервальные оценки 10...15 мм, 30...35 мм и 50...55 мм.

Важно оценить, каким образом изменяются состояние и свойства системы в этих зонах.

В [8] представлено современное описание метода анализа состояния уникальных объектов, включающего в себя обоснование моделей информационной энтропии и ее производных для строгого отображения данных на фазовую плоскость. Достоинством такого представления является возможность определения границ видов состояния без использования каких-либо эмпирических или экспертных заключений.

В частности, можно показать, что неаддитивный (несуммируемый) показатель расстояния от трещины $l = 5, 10, \dots 75$ мм отображается на оси координат простым способом:

$$\begin{bmatrix} \mathring{\ln} I \end{bmatrix} = \frac{\ln l - M(\ln l)}{\sqrt{D(\ln l)}},$$

$$[l^{\circ}] = \frac{l^{-1} - \hat{M}(l^{-1})}{\sqrt{D(l^{-1})}},$$
(11)

где получены следующие оценки характеристик:

$$\hat{M}(\ln l) \approx 3,4694, \ \sqrt{D(\ln l)} \approx 0,7821;$$

 $\hat{M}(l^{-1}) \approx 0,0442, \ \sqrt{D(l^{-1})} \approx 0,0492,$

где \hat{M} – выборочное среднее значение;

σ – средний квадратичный разброс.

На фазовой плоскости проводится скелетная линия, разделяющая типы состояния и формально совпадающая с определением коэффициента корреляции (без ограничения только положительными значениями):

$$r(\ln l; l^{-1}) = \frac{1}{15} \sum_{i=1}^{15} [\mathring{\ln}l]_i [l^{-1}]_i \approx 0,8627.$$
(12)

Показатель *r* пропорционально характеризует степень устойчивости системы (в конкретном случае системы данных).

В качестве наиболее важной границы на фазовой плоскости выбирается эллипс, который изображает гармоническое решение, и длинная полуось которого расположена вдоль скелетной линии. Оценка соответствующих полуосей составляет

$$A = \sqrt{2\left(\frac{m-1}{m} + \frac{2r^2}{1+r^2}\right)} \approx 1,89035,$$

$$B = \sqrt{2\left(\frac{m-1}{m} - \frac{2r^2}{1+r^2}\right)} \approx 0,3999.$$
(13)

Дополнительные границы образуют гиперболы и сопряженные гиперболы с таким же межфокусным расстоянием. С поправкой на центрирование и угол поворота координатных осей

$$\Phi = \operatorname{arctg} r$$
,

уравнение сопряженной гиперболы приобретает вид

$$\beta(\alpha) \approx 0.93 \alpha - 0.38 \sqrt{\alpha^2 + 1.810}.$$
 (14)



Из сравнения на рис. 3 можно судить, насколько отклоняется частная гипербола выборочной последовательности от предельно возможной при данных параметрах системы *m* и *r*, соответственно уступая в степени устойчивости.

Дифференциальное уравнение поведения аргумента получаем в виде

$$ab(1+r^{2})\frac{d\alpha}{dt} + cr\alpha(t) = (a^{2} - b^{2}r^{r})\beta(t).$$
(15)

Коэффициенты уравнения определяются по выборке экспериментальных данных [7–9] и в конкретном случае составляют

$$1,2056\frac{d\alpha}{dt} + 1,5939\alpha(t) = 3,1585\beta(t).$$
 (16)

Реакция $\alpha(t)$ на дискретное изменение $\beta(t)$ определяется характеристическим параметром

$$\tau = \frac{ab(1+r^2)}{cr} \approx \frac{1,2056}{1,5939} \approx 0,7564,$$

а степень устойчивости, наоборот:

$$-1/\tau = -1,3221.$$

На этом фоне рассматриваются свойства показателя W_{τ} , портрет которого, оцененный по средним значениям, приведен на рис. 4. Здесь коэффициент корреляции на фазовой плоскости достигает высокого значения $r \approx 0.93$.

По оценкам параметров ($A > C > a \approx 1,93$; $B > b \approx 0,668$) определяется уравнение гиперболы на фазовой плоскости $\beta \approx 0,935\alpha - 0,065\sqrt{\alpha^2 + 1,9860}$.

Видно, что кривая проходит непосредственно по выборочным точкам, т.е. система находится вблизи к предельной для таких систем устойчивости. Соответствующее дифференциальное уравнение получим в виде

$$0,2409\frac{d\alpha}{dt} + 1,80115\alpha(t) = 3,7161\beta(t),$$



где резко уменьшается характеристический параметр

 $\tau \approx 0,1337;$

и смешается полюс

$$-\frac{1}{\tau} = -7,47675.$$

Увеличение степени устойчивости в сравнении с характеристикой задающего показателя можно определить отношением обратных величин

$$K \approx \frac{0,7564}{0,1337} \approx 5,6574$$

Однако надо принять во внимание некоторое возрастание коэффициента усиления

$$K_{\rm y} \approx \frac{3,7161}{3,1585} \approx 1,1765.$$

Таким образом, показатель W_{τ} , представленный средними значениями и моделью, обладает существенно большей чувствительностью к изменениям и возмущениям, чем установочный параметр *l*. Он несколько сильнее реагирует на воздействия и погрешности (+17,65 %), но подобное искажение может быть только локальным и быстро затухает. В диапазоне 15...50 мм, т.е. практически совпадающем с интервалом $l_1...l_2$ с точностью шагов квантования $\Delta l = 5$ мм, показатель может служить почти линейным диагностическим признаком.

Сглаженная модель W_{τ} несколько затушевывает проявление особых свойств в зоне трещины при $l \le 10$ мм, но без каких-либо качественных изменений. По непосредственно полученным средним показателям проявляется еще одна особенность - снижение устойчивости с повышением чувствительности в зоне 15...20 мм от трещины.

Полученная здесь модель имеет несколько меньший уровень насыщения (приближения к постоянно-

му значению), чем непосредственные данные и именно в этом диапазоне l = 30...75 мм у нее повышается чувствительность за счет снижения устойчивости. Таким образом, из числа рассмотренных только показатель W_{τ} ведет себя адекватно во всем диапазоне *l* = 5...75 MM.

В режиме диагностирования целесообразно вести сравнение измерений со сглаженной моделью, а не с формальными статистическими характеристиками. Поведение показателя W_{τ} позволяет выделить как особые зоны окрестности трещины с различными свойствами. Размер особой зоны оценен как $l_0 \approx 11$ мм непосредственно по измерениям или как *l*₀ ≤ 10 мм по фазовым портретам. Признак другой особой зоны, не имеющий надежной оценки, можно трактовать как $2l_0$.

Выводы

1. Особый эффект дает применение акустических методов для исследования зон повреждений, в частности окрестностей трещин. Математическая модель зависимости времени задержки ПАВ от расстояния до "берегов" трещины указывает на наличие особой поврежденной зоны размера L = 11 мм.

2. Впервые получены дифференциальные уравнения, описывающие изменение времени задержки ПАВ в окрестности трещины в различных формах:

непосредственно в зависимости от аргумента;

- на плоскости состояний в неявном виде от параметра модели:

- на плоскости состояний для логарифмических характеристик.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алешин Н.П. Физические методы неразрушающего контроля сварных соединений. М.: Машиностроение, 2006. 366 с.

2. Должанский П.Р. Контроль надежности металла объектов котлонадзора: справ. пособие. М.: Недра, 1985. 263 с.

3. Контроль металла в энергетике / Под ред. В.Г. Борисова и др. Киев: Техника, 1980. 134 с.

4. Смирнов А.Н., Герике Б.Л., Муравьев В.В. Диагностирование технических устройств опасных производственных объектов. Новосибирск: Наука, 2003. 244 с.

5. Пат. 2231057 РФ. Способ неразрушающего контроля степени поврежденности металлов эксплуатируемых элементов теплоэнергетического оборудования / Смирнов А.Н., Хапонен Н.А. 2004.

6. О новом методе контроля повреждаемости материала оборудования ЯЭУ и аппаратно-программных средствах для ее реализации / Ф.М. Митенков, А.Л. Углов, С.Н. Пичков, В.М. Попцов // Проблемы машиноведения и надежности машин. 1998. № 3. C. 3-9.

7. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ функционального состояния промышленных объектов в фазовом пространстве. Кемерово: Изд-во Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 167 с.

8. Логов А.Б., Замараев Р.Ю. Метод анализа состояния уникальных объектов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3(51). C. 21–28.

9. Логов А.Б., Замараев Р.Ю., Логов А.А. Анализ состояния уникальных объектов (развитие и тестирование). Кемерово: Изд-во Институт угля и углехимии СО РАН, 2004. 134 с.



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

УДК 62.192

В.М. Труханов, Ю.И. Крыхтин (Волгоградский государственный технический университет) E-mail: au@vstu.ru

Физические основы разработки заготовок корпуса синхронизатора с бронзовым газотермическим покрытием для работы в масле в узлах трансмиссий транспортных машин

Разработаны заготовки корпуса синхронизатора с бронзовым покрытием, полученным по технологии плазменного напыления — газотермическое покрытие, для работы в масле в узлах трансмиссий транспортных машин. Ключевые слова: заготовка, корпус синхронизатора, гусеничная машина, трансмиссия, газотермическое покрытие.

The blank of the case of the synchronizer with a bronze coating received on technology plasma spraying – gas-thermal coating, for job in oil in units transmission of transport machines. **Keywords:** blank, case of the synchronizer, caterpillar the machine, transmission, gas-thermal coating.

Цель работы — разработка заготовки корпуса синхронизатора, эксплуатируемого в масле, для механизма передач и поворота гусеничной машины массой до восьми тонн с увеличенной долговечностью в сравнении с серийными стальными закаленными конусами, работающими по стальному закаленному контртелу, с улучшенными характеристиками по технологичности.

Работу проводили на Волгоградском тракторном заводе совместно с *Институтом проблем материаловедения* (ИПМ) Академии Наук Украины. Подбор состава фрикционного материала и напыления его на основу проводили в ИПМ [1].

Предполагаемое техническое решение предназначено для использования в механических коробках перемены передач с зубчатыми муфтами и постоянно зацепленными шестернями трансмиссий гусеничных или колесных машин, например гусеничных тягачей, тракторов, автомобилей и т.д., в которых применяются инерционные конусные синхронизаторы для безударного включения передач.

Известны конструкции стальных конусов синхронизатора — блокирующих обойм, инерционных синхронизаторов для трансмиссий гусеничных и колесных машин с коническими рабочими поверхностями. Конус синхронизатора имеет фигурные пазы под пальцы синхронизатора на цилиндрической поверхности, внутреннюю кольцевую трапециевидную канавку под конические поверхности. Такой конус синхронизатора работает в паре со стальным контртелом – коническими поверхностями, выполненными на шестернях, соединяемых с валом коробки перемены передач.

Указанный стальной конус инерционного синхронизатора обладает недостатками: при значительных нагрузках не обеспечивает надежности и долговечности работы узла. При работе стального конуса синхронизатора со стальным контртелом в зоне трения происходит скольжение двух сопряженных однородных стальных поверхностей, приводящее к возникновению процессов, присущих граничному трению, т.е. имеет место периодический разрыв масляной пленки и происходит металлическое контактирование двух тел на локальных участках поверхностей трения, на которых в результате высоких контактных нагрузок возникает пластическая деформация металла, достигающая критических значений, приводящих к передеформированию поверхностью слоев металла и его износу [2]. Наряду с этим на локальных участках поверхностей трения имеет место процесс локального схватывания, который при повышении нагрузок может распространяться на всю поверхность трения, т.е. привести к выходу конуса синхронизатора из строя.

На рис. 1 изображен предполагаемый конус инерционного синхронизатора для трансмиссий гусеничной или колесной машины с фигурными пазами под





1 – стальная основа конуса синхронизатора; *2* – изотермическое покрытие

пальцы синхронизатора на цилиндрической поверхности с внутренней кольцевой трапециевидной канавкой под фиксаторы с коническими рабочими поверхностями. Конус синхронизатора состоит из стальной основы и покрытия на конических рабочих поверхностях конуса. На наружные конические поверхности стальной основы конуса синхронизатора после дробеструйной обработки нанесено покрытие из материалов триботехнического назначения, например железо — алюминиевая бронза, пористостью 10...25 %, толщиной 0,3...0,5 мм.

Нижний предел пористости 10 % устанавливается исходя из условий обеспечения прочности свойств покрытия, т.е. дальнейшее увеличение пористости приводит к значительному уменьшению прочности покрытия.

На конических поверхностях выполнены равномерно расположенные по окружности продольные цилиндрические канавки глубиной 1...1,2 мм для удаления смазки и продуктов износа с рабочих поверхностей. Работает предлагаемый конус синхронизатора функционально так же, как известные конусы.

При скольжении конических поверхностей конуса синхронизатора и контртел пористые покрытия на конусе синхронизатора способны деформироваться и уплотняться в локальных объемах, что в значительной степени уменьшает возможность схватывания на локальных участках поверхностей трения и, следовательно, предотвращает распространение процесса схватывания на всю поверхность трения.

Пористый каркас покрытия, имеющий масло в порах, способен под действием повышенных нагру-

зок деформироваться, уплотняться по глубине, без полного выдавливания смазки из зоны трения, благодаря чему локальный очаг схватывания не распространяется по всей трущейся поверхности, обеспечивая надежную работу узла. При этом предотвращается переход к сухому трению, в результате чего может быть достигнут режим полусухого трения.

Уменьшается вероятность выхода рабочей поверхности из строя и обеспечивается высокая надежность работы предлагаемого конуса синхронизатора. Уменьшение вероятности процессов локального схватывания и наличие дополнительной смазки в порах покрытия обеспечивает также снижение темпа износа сопряженных поверхностей, что значительно увеличивает долговечность предлагаемого конуса синхронизатора.

Условия работы конуса синхронизатора в коробке передач механической трансмиссии гусеничной машины массой 7...8 тонн приведены ниже:

Удельная работа трения, кДж/м ² 380
Максимальная линейная скорость скольжения
относительно контртела, м/с
Максимальное удельное давление на поверхности
трения, 10 ⁵ , Па 12,37
Температура в зоне трения, °С:
средняя100
допустимая 150
диапазон рабочих температур –60+150
Время буксирования, с 0,39
Тип смазки Масло
МТ-16П
ГОСТ 6360-8.
Материал контртела (ГОСТ 4543–71) Сталь
20X2H4A
$(HRC \ge 58)$

Технические требования к заготовкам конуса синхронизатора с бронзовым газотермическим покрытием

Покрытия должны наноситься напылением механической смеси порошков бронзы БрАЖ9-4 (ТУ 48-21-642—79) и карбида кремния (ГОСТ 26327—84) на заготовки, изготовленные из стали 12ХНЗА (ГОСТ 4543—71).

Форма и размеры основы конуса синхронизатора должны соответствовать рис. 2.

Твердость покрытий по Виккерсу должна составлять 1200...1500 МПа; адгезионная прочность — не менее 22,0 МПа; пористость покрытий должна быть равна 15...20 %.

Микроструктура покрытия должна быть: матрица (твердый раствор алюминия и железа в меди) традиционного бронзового цвета, на отдельных участках матрицы включения инерметаллидов $Cu_xAl_yFe_z$ светло-серого с голубизной оттенка (рис. 3).



Рис. 2. Основа конуса синхронизатора



Коэффициент трения в паре со сталью 20Х2Н4А (ГОСТ 4543-71) должен составлять не менее 0,2; темп износа в паре со сталью 20X2H4A более не 5 мкм/км.

Методы испытаний заготовок конуса синхронизатора

1. Перед испытаниями контроль заготовок производят штангенциркулем.

На два образца диаметром

2. Определение твердости.

чистотой поверхности

(30±1) мм, толщиной 10⁺¹ мм Рис. 3. Микроструктура с покрытия

2,5 мкм наносят покрытие толщиной (1,3±0,1) мм по режиму напыления покрытия на заготовки конусов на плазменной установке УПУ-3. На плоскошлифовальном станке покрытие шлифуют до получения металлического блеска и шероховатости не более 160 мкм, на полировальном станке полируют до исчезновения рисок, видимых невооруженным глазом. После шлифования и полирования толщина покры-

На каждом образце производят пять измерений, равномерно распределенных по полю образца. Твердость покрытия определяют по минимальному значению из десяти измерений.

тия должна быть не менее $(1,0\pm0,1)$ мм.

3. Определение адгезионной прочности. Для проведения работ на универсальной разрывной машине на десяти образцах (рис. 4) штырь, вставленный в обойму, стопорят винтом. Поверхность А каждого образца

обезжиривают спиртом и производят дробеструйную обработку, после которой отпускают стопорные винты, выводят штыри из обоймы и снимают на них заусенцы, образовавшиеся при дробеструйной обработке. Затем производят сборку образцов в последовательности, обратной разборке. На подготовленные таким образом поверхности А образцов наносят покрытие толщиной (1,2±0,1) мм по режиму напыления заготовок конусов.

На остывших до комнатной температуры образцах отпускают стопорные винты. Испытания проводят по ГОСТ 1497-84.

4. Определение микроструктуры. Образцы после подготовки, напыления, определения твердости шлифуют на плоскошлифовальном станке, чтобы плоскость шлифа была перпендикулярна плоскости напыления, полируют с применением алмазной пасты до получения зеркально гладкой поверхности.

После приготовления и сушки шлифа с помощью микроскопа при увеличении ×400 определяют микроструктуру покрытия.

5. Определение пористости. Для подготовки образцов используют медный стержень цилиндрической формы диаметром (35±5) мм. Дробеструйную обработку цилиндрической поверхности стержня производят таким образом, чтобы площадь (шероховатой) поверхности после такой обработки составляла 30...40 %, что определяется визуально. Бронзовое покрытие толщиной (1±0,1) мм и шириной (20±5) мм наносят на стержень по режиму напыления покрытий на основу заготовки.





1 – обойма; 2 – штырь; 3 – винт



Рис. 5. Контртело (материал сталь 20Х2Н4А, 262...311 НВ)

После нанесения покрытия напыленный слой необходимо разрубить вдоль оси стержня, после чего покрытие, имеющее форму браслета, легко снимают со стержня и распиливают (либо разламывают) на пять частей произвольной формы.

Определение пористости производят гидростатическим методом по ГОСТ 18898–73 как среднее арифметическое значение, полученное при испытании пяти образцов.

6. Определение триботехнических характеристик на машине трения МТ-68 с контртелами из стали 65Г (рис. 5).

На десять образцов (рис. 6), предназначенных для проведения испытаний на трение и изнашивание, наносят покрытие толщиной $(1,0\pm0,1)$ мм по режиму напыления на основы дисков.

Испытания проводят по ГОСТ 26614—85 со смазкой ТСЗП-8 при скорости скольжения 20 м/с и удельном давлении 2 МПа. Коэффициент трения и темп изнашивания покрытий определяют как среднее арифметическое значение, полученное при испытании пяти образцов.



Рис. 6. Образец для определения триботехнических свойств: *1* – основа образца (сталь 65Г); *2* – фрикционный материал

Вывод

Предлагаемый конус синхронизатора с пористым фрикционным материалом на основе железоалюминиевой бронзы, выполненный с учетом технических требований, приведенных выше, при работе со стальным контртелом со смазкой в условиях эксплуатации коробки перемены передач транспортной гусеничной машины массой восемь тонн подтвердил преимущества по триботехническим и эксплуатационным характеристикам в сравнении с серийными стальными конусами синхронизаторами. Схватываний, следов припекания рабочих конических поверхностей на фрикционном контакте после испытаний обнаружено не было.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Федорченко И.М.** и др. Порошковая металлургия. Материалы, технологии, свойства, области применения. Справочник. Киев: Наукова думка, 1985. 623 с.

Проблемы трения и смазки. М.: Изд-во Мир, 1988.
 № 1.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97. Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 04.08.11 г. Подписано в печать 21.09.11 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,65. Заказ 687. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение". Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15