### ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



№ 10 (58) октябрь **2009** 

Издается с января 2005 г.

Главный редактор д-р физ.-мат. наук, заслуженный деятель науки РФ В.Н. НЕВОЛИН Председатель редакционного

совета д-р техн. наук, заслуженный

деятель науки и техники РФ В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

Заместители главного редактора: И.Н. ЖЕСТКОВА 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 С.Н. ГРИГОРЬЕВ В.Ю. ЗАМЯТИН B.A. 3EMCKOB С.А. КЛИМЕНКО В.А. ЛАШКО В.А. ЛЕБЕДЕВ В.В. ЛЮБИМОВ Φ.И. ΠΑΗΤΕЛΕΕΗΚΟ Ю.В. ПАНФИЛОВ 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 С.В. СИДОРОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159,

почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Преса 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

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

#### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Коротаев Д.Н., Машков Ю.К., Николенко С.В. Структурно-фазовое состояние и свойства поверхностного слоя, обработанного электроискровым легированием
<b>Курбанов Э.Д., Горин А.В.</b> Области свечения наносекундного импульсного разряда в атмосферном воздухе при различных конфигурациях потенциального электрода
Овчинников В.В., Козлов Д.А., Якутина С.В. Влияние ионной имплантации меди на свойства конструкционной стали 30ХГСН2А
Сайфуллин Р.Н., Левин Э.Л., Фархшатов М.Н., Наталенко В.С. Ударная вязкость образцов с покрытиями полученными электроконтактной приваркой 24

#### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

#### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

<b>Гаврилова Т.М., Пегашкин В.Ф., Якимов М.А., Балдин Е.В.</b> Формирование микропрофиля в процессе обработки поверхностным пластическим деформированием с наложением ультразвуковых крутильных колебаний	33
<b>Жачкин С.Ю., Сидоркин О.А.</b> Расчет напряжений в дисперсно-упрочненных композитах, полученных методом ГКО	36
Крылова Т.А., Полетика И.М., Голковский М.Г. Влияние модифицирования и термической обработки на структуру металла покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама	39
<b>Токарев А.М.</b> Влияние способов обработки скользящих электрических контактов на стабильность переходного сопротивления	45

#### ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

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

#### THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL



№ 10 (58) October 2009

Since 2005, January

Editor-in-Chief Dr of Phys. Math. Sci., The honoured worker of a science of the RF V.N. NEVOLIN

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

V.F. BEZYAZYCHNYI Editorial Assistants: I.N. ZHESTKOVA 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 S.N. GRIGORIEV V.Yu. ZAMYATIN V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO V.A. LASHKO V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV F.I. PANTELEENKO YU.V. PANEILOV 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

S.V. SIDOROVA 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

#### **PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY**

Korotaev D.N., Mashkov U.K., Nikolenko S.V. Structural-phase condition and properties of a superficial layer, processed electrospark modifying	8
Kurbanob E.D., Gorin A.V. Discharge glow area of nanosecond pulsed discharge in air on different configurations of potential electrode	12
<b>Ovchinnikov V.V., Kozlov D.A., lakutina S.V.</b> Influence of the ionic implantation of copper on the properties of structural steel of 30XFCH2	16
Sayfullin R.N., Levin E.L., Farkshatov M.N., Natalenko V.S. Resilience of samples with coatings received by electrocontact welding	24

#### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Stepanov M.S.	The diffusion surface hardening of powder materials by nitrogen	
and carbon		3

#### PROCESSING BY COMBINED METHODS

 Gavrilova T.M., Pegashkin V.F., Jakimov M.A., Baldin E.V.
 Microprofile formation

 in the process of surface deformation processing with imposing ultrasonic twisting

 fluctuation
 33

 Zhachkin S.Yu., Sidorkin O.A.
 Calculation of pressure in the dispersion-strengthened

 composites received by GCP method
 36

#### **PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS**

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



## МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

УДК 671.924.9

А.Д. Джураев, И.Г. Шин (Ташкентский институт текстильной и легкой промышленности) E-mail:dimashin@list.ru

# Анализ напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя при дробеструйном упрочнении деталей машин

Приведены результаты анализа напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя деталей машин при дробеструйном упрочнении. Представлены зависимости для определения степени поверхностной деформации, радиуса пластического отпечатка, силы вдавливания и компонент тензора напряжения.

**Ключевые слова:** дробеструйное упрочнение, поверхностный слой, напряженно-деформированное состояние, степень поверхностной деформации, скорость и диаметр дроби, напряжение нормальное и касательное, радиус отпечатка, сила вдавливания, остаточное напряжение.

There are results of the analysis of the is intense-deformed condition of a blanket of details of cars are resulted at processing in fraction. Dependences for definition of degree of superficial deformation, radius of a plastic print, force of cave-in and a component of pressure are presented.

**Keywords:** processing in fraction, blanket, intense-deformed condition, degree of superficial deformation, speed and diameter of fraction, normal and tangential pressure, print radius, force of cave-in, residual pressure.

Упрочнение дробью рабочих поверхностей ответственных деталей машин и механизмов является эффективным технологическим способом повышения долговечности и усталостной прочности изделий, работающих при повторно-переменных нагрузках. Преимущества данного процесса упрочнения особенно проявляются для тонких маложестких деталей с острыми кромками (рессоры, пружины, пильные диски и др.), когда традиционные методы поверхностного пластического деформирования (обкатывание шариком или роликом, алмазное выглаживание) практически неосуществимы.

Процесс дробеструйного упрочнения деталей машин происходит при свободном ударе дроби с одновременным упругопластическим внедрением в поверхностный слой металла, вызывая деформацию контактной зоны. В результате такого взаимодействия возникает в общем случае сложное неоднородное напряженно-деформированное состояние, характеризующееся очагом деформации с переменной границей.

Напряжения и деформации, развиваемые при динамическом контактном взаимодействии дроби с обрабатываемой поверхностью, зависят от факторов, ответственных за параметры потока деформируемых тел и сопротивление металла упругопластическим деформациям. Эти деформации вызывают в зоне контакта интенсивное смятие металла в радиальном направлении.

Деформированное состояние упрочненной зоны характеризует степень поверхностной деформации  $\Psi$ , оцениваемую как отношение диаметра отпечатка d к диаметру дроби или шарика D по известной формуле М.М. Саверина, учитывающей влияние режимов обработки и механических свойств контактирующих тел:

$$\Psi = \frac{d}{D} = \left(\frac{2}{3} \frac{\rho}{g} \frac{n_{\pi} + 2}{H_{\pi}} v^2\right)^{\frac{1}{n_{\pi} + 2}},$$
 (1)

где  $\rho$  – плотность материала дроби;

*g* – ускорение свободного падения;

v – скорость удара;

 $H_{\rm A}$  – динамическая твердость упрочняемого материала;

*n*<sub>л</sub> – показатель динамического упрочнения.

Формула (1) применима для определения поверхностной деформации при допущении, что каждый последующий удар дроби менее эффективен, чем первый. Для сталей увеличение диаметра отпечатка завершается после 10...20 ударов и составляет приблизительно  $(1,3...1,5)d_1$ , где  $d_1$  – диаметр отпечатка после первого удара.

Показатель динамического упрочнения для различных конструкционных качественных углеродистых (сталь 20, 25, 40) и легированных сталей (40Х, 30ХГСА, 30ХНМА) равен 2 [1].

Между динамической и статической твердостями по Бринеллю установлена определенная связь, описываемая, в частности, для металлов и сплавов с твердостью 300 HB выражением  $H_{\rm g} = 1,7$ HB [2].

Формулу (1) преобразовали к виду, удобному для практического использования. С учетом приведенных зависимостей  $n_{\mu}$  и  $H_{\mu}$ , а также представив массу сферической частицы радиусом *R* как  $m = 4\pi R^3 \rho/3$ , получим

$$\Psi = 2 \sqrt[4]{\frac{m v^2}{1,7 \text{ HB} \pi D^3 g}}.$$
 (2)

Таким образом, получена удобная формула для расчета степени поверхностной деформации в зависимости от массы, диаметра и скорости деформирующей частицы в виде сферы и статической твердости материала преграды.

Из формулы (2) следует, что степень поверхностной деформации  $\Psi$  легко может быть выражена через кинетическую энергию дроби перед ударом, так как  $W_0 = mv^2/2$ :

$$\Psi = 2 \, \sqrt[4]{\frac{1,18 \, W_0}{\text{HB} \, \pi \, D^3 \, g}} \,. \tag{3}$$

Из соотношения (2) выразим скорость потока деформирующих частиц, обеспечивающую заданную степень поверхностной деформации:

$$v = \frac{\Psi^2}{4} \sqrt{\frac{1,7 \text{ HB} \pi D^3 g}{m}}.$$
 (4)

Рассчитаем степень поверхностной деформации  $\Psi$  при различных режимных параметрах дробеструйной обработки, применяемых для упрочнения деталей из конструкционных углеродистых и легированных сталей: скорость дроби v = 10...90 м/с; диаметр дроби D = 0,5...2,5 мм; твердость обрабатываемого материала 100...400 HB.

С увеличением твердости обрабатываемого материала степень поверхностной деформации  $\Psi$  монотонно уменьшается (рис. 1), причем для больших значений D и v абсолютное значение степени деформации больше (соответственно на 0,057 и 0,094).

С повышением скорости дроби v от 10 до 70 м/с (рис. 2) из-за возрастания кинетической энергии за-

метно увеличивается степень поверхностной деформации  $\Psi$  (в 2,63 и 2,75 раз соответственно для D = 1 и 2 мм).

Деформированное состояние для отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием оценивается не только степенью поверхностной деформации  $\Psi$ , но и толщиной пластически деформированного слоя (наклепа)  $h_{n\pi} = h_{H}$ , а также интенсивностью изменений деформации в наиболее характерной (осевой) зоне вдавливания шара. Когда обрабатываемая поверхность детали полностью укрыта отпечатками, то сжатие всех слоев по толщине в среднем будет соответствовать деформациям осевого сжатия под одним отпечатком, качественная эпюра которых показана на рис. 3.

Рассмотрим напряженное состояние в зоне силового контакта дроби с обрабатываемой поверхностью.



Рис. 1. Зависимость степени поверхностной деформации  $\Psi$  от твердости НВ при различных значениях диаметра дроби D(a) и скорости v ( $\delta$ ):

1, 2 – v = 30 м/с, D = 1 и 2 мм соответственно; 3, 4 – D = 1 мм, v = 50 и 30 м/с соответственно



Рис. 2. Зависимость степени поверхностной деформации  $\Psi$  от скорости v при различных значениях твердости HB (*a*) и диаметра дроби *D* ( $\delta$ ):

1, 2 - D = 1 мм, 300 и 500 HB соответственно; 3, 4 - 300 HB, D = 1 и 2 мм соответственно

Оценка напряженного состояния в области динамического контакта до сих пор не имеет теоретического решения. Поэтому для анализа напряженного состояния в зоне динамического контакта использовали решение статической контактной задачи, основанное на следующих допущениях: материалы контактирующих тел однородны и изотропны; контактные площадки малы по сравнению со всей площадью поверхности контактирующих тел; сила, сжимающая тело, направлена по нормали к гладкой поверхности контакта и все деформации протекают в пределах упругости; колебания, вызываемые соударением тел, не учитывали.

Несмотря на то что указанные допущения не всегда соблюдаются полностью, данная методика расчета контактных напряжений широко применяется для простых случаев нагружения и показывает достаточную степень точности при анализе напряженного состояния в зоне динамического контакта.

Расчет напряженного состояния при дробеструйном упрочнении деталей машин производят на базе



Рис. 3. Схема динамического вдавливания шара в упрочняемую поверхность и качественная эпюра остаточных деформаций по толщине пластически деформированного слоя *h*<sub>пл</sub>:

*d*, *h* – соответственно диаметр и глубина отпечатка; *P* – сила вдавливания

нагружения распределенной нагрузкой, пропорциональной ординатам сферической поверхности, и приложенной по площади круга на границе полубесконечного тела (см. рис. 3). Данный случай нагружения соответствует вдавливанию шара в полубесконечное тело.

В направлении внедрения шара (оси *z*) касательные напряжения на площадках, параллельных координатным плоскостям, равны нулю и поэтому нормальные напряжения  $\sigma_z$ ,  $\sigma_x = \sigma_y$  будут главными:  $\sigma_z = \sigma_1$ ,  $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_2 = \sigma_3$ .

Компоненты тензора напряжений определяют по следующим выражениям:

$$\sigma_{z} = -P_{0} \frac{1}{1 + \left(\frac{z}{a}\right)^{2}};$$
  

$$\sigma_{x} = \sigma_{y} = -P_{0} \left[(1 + \mu) - \frac{0.5}{1 + \left(\frac{z}{a}\right)^{2}} - (1 + \mu) \frac{z}{a} \arctan \frac{a}{z}\right],$$
(5)

где  $\sigma_z$ ,  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  — нормальные напряжения, действующие в зоне контакта вдоль координатных осей *z*, *y* и *x*;

*P*<sub>0</sub> – нормальное давление в центре отпечатка (наибольшее);

z — расстояние до рассматриваемой точки A(z; 0; 0) напряженного поля;

а – радиус отпечатка.

Наибольшее нормальное давление

$$P_0 = \frac{3}{2} \frac{P}{\pi a^2},$$
 (6)

где *Р* – сила внедрения шара.

Анализ выражений (5) показывает, что при z = 0 (на поверхности полубесконечного тела) напряжение смятия

$$\sigma_z = -P_0 ,$$

а напряжения  $\sigma_v$  и  $\sigma_x$ :

$$\sigma_y = -P_0 \ \frac{1+2\mu}{2} = \sigma_x ,$$
 (7)

зависят от упругих свойств обрабатываемого материала (коэффициента Пуассона).

Максимальные касательные напряжения, действующие под углом  $45^{\circ}$  к оси *z* и связанные с  $\sigma_x$  или  $\sigma_y$ , рассчитывали по зависимости

$$\tau_{\max} = \frac{P_0}{2} \left[ (1+\mu) - \frac{3}{2} \frac{1}{1 + \left(\frac{z}{a}\right)^2} - (1+\mu) \frac{z}{a} \arctan \frac{a}{z} \right].$$
(8)

Для расчета напряжений по формулам (5), (6) и (8) необходимо предварительно найти радиус пластического отпечатка после однократного соударения, который может быть определен из соотношения (2):

$$a = \frac{d}{2} = D \sqrt[4]{\frac{\rho v^2}{10,2 HBg}}$$
, MM. (9)

Таким образом, радиус пластического отпечатка можно определить исходя из характеристик упрочняемого материала и режима упрочнения. В результате многократного динамического воздействия при дробеструйной обработке радиус пластического отпечатка будет увеличиваться до определенной величины, а затем практически остается постоянным. С учетом этого в формулу (9) ввели коэффициент *k*, учитывающий увеличение радиуса отпечатка в результате многократного воздействия:

$$a = kD \sqrt[4]{\frac{\rho v^2}{10,2 \text{HB } g}}, \text{MM},$$
 (10)



Рис. 4. Зависимость радиуса отпечатка *a* от твердости HB обрабатываемого материала (*a*) и скорости v дроби (*б*): 1, 2 - v = 30 и 50 м/с соответственно; 3, 4 - D = 1 мм, 300 и 500 HB соответственно

где k = 1, 3...1, 5 – коэффициент увеличения диаметра отпечатка.

Как следует из последнего выражения, радиус отпечатка прямо пропорционален диаметру дроби при постоянном значении скорости v и твердости обрабатываемого материала HB. С увеличением твердости материала радиус отпечатка закономерно уменьшается (рис. 4), причем во всем диапазоне изменения твердости радиус отпечатка при v = 50 м/с больше, чем при v = 30 м/с, что легко объяснить большим значением кинетической энергии, ответственной за формирование размеров очага деформирования. С увеличением скорости v от 10 до 70 м/с радиус отпечатка возрастает в 2,65 раз.

На рис. 5 представлена зависимость наибольшего нормального давления  $P_0$  для единичной силы вдавливания P = 1 Н от радиуса отпечатка *а*. Характерно резкое уменьшение давления  $P_0$  по мере увеличения радиуса пластического отпечатка от 0,1 до 0,4 мм.



Рис. 5. Зависимость наибольшего нормального давления  $P_0$  от радиуса отпечатка *а* для единичной силы вдавливания *P* 

Статическую силу, соответствующую данному размеру (радиусу) пластического отпечатка [4], определяли по формуле:

$$P = \omega \pi \sigma_{\rm T} \left[ \left( 1 + \frac{\pi}{2} \right) a^2 + \left( \frac{R^2}{2} - a^2 \right) \times \right]$$

$$\times \arcsin \frac{a}{R} - \frac{a}{2} \sqrt{R^2 - a^2}, \qquad (10)$$

где  $\omega \approx 1,1$  — коэффициент, учитывающий трение в контакте шар-деталь;

*R* – радиус дроби. Более точное значение силы вдавливания *P* может быть найдено, если использовать динамический предел текучести  $\sigma_{T,n}$ .

Рассмотрим графическую зависимость силы P от радиуса пластического отпечатка a (рис. 6) при заданном значении предела текучести обрабатываемого материала  $\sigma_{\rm T} = 800$  МПа и диаметре дроби D = 1 мм. Расчеты показывают существенное увеличение силы вдавливания (в 10 раз) при возрастании радиуса отпечатка с 0,1 до 0,2 мм. При a = 0,4 мм сила вдавливания P = 998,3 Н.

Таким образом, анализ результатов проведенных исследований показывает, что можно целенаправленно управлять процессом дробеструйного упрочнения деталей машин через параметры напряженно-деформированного состояния: степень поверхностной деформации  $\Psi$ , радиус пластического отпечатка *a*, сила вдавливания *P*, компоненты напряжений  $\sigma_z$ ,  $\sigma_x = \sigma_y$ .



Рис. 6. Зависимость силы вдавливания P от радиуса отпечатка *а* при упрочнении материала ( $\sigma_T = 800 \text{ МПа}$ ) дробью D = 1 мм

Так, рассчитав интенсивность напряжений  $\sigma_i$ , можно определить уровень технологических остаточных напряжений в поверхностном слое изделий на основе термодинамических соотношений процесса обработки, теории дислокаций и диаграммы деформирования обрабатываемого материала.

Сжимающие остаточные напряжения, являясь важнейшим параметром качества поверхностного слоя, значительно влияют положительным образом на долговечность и усталостную прочность, предел которой можно заранее рассчитать, т.е. осуществить его прогнозную оценку по знаку, уровню и характеру распределения остаточных напряжений.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыковский Б.П. и др. Местное упрочнение деталей поверхностным наклепом. М.: Машиностроение, 1985. 151 с.

2. Клейс И.Р., Кангур Х.Ф. Экспериментальное и расчетное определение глубины повреждений от удара сферического индентора // Трение и износ. 1987. № 4(8). С. 605-613.

3. Исследование технологических параметров обработки: Сб. науч. тр. КПтИ. Куйбышев. 1982. 181 с.





## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793.79

Д.Н. Коротаев, Ю.К. Машков (Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия, г. Омск), С.В. Николенко (Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск) Тел.: (381) 265-20-41 E-mail: drums99@mail.ru

# Структурно-фазовое состояние и свойства поверхностного слоя, обработанного электроискровым легированием

Проведено исследование влияния материалов легирующих электродов на фазовый состав и свойства конструкционных и инструментальных сталей после воздействия на поверхность электроискровым легированием в различных технологических условиях. Показано, что фазовый состав легированных поверхностных слоев, в которых формируются фазы элементов, входящих в состав электродов, определяется химическим составом электрода.

**Ключевые слова:** электроискровое легирование, фазовый состав, газовая среда, плотность дислокаций, износостойкость.

The influence of materials modifying of electrodes on phase structure both properties constructional and tool steels after processing a surface by a method electrospark modifying in various technological conditions is investigated. Is shown, that the phase structure modifying of superficial layers is defined by chemical structure of an electrode, in which the phases of elements which are included in structure of electrodes are formed.

Keywords: electrospark modifying, phase structure, gas environment, density defects, wear resistance.

#### Введение

Метод поверхностного упрочнения электроискровым легированием (ЭИЛ) является перспективным в связи с уникальным комплексом физико-механических свойств, формируемых в поверхностном слое [1]. Метод позволяет использовать любые токопроводящие материалы для нанесения поверхностных слоев с высокой прочностью сцепления, что открывает широкие возможности варьирования структурой и составом покрытий. В Институте Материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН осуществляется постоянный поиск и разработка новых материалов электродов для дальнейшего развития и применения метода ЭИЛ [2].

Научный и практический интерес представляет изучение влияния различных материалов электродов на структуру, фазовый состав обработанных ЭИЛ поверхностей и на их износостойкость при последующем фрикционном взаимодействии.

Цель работы — исследовать влияние материалов электродов и условий легирования на фазовый состав, свойства и параметры тонкой структуры поверхностей стальных образцов.

#### Методика и оборудование

ЭИЛ подвергали образцы из сталей Р6М5, 45, ХВГ на установках "IMES-01-2" и "Элитрон-22А" с энергией в импульсе E = 0,09...0,25 Дж. В качестве легирующих электродов применяли материалы стандартных марок (BK8, T15K6); новые материалы электродов Ш1 на основе TiC (с добавками *шеелитового концентрата* (ШК) CaWO<sub>4</sub> – 10 %; Ni–Al–A – 30 %). Обработку образцов из стали Р6М5 проводили в различных газовых средах.

Фазовый состав поверхностного слоя после ЭИЛ изучали методом *рентгенофазового анализа* (РФА). Рентгенограммы с поверхностей исследуемых образцов получены на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker) в CuK<sub> $\alpha$ </sub>-излучении с графитовым монохроматором. Режим съемки: I = 40 мА; U = 40 кВ; скорость вращения образца – 15 об/мин; диапазон брэгговских углов:  $2\theta = (20...120)^{\circ}$ . Рефлексы всей рентгенограммы позволяют определить полный фазовый состав поверхностного слоя исследуемых образцов. Применение монохроматора позволяет устранить фон от сплошного излучения. Для определения фаз, присутствующих в поверхностном слое образцов, выделяли ряды межплоскостных расстояний  $d_{HKL}$ , свойственные хорошо известным и предполагаемым для этих образцов фазам, сопоставляли экспериментальные значения  $d_{_{3KC\Pi}}$  с табличными. Таковыми для исследуемых образцов исходного состава являются фазы  $\alpha$ -Fe в сталях 45, ХВГ, P6M5; WC и TiC – в легирующих электродах.

В исследовании стали P6M5, обработанной электродом из BK6M на разных режимах легирования в различных газовых средах, применяли рентгеноструктурный анализ состояния тонкого кристаллического строения на глубине L 40...50 мкм, включающий в себя определение размера субблоков (D) и относительной величины микроискажений ( $\Delta d/d$ ) в случае их совместного наличия в исследуемом образце.

В результате обработки рентгенограмм проведен анализ микроискажений в структуре, измерены размеры областей когерентного рассеивания (субблоков мозаики), а также найдены значения плотности дефектов строения. При определении характеристик субструктуры применяли плоскости (110)<sub>α</sub> и (220)<sub>α</sub>. Эталоном служил отожженный образец P6M5.

Расчеты физической ширины рентгеновской линии интерференции проводили методом аппроксимации [3]. Выбор аппроксимирующей функции производили с помощью С-критерия. Наиболее точное совпадение теоретического и экспериментального значений получено с помощью функции Лауэ. Значения физического уширения  $\beta$  для указанной функции определяли по формулам работы [3]. Эффекты уширения дифракционного отражения разделяли по отношению  $\beta_2/\beta_1$ . В методе аппроксимации с применением функции Лауэ величину микроискажений решетки и размеры субблоков находят после построения зависимости

 $\beta \cos\theta = f(\beta \cos\theta \sin\theta),$ 

где  $\beta-$ истинное уширение дифракционного отражения.

Величина микроискажений:

tg  $\varphi = 4 \varepsilon D/3 \lambda$ ,

где  $\phi$  — угол наклона прямой линии;  $\epsilon$  — величина микроискажения;  $\lambda$  — длина волны излучения.

Согласно работе [4], по физической ширине рентгеновской линии интерференции возможен расчет плотности дислокаций. Этот метод считается особенно ценным для изучения дислокаций при их высокой плотности ( $\rho \ge 10^8$  мм<sup>-2</sup>), когда прямые методы практически не применимы. По данным работы [4], плотность дислокаций рассчитывается из предположения, что все дислокации сосредоточены на границе блоков:

$$\rho = A\beta^2,$$

где ρ – плотность дислокаций; *А* – коэффициент, зависящий от упругих свойств материала, вектора Бюргерса и др.; β – физическая ширина рентгеновской линии.

#### Результаты и обсуждение

Из рентгенограмм исходных поверхностей стальных образцов видно, что сталь 45 и XBГ содержат один сильный рефлекс –  $\alpha$ -Fe.

На рис. 1 и 2 приведены рентгенограммы поверхности образцов из стали 45, легированной электродами ВК8, Т15К6 и Ш1 (с добавками ШК) при U = 120 В и частоте 400 Гц. В табл. 1 приведены значения межплоскостных расстояний и фазовый состав поверхностей после ЭИЛ.

Расшифровка рентгенограмм покрытий показала, что обработка поверхности электродом T15K6 приводит к появлению в поверхностном слое большого количества титана; обработка электродом BK8 приводит к появлению основных фаз WC, W<sub>2</sub>C (рис. 1).

По данным РФА, поверхность, сформированная электродом Ш1, кроме основной фазы TiC содержит фазы Ni<sub>3</sub>(AlTi) и Ni<sub>3</sub>(AlTi)C (рис. 2). В результате легирования на поверхности катода образуется слой, представляющий собой смесь интерметаллидов (например Ni<sub>2,9</sub>Cr<sub>0,7</sub>Fe<sub>0,56</sub>). Образование интерметаллидов с участием железа и хрома является следствием микрометаллургических процессов, протекающих на катоде в результате перемешивания и химического взаимодействия компонентов легирующего сплава с материалом катода.

По данным работы [2], добавка ШК в материал электрода существенно влияет на характеристики массопереноса. Для сплавов системы TiC–Ni–Al– ШК с увеличением содержания добавки суммарная эрозия анода и привес катода повышаются. Кроме того, созданные композиционные материалы электродов на основе карбида титана с никель-алюминиевой связкой и добавкой вольфрамсодержащего минерального сырья (ШК) позволяют получать поверхностные слои с микротвердостью и износостойкостью, в 1,5...2 раза превышающей указанные характеристики, полученные стандартными марками электродов [2].

Параметры тонкой структуры (размер субблоков, искажения и плотность дислокаций) изучали после обработки стали P6M5. Быстрорежущая сталь P6M5 является высоколегированным сплавом, способным за счет внутренних ресурсов обеспечить поток леги-



Рис. 1. Рентгенограммы поверхностного слоя образцов из стали 45; U = 120B; f = 400 Гц:

а – легированной Т15К6; б – легированной ВК8



Рис. 2. Рентгенограмма поверхностного слоя образца из стали 45 (U = 120 B; f = 400 Гц), легированной Ш1

рующих элементов в полях упругих напряжений вблизи дислокаций. Но наличие легированного покрытия, созданного в газовой среде, формирует дополнительный источник активных диффузантов, поэтому износостойкость и твердость упрочненной структуры необходимо, в первую очередь, связывать с процессами внутреннего массопереноса легирующих элементов. Поэтому в работе проводили рентгеноструктурные исследования по выявлению размеров субблоков и величин микроискажений кристаллической решетки, полученных в газовых средах.

Анализ рентгенограммы стали Р6М5, зависимости и расчетных данных показал, что при ЭИЛ в углекислом газе модифицированная структура характеризуется большими размерами субблоков и меньшим искажением параметра кристаллической решетки по сравнению с покрытиями, полученными на воздухе. В частности, размеры субблоков в первом случае достигли D = 24 нм при степени искажения параметра решетки  $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-3}$ , а во втором случае соответственно D = 15, 5...18, 3 нм и  $\varepsilon = 6.10^{-3}$ . Структура, модифицированная в углекислом газе, характеризуется размерами субблоков, превышающими размеры субблоков, созданных в воздушной среде и кислороде. В то же время величина искажений параметра кристаллической решетки оказывается меньше по сравнению с величиной микроискажений после ЭИЛ на воздухе и кислороде. Данные факты верны во всем рассматриваемом диапазоне режимов упрочнения. Следовательно, для получения более прочных и износостойких поверхностных структур целесообразно применять в качестве межэлектродной среды кислород или воздух.

Газовые среды в порядке стимулирования формирования высокой плотности дислокаций располагаются в следующей последовательности: углекислый газ, азот, воздух, кислород и аргон (табл. 2). Причем такая

Материал легирующего	2 θ, °	$d_{ m 3 K C \Pi J}, { m \AA}$	Фазы			
электрода			TiC	Ni <sub>3</sub> (AlTi)	Ti	W <sub>2</sub> C
T15K6	40°10′	2,23	_	_	2,23	-
	53°10′	1,72	_	_	1,72	_
	76°20′	1,25	_	_	1,25	_
	36°40′	2,45	_	_	_	2,44
BK8	42°20′	2,13	_	_	_	2,12
	73°20′	1,28	_	_	_	1,28
	36°30′	2,46	2,45	_	_	-
	42°05′	2,13	2,12	_	_	_
Ш1 (ТіС – 60 %; ШК:	43°40′	2,06	_	2,06	_	_
CaWO <sub>4</sub> – 10 %; Ni–Al–A – 30 %)	50°50′	1,79	_	1,79	_	-
	61°20′	1,51	1,50	_	_	_
	90°15′	1,08	_	1,08	_	_

# Значения экспериментальных и табличных межплоскостных расстояний и фазовый состав поверхностей после ЭИЛ образцов из стали 45

Таблица 2

Таблица 1

Плотность дислокаций и микротвердость стали Р6М5 после ЭИЛ в различных газовых средах электродом ВК6М

Условия ЭИЛ	Закаленный	CO <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	Воздух	O <sub>2</sub>	Ar
Плотность дислокаций р·10 <sup>11</sup> , см	20,0	21,1	23,3	24,2	29,6	31,0
Микротвердость, ГПа	5,88	10,13	_	11,45	20,7	_

последовательность сохраняется в широком диапазоне варьирования режимов ЭИЛ. В табл. 2 также представлены средние значения микротвердости поверхности, сформированной ЭИЛ в различных газовых средах.

Плотность дислокаций образца, прошедшего стандартную термообработку, практически не отличается от плотности дислокаций, полученной легированием в углекислом газе, но меньше, чем плотность дислокаций, сформированная в азоте и на воздухе. Упрочнение в кислороде и аргоне позволяет создавать структуры с плотностью дислокаций, превышающей в 1,5 раза структуры, термообработанные закалкой. Для получения высокой плотности дислокаций в поверхностных слоях рекомендуется проводить ЭИЛ в аргоне или кислороде.

#### Выводы

1. Воздействие концентрированными потоками энергии методом ЭИЛ на поверхность стальных образцов приводит к существенному изменению фазового состава поверхностного слоя и параметров тонкой структуры.

2. Обработка электродом T15K6 способствует появлению в поверхностном слое фазы Ti в большом количестве. Модифицированные электродом BK8 образцы содержат основные фазы WC, W<sub>2</sub>C, электродом Ш1 — сложные интерметаллиды Ni<sub>3</sub>(AlTi), Ni<sub>3</sub>(AlTi)C и др.

3. Композиционный материал на основе карбида титана с никель-алюминиевой связкой и добавкой ШК позволяет получать поверхностные слои с более высокой твердостью и износостойкостью. 4. Целенаправленным созданием газовой межэлектродной среды возможно активно управлять плотностью дислокаций, субзеренной структурой, величиной микроискажений кристаллической решетки стальной поверхности и, следовательно, износостойкостью легированных слоев.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ким В.А., Коротаев Д.Н. Роль газовой среды в процессах электроискрового легирования // Известия вузов. Машиностроение, 1998. №. 7–9. С. 116–118.

УДК 621.793.182

2. Николенко С.В., Верхотуров А.Д. Новые электродные материалы для электроискрового легирования. Владивосток: Дальнаука, 2005. 218 с.

3. Смыслов Е.Ф., Нагорнов В.П. Простой критерий выбора аппроксимирующих функций // Аппаратура и методы рентгеновского анализа. Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1985. Вып. 34. С.140–141.

4. Уманский Я.С., Саканов Ю.А., Иванов А.И. и др. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 631 с.

Э.Д. Курбанов (МЭИ (ТУ)), А.В. Горин (НИИ ЭМ МГТУ им. Н.Э. Баумана) Тел. (499) 263-61-88 E-mail: KurbanovEJ-mpei@mail.ru

# Области свечения наносекундного импульсного разряда в атмосферном воздухе при различных конфигурациях потенциального электрода

Выявлена роль диэлектрических насадок на потенциальном электроде в формировании наносекундных импульсных разрядов в плотном воздухе. Приведены различные конструкции потенциальных электродов. Рассмотрены возможные физические механизмы расширения свечения разрядного промежутка при наличии на катоде диэлектрических насадок. Приведены фотографии свечения наносекундных разрядов, графики зависимостей области свечения разрядной зоны от геометрических параметров конструкции потенциального электрода и давления воздуха.

**Ключевые слова:** наносекундный импульс, энергия, разряд, убегающие электроны, электронный пучок, стример, фронт, напряженность электрического поля, межэлектродное расстояние, катод, анод, плотный газ, рентгеновское излучение, давление, насадка.

Present article is dedicated to detection of role of dielectric caps on potential electrode on formation of nanosecond pulsed discharge in solid air. The different modules of potential electrodes are given. The possible physical mechanisms of glow extension of discharge gap in presence of dielectric caps on the cathode are considered. The pictures of nanosecond discharges, diagrams of dependence of discharge zone from geometrical parameters of potential electrode construction and air pressure are given.

Keywords: nanosecond pulse, energy, discharge, runaway electrons, electron beam, streamer, front, electric field intensity, interelectrode distance, cathode, anode, solid gas, X-ray emission, pressure, cap.

#### Введение

В последние десятилетия большое внимание уделяется развитию импульсной техники высокого напряжения. Наблюдается особый интерес к наносекундным импульсам высокого напряжения. Нано- и субнаносекундные импульсы пиковой мощностью от мегаватт до тераватт используются в ряде областей современной техники, таких как релятивистская СВЧ-электроника, сверхширокополосная радиолокация, получение мощного электромагнитного импульса, обеспечение электромагнитной совместимости сложных систем, подземная радиолокация, модификация поверхности материалов с целью упрочнения и активации для нанесения покрытий и т.д. [1, 13–15]. Мощные электронные пучки используются также и в целом ряде направлений современной экспериментальной физики, например, в области управляемых термоядерных реакций и в других крупномасштабных физических экспериментах.

При изучении наносекундного импульсного разряда выявляются новые явления, ранее не учитываемые при воздействии сильных электрических полей.

Процесс развития наносекундного импульсного разряда в газах сопровождается нарушением функции распределения электронов по энергиям и появлением убегающих электронов [2], способных осуществить ударную ионизацию. Явление убегания электронов в плазме предсказано давно [3], проведены численные расчеты [4, 5] и аналитическое рассмотрение для слабых полей [6]. Появление таких электронов в газах приобретает особую актуальность в связи с получением электронных пучков субнаносекундной длительностью с рекордно большой амплитудой тока [7].

При больших перенапряжениях в воздухе при атмосферном давлении наличие высокоэнергетических электронов играет фундаментальную роль в механизме пробоя и всей динамике импульсных разрядов в плотных газах. Заметный интерес для физики и техники высоковольтных разрядов высокого давления представляют также исследования ускорительных процессов в области давления больше атмосферного.

В данной статье рассмотрены методы управления сильными электрическими полями путем использования диэлектрических насадок на потенциальном электроде при генерировании наносекундных импульсов высокого напряжения в плотном воздухе. Это позволяет применять определенную конструкцию электродов при решении конкретных технологических задач: создание мощного фокусирующего потока заряженных частиц в зоне сильного поля и во всем газовом промежутке, используемых в различных физических экспериментах (накачки лазеров высокого давления, управляемых термоядерных реакциях); расширение разрядной области во всем межэлектродном пространстве, способствующее образованию большого количества активных продуктов разряда, способных эффективно участвовать в процессах очистки воздуха от вредных примесей во всем объеме реакционной камеры и т.д.

#### Экспериментальная часть

Для возбуждения импульсного разряда был собран генератор импульсов напряжения по схеме Аркадьева—Маркса. Он включает 8 емкостных накопителей энергии, каждый из которых имеет емкость C = 1000 пкФ и  $U_3 = 10$  кВ. На выходе генератора формируется импульс напряжения амплитудой 80 кВ, длительностью 88 нс и фронтом 8 нс. Блок-схема установки высокого напряжения приведена на рис. 1.

Принцип действия установки заключается в следующем. Импульс напряжения отрицательной полярности подается на катод I, выполненный в виде стального стержня с разными радиусами кривизны  $r \sim 1...4$  мм, торец которого заточен на конус [8]. На стержень надета цилиндрическая диэлектрическая трубка-насадка из фарфора, положение которой варьируется относительно конца стержня  $L \sim 1...5$  мм. Насадка из фарфора используется для получения сильного продольного электрического поля и способствует фокусировке потока заряженных частиц, образующихся в области сверхсильного поля. В ряде экспериментов на торце фарфоровой трубки закрепляет-



Рис. 1. Блок-схема установки высокого напряжения:

1 – генератор наносекундных импульсов; 2 – вакуумная камера; 3 – металлический стержень-катод; 4 – фарфоровая насадка; 5 – фторопластовая насадка; 6 – дозиметр; 7 – фотопленка; 8 – стальная сетка-анод; 9 – шунт для измерения тока разряда; 10 – цифровая видеокамера

ся насадка из гидрофобного материала-фторопласта. При этом положение фторопластовой насадки варьируется относительно поверхности торца фарфоровой трубки  $D \sim 1...5$  мм. Ввиду гидрофобности поверхности фторопласта сопротивление утечки зарядов по его поверхности практически не зависит от влажности воздуха.

Анодом служит стальная сетка с шагом 1,5 мм, снабженная механизмом перемещения, с помощью которого можно изменять межэлектродное расстояние. Межэлектродные расстояния варьировались от 3 до 15 мм при различных конфигурациях катода.

Фотографии свечения разрядного промежутка получены для одиночных импульсов, следующих друг за другом с интервалом времени t = 1 с. При этом все последствия воздействия предыдущего импульса в промежутке исчезли, остались лишь заряды, осажденные на поверхностях диэлектрических насадок. Внизу под анодом-сеткой располагается цифровая видеокамера Samsung S500 Digimax 5.1x, которая применяется для фотографирования свечения разрядного промежутка (рис. 1, поз. 10). При таком положении камеры можно запечатлеть расширение свечения разрядной зоны при наличии диэлектрических насадок на катоде. Сначала были сняты видеокадры разрядного процесса, после чего с помощью компьютерной редактирующей программы Sony Vegas Pro8 полученные видеофайлы были преобразованы в интегральные снимки.

#### Результаты экспериментов

Как было отмечено выше, эксперименты проводили для катодов с различными радиусами кривизны  $r_1 = 1$  мм и  $r_2 = 4$  мм при наличии и отсутствии на них диэлектрических насадок из фарфора и фторопласта. Положение каждой насадки варьировали относительно конца стержня-катода. Для  $r_1$  применяли насадку из фарфора в комбинации с фторопластовой насадкой. Для  $r_2$  — насадку из оргстекла, которую поочередно выдвигали относительно конца стержня на 1...5 мм с целью создания фокусирующего электрического поля. В некоторых экспериментах для сравнения в качестве катода использовали стальной шар с r = 8 мм. Для него применяли круглую насадку из фторопласта, которую также выдвигали относительно активной поверхности шара на 1...5 мм. При использовании различных конфигураций потенциального электрода возбуждались наносекундные импульсные разряды в воздухе при атмосферном давлении и выше, выборочные фотографии которых приведены на рис. 2 (см. обложку).

Общим для снимков свечения разряда является наличие яркого белого свечения у катода, охваченного диффузным свечением фиолетового цвета. Фиолетовое свечение, вероятнее всего, соответствует высвечиванию возбужденных молекул азота (вторая положительная система полос) [9]. Наблюдаемое белое свечение — это излучение прикатодной плазмы с относительно высокой температурой.

На всех фотографиях указаны размеры свечения разрядной зоны. Это позволяет при их просмотре по-

строить кривые зависимости ширины свечения от геометрии потенциального электрода и давления воздуха. Некоторые из них представлены на рис. 3.

Анализ полученных зависимостей позволил оценить роль фарфоровой и фторопластовой насадок в расширении свечения разрядной зоны наносекундного разряда в воздухе при атмосферном давлении и выше. Выдвигая только фарфоровую насадку при P = 1 атм (см. рис. 3, *a*) относительно конца стержня (r = 1 мм) на L = 1...4 мм, получили расширение зоны свечения от 5 до 10 мм (в 2 раза). Надевая на фарфор фторопластовую насадку и выдвигая каждую из них относительно стержня и друг друга на 1 мм, происходит расширение зоны свечения от 5 до 27 мм (в 5,5 раза), а при выдвижении на 4 мм – до 62 мм (в 6 раз по сравнению с фарфоровой насадкой). При увеличении давления воздуха от 1 до 5 атм свечение разрядной зоны еще более расширяется при наличии только фарфоровой насадки. При положении торца фарфоровой трубки и конца стержня в одной плоскости ширина зоны свечения увеличивается с 9 мм при P = 1 атм до 17 мм при P = 5 атм. С выдвижением фарфоровой насадки относительно конца стержня на L = 1...3 мм (см. рис. 3, б) при различных величинах





Рис. 3. Кривые зависимости ширины свечения разрядной зоны от меры выдвижения насадок относительно конца стержня-катода (r = 1 мм) (a,  $\delta$ ) и давления воздуха (b):

*a* – при наличии фарфоровой и фторопластовой насадок
 (1), фарфоровой насадки (2), *d* = 11 мм;

 $\delta$  — при наличии фарфоровой насадки, P = 1 атм (1), P = 5 атм (2), d = 8 мм;

в – при отсутствии насадок (1), наличии фарфоровой насадок (2), наличии фарфоровой и фторопластовой насадок (3), d = 8 мм

давлений воздуха происходит относительно медленное расширение зоны свечения аналогично нормальным атмосферным условиям. Влияние каждой из диэлектрических насадок (фарфоровой и фторопластовой) при различных величинах давлений воздуха на размеры зоны свечения показано на рис. 3, *в.* Следует отметить наибольшее расширение при одновременном использовании двух насадок. При P = 1 атм наличие обеих насадок приводит к 50 %-ному расширению зоны свечения.

#### Обсуждение результатов

Из результатов проведенных экспериментальных исследований и известных работ можно предложить следующий механизм развития наносекундного импульсного разряда в неоднородном поле в воздухе при атмосферном давлении и выше. При подаче напряжения с крутым фронтом на газовый промежуток электрическое поле концентрируется на микронеоднородностях катода. Это вызывает автоэлектронную эмиссию высокоэнергетических электронов из катода, которые участвуют в ионизационных процессах в прикатодной области и приводят к развитию электронных лавин. Одновременно энергия части убегающих электронов рассеивается на молекулах газа, вызывая жесткое рентгеновское излучение в прикатодной области. Объемный положительный заряд, образующийся у катода в результате развития лавин, способствует усилению поля непосредственно у катода, что приводит к взрывным процессам на нем [10, 11]. Все эти процессы развиваются очень быстро на фронте приложенного импульсного напряжения. В свою очередь, отрицательный заряд на фронте лавин и возрастающее напряжение на промежутке приводят к возрастанию напряженности поля на фронте лавины выше критического и ускорению части электронов до энергий в десятки кэВ, которые также участвуют в ионизации и возбуждении молекул в остальном газовом промежутке и продвижении ионизованной плазмы к аноду. Высокоэнергетические электроны, образующиеся в объеме газа, способствуют расширению разрядного канала и образованию объемного импульсного разряда. Они вызывают мягкое рентгеновское излучение в объеме газа, которое в свою очередь играет важную роль в дальнейшей ионизации газа в промежутке и возбуждении нейтральных молекул. При приближении фронта ионизации к аноду между плазмой и анодом достигается критическое поле и формируются сверхмощные пучки убегающих электронов субнаносекундной длительности [12], которые бомбардируют анод с полной кинетической энергией. Сказанное выше относится к случаю, когда на потенциальном электроде нет диэлектрических насадок.

При наличии на катоде насадок из фарфора и фторопласта процесс формирования наносекундного разряда несколько иной. Мы имеем дело не только с газовой областью у катода, но и с диэлектрической поверхностью. Соответственно, следует учитывать возможные физические процессы, происходящие в твердых диэлектриках при воздействии на них наносекундных импульсных разрядов. Расширение зоны свечения импульсного разряда, наблюдаемое на фотографиях при наличии на катоде диэлектрических насадок, может быть объяснено несколькими физическими механизмами. Первый механизм связан с накоплением на поверхности фторопласта малоподвижных положительных ионов, образованных в результате ионизационных процессов у катода, приводящим к изменению конфигурации поля в зоне "катод-фарфор-фторопласт" и продвижению высокоскоростных разрядных процессов далеко от первичных центров ионизации. Во-вторых, расширение разрядной зоны может являться следствием процессов, развивающихся в твердых диэлектриках при воздействии на них наносекундных импульсов. В обоих случаях расширение ионизационных процессов связано с возникновением убегающих электронов в области сильного поля. В твердых диэлектриках при воздействии на них импульсов с крутым фронтом происходит бомбардировка высокоэнергетическими электронами валентной зоны диэлектрика. В результате этого происходит сужение его запрещенной зоны и бурная инжекция электронов из валентной зоны в зону проводимости [2, 13]. Можно предположить, что в результате накопления электронов в зоне проводимости диэлектрика ее поверхность становится проводящей, что приводит к переносу высокого напряжения с катода на поверхность фторопласта. В этом случае наносекундный разряд развивается не только с поверхности стержня, но и с поверхности фторопласта. Помимо этих процессов может также происходить бомбардировка объемным положительным зарядом, образующимся у катода в результате формирования лавин, поверхности диэлектрика – фторопласта с высокой проводимостью и эмиссии вторичных электронов с его поверхности, участвующих в дальнейших ионизационных процессах вдали от катода. Все эти процессы приводят к расширению зоны свечения наносекундного импульсного разряда в воздухе при наличии на потенциальном электроде диэлектрических насадок.

#### Заключение

Изучены и проанализированы процессы, происходящие в воздухе при атмосферном давлении и выше во время развития наносекундного импульсного разряда. Показано, что в случае использования на потенциальном электроде диэлектрических насадок происходит расширение зоны свечения разряда в области катода и, в целом, в газовом промежутке. Изменение положения насадок относительно конца стержня и друг друга существенно влияет на размеры зоны свечения в плотных газовых промежутках. Получены графики зависимостей ширины разрядной зоны от давления воздуха, межэлектродного расстояния и геометрии стержня-катода.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грехов И.В., Месяц Г.А. УФН. Т. 175. 2005. № 7. 735 с. 2. Вершинин Ю.Н., Гашимов А.Н., Курбанов Э.Д. Роль эффекта убегания электронов при импульсном пробое ди-

электриков. ЭОМ. 2005. № 6. С. 72–75.

3. Giovanelly R.G. Philos. Mag. 1949. 40. 206 c.

4. Dreicer H. Phys. Rev. 1959. 115. 238 c.

5. Kulsrud R.M. et al. Phys.Rev. Lett. 1973. 31. 690 c.

6. Гуревич А.В. ЖЭТФ. 1960. Т. 39. 1296 с.

7. Тарасенко В.Ф., Яковленко С.И. УФН. 2004. Т. 174. № 9. 954 с.

8. Гасанов И.А., Герасимов А.К., Горин Ю.В., Джуварлы Ч.М., Дмитриев Е.В., Кулахметов Ф.Х., Курбанов Э.Д. Устройство для осуществления факельного разряда. А.с. СССР. № 1751826. 1992.

9. Джуварлы Ч.М., Горин Ю.В., Мехтизаде Р.Н. Коронный разряд в электроотрицательных газах. Элм. Баку. 1988. 144 с.

10. Бабич Л.П., Лойко Т.В., Цукерман В.А. Высоковольтный наносекундный разряд в плотных газах при больших перенапряжениях, развивающийся в режиме убегания электронов. УФН. 1990. Т. 160. Вып. 7. 76 с.

11. Бабич Л.П. Анализ нового механизма убегания электронов и рекордных токов убегающих электронов, достигнутых в разрядах в плотных газах. УФН. 2005. Т. 175. № 10. С. 1069–1091.

12. Kurbanov E.D., Gashimov A.M., Bondyakov A.S., Quseynli A. Ya. High voltage pulsed discharge in air in atmospheric pressure and the big overvoltages. International Conference "TPE-2006". Turkey. 2006. P. 672–673.

13. Гашимов А.М., Мехтизаде Р.Н., Курбанов Э.Д., Бондяков А.С. Импульсные разряды наносекундного диапазона и их воздействие на твердые диэлектрики. Материалы Международной конференции "Физика-2005". Баку. 2005. 450 с.

14. Горин Ю.В., Джуварлы Ч.М. Комплексная электроразрядная модификация поверхности материалов. 4-я научно-техническая конференция "Вакуумные покрытия — 87" Тезисы докладов. Ч. 2. Рига, Лат. НИНТИ, 1987. 62 с.

15. Gorin Yu.V., Bondyakov A.S. Reactors of Torch and Barrier Discharges in Glass-Fibre Plastics Production. 4-th International coference on technical and physical problems of power engineering TPE. Pitesti, Romania. 2008. P. 15–17.

УДК 669.24:539.25

В.В. Овчинников, Д.А. Козлов, С.В. Якутина (Московский государственный индустриальный университет) Тел.: (499)795-83-95 E-mail: KOY1956@mail.ru

### Влияние ионной имплантации меди на свойства конструкционной стали 30ХГСН2А

Представлены результаты комплексного исследования микроструктуры и механических свойств образцов стали 30XICH2A, модифицированных в условиях высокодозовой имплантации ионами меди. Установлено, что при имплантации ионами меди стали 30XICH2A наблюдается существенное повышение механических свойств и трибологических характеристик, связанное с формированием в ионно-легированных слоях наноразмерных интерметаллических фаз на основе меди и железа и твердого раствора. Показано, что ионная имплантация меди в сталь 30XICH2A позволяет формировать поверхностный слой с высокой износостойкостью. Сделано заключение о влиянии ионной имплантации на различных режимах (доза облучения, интенсивность ионного пучка) на механические свойства и износостойкость исследуемой стали.

**Ключевые слова:** ионная имплантация, сорт ионов, доза облучения, интенсивность ионного пучка, сталь, ионы меди, механические свойства, малоцикловая усталость, циклическая прочность, коэффициент трения, износ.

The results of a comprehensive study of microstructure and mechanical properties of the models of steel of 30XICH2A, modified under the conditions for highly-dose implantation by the copper ions are represented. It is established that with the implantation by the ions of copper of steel of 30XICH2A is observed a considerable increase in the mechanical properties and tribological characteristics, connected with the formation in the ion-alloyed layers of nano-dimensional intermetallic phases on basis of copper and iron and solid solution. It is shown that the ionic implantation of copper into steel of 30XICH2A makes it possible to form surface layer with the high wear resistance. Is made conclusion about the influence of ionic implantation on different regimes (radiation dose, intensity of ion beam) to the mechanical properties and the wear resistance of steel being investigated.

**Keywords:** ionic implantation, the type of ions, radiation dose, the intensity of ion beam, steel, copper ions, mechanical properties, low-cycle fatigue, cyclic strength, the coefficient of friction, wear.

#### Введение

Одним из эффективных методов повышения эксплуатационных характеристик металлических материалов, таких как сопротивление коррозии, износостойкость, усталостная прочность, является метод высокодозовой ионной имплантации [1–5]. Ионная имплантация приводит к резкому ускорению процессов легирования, перемешивания и образования вторичных фаз и дефектов; формированию высокоэнергетических метастабильных атомных конфигураций; появлению новых недиаграммных фаз, характеризующихся переменными искажениями кристаллической решетки; формированию дефектной структуры высокой плотности за пределами поверхностного ионнолегированного слоя. Свойства формируемых модифицированных слоев, их структура и морфология определяются комплексом физических условий и режимов ионной имплантации.

Большой интерес проявляется к использованию ионной имплантации для создания деталей высоконагруженных пар трения, которые должны сочетать высокие прочностные свойства с низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью. В связи с этим поиск путей повышения износостойкости сталей типа 30ХГС2А

шения износостоикости сталеи типа 30X1C2A является актуальной научной и практической задачей.

О влиянии высокодозовой имплантации на структурно-фазовое состояние и свойства стали 30ХГСН2А в литературе имеется сравнительно небольшое число работ. Практически все они посвящены имплантации в сталь газовых ионов. Наибольшее влияние на изменение свойств стали оказывает имплантация ионов азота, криптона и аргона [6]. Улучшение физико-механических свойств сталей возможно также посредством формирования интерметаллидных фаз при имплантации металлических ионов. В ряде работ [7–9] была показана принципиальная возможность создания интерметаллических фаз в металлических матрицах в условиях ионной имплантации.

Целью работы является исследование влияния условий ионной имплантации на структурно-фазовое состояние и физико-механические свойства стали 30ХГСН2А при бомбардировке ионами меди.

#### Экспериментальная часть

#### Объекты исследования

Объектом исследования в данной работе являются гладкие образцы из стали 30ХГСН2А, предназначенные для испытаний на статическое растяжение и усталость. Химический состав исследуемой стали приведен в табл. 1.

Перед ионной имплантацией стальные образцы подвергали термической обработке, включающей закалку при 900...910 °C с охлаждением в масле и последующий отпуск при 210 °C в течение 2 ч. Указанная термическая обработка позволяет достигнуть твердости стали 30ХГСН2А на уровне 42...45 HRC. МехаХимический состав стали ЗОХГСН2А, % мас.

			G.	) T	S	Р
C	Mn Cr Si		51	IN1	не более	
0,270,35	0,50,8	0,250,50	0,170,37	1,52,0	0,25	0,25

Таблица 2

#### Механические свойства образцов из стали 30ХГСН2А

σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %	ψ, %	КСU, Дж/см <sup>2</sup>	HRC после отпуска, не более
1650	1400	9	45	60	45

нические свойства термообработанной стали приведены в табл. 2.

#### Оборудование для ионной имплантации

Ионную имплантацию выполняли на двухлучевой установке (рис. 1) на источнике, относящемся к источникам с вакуумной дугой, формирующем полиэнергетический пучок ионов, который в своем составе имеет как одно-, так и многозарядные ионы. Отличительной особенностью данной установки является наличие двух независимых источников ионов – источника ионов металлов и источника ионов газов (так называемая двухлучевая установка).

Установка состоит из источника ионов металлов ИГМИ-50, источника ионов газов ГИГ-25, системы охлаждения, вакуумной системы, системы измерения вакуума, рабочей камеры, системы измерения дозы



Рис. 1. Установка для ионной имплантации металлов ионами металлов и газов

Таблица 1

Режимы имплантации меди в сталь 30ХГСН2А						
№ режима	Доза имплантируемых ионов <i>D</i> , ион/см <sup>2</sup>					
1	10 <sup>16</sup>					
2	$2,5 \cdot 10^{16}$					
3	$5\cdot 10^{16}$					
4	10 <sup>17</sup>					
5	$2,5 \cdot 10^{17}$					
6	$5 \cdot 10^{17}$					
Примечание. При ускоряющем напряжении $U = 30 \text{ kB}$ , плотности тока $I = 0,1 \text{ A}$ , для типа ионов Cu <sup>+</sup> .						

Таблица 4

0	Коні				
Сорт ионов	Одноза- рядные	Двухза- рядные	Трехзаряд- ные	Четырех- зарядные	Q
$\mathbf{Cu}^{+}$	16	63	20	1	2,06

Зарядовый состав пучка ионов меди

имплантируемых ионов, блока управления вакуумной системой.

Ускоряющее напряжение при имплантации стали 30ХГСН2А ионами меди составляло 30 кВ при остаточном давлении в рабочей камере 7.10<sup>-3</sup> Па. Температура в камере не превышала 80 °С.

Режимы имплантации приведены в табл. 3, а зарядовый состав пучка ионов меди — в табл. 4. Минимальная энергия однозарядных ионов определяется ускоряющим напряжением, а энергия многозарядных ионов является кратной энергии однозарядных ионов.

#### Методы исследования

Профили распределения элементов по глубине ионно-легированного слоя были изучены методом *вторичной ионной масс-спектроскопии* (ВИМС) на установке PH-6600 SIMS System.

Распределения элементов по глубине ионно-легированного слоя были изучены методом послойной *электронной Оже-спектроскопии* (ЭОС) на Оже-спектрометре PH-680 AES фирмы Physical Electronics. Энергия электронов зондирующего пучка составляла 3 кэВ при диаметре электронного пучка около 1 мкм. Электронно-микроскопическое исследование (ПЭМ) структурно-фазового состояния поверхностных слоев стали 30ХГСН2А выполнено на электронном микроскопе "Tesla BS-540". Электронно-микроскопические изображения получены в светлопольном и темнопольном режимах при увеличении 30 000...40 000. Дополнительно для фазового анализа снимали микродифракционные (МД) картины. Методом секущей по темнопольным изображениям были определены средние размеры формирующихся фаз.

Исследование микроструктуры поверхностных слоев проводили при помощи оптического микроскопа Axio Imager K1 фирмы Carl Zeiss с применением методов химического травления.

Микротвердость образцов исследована на измерительной установке "Nano Hardness Tester NHT-S-AX-000X". В методике применяли наноинденторы Виккерса. Нагрузку на индентор изменяли в диапазоне 15...280 мН.

Шероховатость поверхности плоских образцов после облучения исследовали на приборе "Part-o-meter".

Образцы после ионной имплантации и неимплантированные подвергали испытаниям на статическую прочность на стенде "ИНСТРОН ТТ-ДМ" (универсальный прибор для проведения прецизионных исследований свойств материалов под нагрузкой). Для испытаний на "ИНСТРОН ТТ-ДМ" использовали стандартные "гагаринские" образцы длиной 55 мм. Исследования на стенде проводили в следующем режиме: нагрузка 49 кН, скорость траверсы 0,1 см/с, скорость ленты на самописце 10 см/м.

Испытания на малоцикловую усталость проводили согласно ГОСТ 23026-76 на машине "TIRATE ST-2300" с частотой нагружения 8 циклов в минуту. Использовали образцы типа II.

Исследование характеристик усталости имплантированных образцов выполняли на испытательной машине МУИ6000 в условиях чистого кругового изгиба с частотой 3000 об/мин. Работоспособность имплантированных деталей определяли в условиях промышленных испытаний.

Исследование трибологических характеристик ионно-легированных медью слоев стали 30ХГСН2А проводили на воздухе при температуре 20 °С на измерительной установке, схема которой представлена на рис. 2.

Испытания образцов на износостойкость проводили по схеме "диск-палец" на машине трения, аналогичной УМТ-1. Одновременно устанавливали по три образца для обеспечения устойчивой плоскости трения. Контртелом служил диск из стали марки 30ХГСН2А.



Рис. 2. Схема установки для определения коэффициентов трения:

1 — подшипник качения; 2 — втулка (контртело); 3 — рычаг; 4 — бустер; 5, 6 — золотник; 7 — испытуемый образец; 8 — осциллограф; 9 — тензодатчик

#### Результаты и их обсуждение

#### Механические свойства образцов

В табл. 5 представлены результаты механических испытаний образцов в исходном состоянии и после ионной имплантации с варьированием дозы ионов меди. Анализ данных табл. 5 показывает, что имплан-

Влияние ионной имплантации на механические свойства стали 30ХГСН2А

<i>D</i> , ион/см <sup>2</sup>	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %	ψ, %	КСU при −70 °С, Дж/см <sup>2</sup>		
0	1600	1400	8,9	43,4	67		
10 <sup>16</sup>	1580	1370	9,0	44,2	65		
$2,5.10^{16}$	1590	1380	9,3	44,5	65		
5.10 <sup>16</sup>	1590	1390	9,3	44,5	67		
10 <sup>17</sup>	1600	1390	9,4	44,5	70		
2,5·10 <sup>17</sup>	1600	1400	9,5	44,8	70		
5·10 <sup>17</sup>	1590	1400	9,5	44,8	72		
Примечание. В таблице приведены средние данные по результа- там испытаний пяти образцов на каждый вариант режима имплантации.							



Рис. 3. Малоцикловая усталость образцов стали 30ХГСН2А при напряжении цикла 800 МПа:

1 — имплантированный образец с различной дозой ионов меди; 2 — контрольный образец (неимплантированный)

тация ионами меди не оказывает существенного влияния на прочностные и пластические свойства стали 30ХГСН2А. Предел прочности образцов стали 30ХГСН2А с имплантированным слоем ионами меди составляет 1580...1600 МПа, предел текучести – 1370...1400 МПа, относительное удлинение – 9,0...9,5 %, относительное сужение 44,2...44,8 %, при КСU = 65...72 Дж/см<sup>2</sup>.

Результаты испытаний на малоцикловую усталость имплантированных образцов представлены на рис. 3. Из приведенных данных видно, что образцы, подвергнутые имплантации ионами меди, при испытаниях на малоцикловую усталость выдержали на 5...22 % больше циклов испытаний по сравнению с

неимплантированными образцами. Наблюдали резкое снижение значений малоцикловой усталости при дозе имплантируемых ионов 5.10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>.

Аналогичная зависимость проявляется для показателей усталости имплантированных образцов с различной дозой ионов меди (рис. 4).

В рамках исследований проводили усталостные испытания гладких образцов из стали 30ХГСН2А после закалки и отпуска в условиях чистого кругового изгиба с частотой 3000 об/мин, имплантированных ионами меди. Для сравнения испытывали образцы в исходном (неимплантированном) состоянии. Установлено, что ионная имплантация меди повышает предел выносливости с исходного (528 МПа) до 684 МПа при дозе 10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>, причем характерным при этом является резкое уменьшение (практически полное исчезновение) рассеяния усталостных характеристик.

Анализ результатов проведенных испытаний позволил установить, что наибольший в

Таблица 5



Рис. 4. Влияние доз имплантации ионов меди на усталость образцов стали 30ХГСН2А:

1 – контрольный (неимплантированный) образец; 2 – образец с дозой ионов меди  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; 3 – образец с дозой ионов меди  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>

данных условиях упрочняющий эффект оказала имплантация ионов меди при дозе 10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>. Меньшая доза облучения не создает необходимой для упрочнения концентрации, а большая доза отрицательно влияет на малоцикловую усталость (см. рис. 3).

#### Трибологические свойства имплантированных образцов

Имплантация ионов меди в сталь 30ХГСН2А увеличивает коэффициент трения при дозах, превышающих  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (рис. 5). При изменении дозы в диапазоне  $10^{16}...10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> коэффициент трения снижается от 0,23 до 0,13.

Исследования коэффициента трения при различных нагрузках (рис. 6) показали, что имплантированные образцы при дозе 10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> имеют более низкие значения коэффициента трения во всем диапазо-



Рис. 5. Влияние дозы имплантации ионов меди на значение коэффициента трения стали 30ХГСН2А при нагрузке 50 МПа: I – контрольный (неимплантированный) образец; 2 – доза имплантации  $10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>; 3 – доза имплантации 2,5· $10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>; 4 – доза имплантации 5· $10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>; 5 – доза имплантации  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; 6 – доза имплантации 2,5· $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; 7 – доза имплантации 5· $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>



Рис. 6. Влияние удельной нагрузки на образец на значение коэффициента трения контрольных неимплантированных образцов (2) и имплантированных (1) образцов с дозой имплантации меди  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>

не нагрузок по сравнению с контрольными (неимплантированными) образцами.

Эксперименты показали, что износ образцов при значении дозы имплантированных ионов  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> имеет более низкие значения по сравнению с износом контрольных образцов и образцов с дозой  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> (рис. 7).

Металлографические исследования показали, что у контрольных образцов и образцов с дозой  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> наблюдается выкрашивание на поверхности трения при испытаниях на износ (рис. 8, *a*, *в*). Объяснить приведенные закономерности изменения механических и трибологических свойств имплантированных образцов можно на основе исследования влияния дозы имплантации на структуру имплантированного слоя.

Исследование структуры имплантированного слоя было произведено на металлографическом микроскопе "Carl Ceise" на следе после ионного травления (рис. 9, a). Структура имплантированного слоя с указанием последовательности расположения подслоев представлена на рис. 9,  $\delta$ . Как видно из рис. 9, им-



Рис. 7. Величина износа образцов в зависимости от числа циклов испытаний:

1 — контрольный образец; 2 — образец, имплантированный ионами меди с дозой  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; 3 — образец, имплантированный ионами меди с дозой  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>







Рис. 8. Внешний вид поверхности образца после испытаний на износ (×100):

a — контрольный образец;  $\delta$  — образец, имплантированный ионами меди с дозой  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>;  $\epsilon$  — образец, имплантированный ионами меди с дозой  $5\cdot10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>

плантированный слой состоит из нескольких слоев. Дно кратера *1* представляет собой структуру в исходном состоянии до имплантации. Слой *2*, располагающийся выше исходной структуры, представляет собой область, состоящую из двух фаз соединения меди с железом. Эти фазы имеют кристаллическую решетку, отличную от решетки железа меди. Данный слой располагается не на поверхности образца, а находится в структуре кристаллической решетки стали. Образование указанного слоя происходит в результате имплантации ионов, имеющих наиболее высокую энергию в пучке (120 и 160 кэВ), которая позволила им проникнуть в образец на бо́льшую глубину. Слой *3*, соприка-







1 – исходная структура; 2 – область фаз соединения меди с железом; 3 – область твердого раствора меди в решетке железа; 4 – пленка на поверхности образца, образовавшаяся в результате осаждения вакуумного масла на имплантированной поверхности

сающийся со слоем 2, представляет собой область твердого раствора меди, располагающуюся ближе к поверхности образца, находящуюся в кристаллической решетке стали. Этот слой образован от ионов, имеющих наименьшую энергию вследствие замещения атомами меди атомов железа в кристаллической решетке. При дозе имплантации (1...2,5)·10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> имплантированный слой имеет ультрамелкозернистую, практически аморфную структуру. При дозе имплантации 5·10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> ионы меди под действием



Рис. 10. Профили распределения ионов меди в стали 30ХГСН2А, полученные методом вторичной ионной масс-спектрометрии: a - доза имплантации  $10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>;  $\delta - доза$  имплантации  $10^{17}$ ион/см<sup>2</sup>; e - доза имплантации  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; e -распределение углерода при дозах имплантации меди  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> и  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; 1 - Fe; 2 -Cu

градиента напряжений диффундируют по межзеренным дефектам и соединяются между собой, образуя мелкодисперсные включения. Слой 4 представляет собой пленку, находящуюся на поверхности образца, которая образовалась в результате крекинга масла от вакуумного насоса.

Профили распределения имплантируемых ионов, полученные методом вторичной ионной масс-спектрометрии, подтвердили, что при увеличении дозы имплантируемых ионов меди растет их концентрация в поверхностном слое стали 30ХГСН2А, а также возрастает глубина проникновения в мишень (рис. 10).

Обращает на себя внимание рост пика концентрации углерода (рис. 10,  $\epsilon$ ) в поверхностном слое стали 30ХГСН2А при увеличении дозы имплантации с 10<sup>17</sup> до 5·10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>.

Исследование формирования имплантированного слоя с помощью ионного микроскопа показало, что имплантированный слой является неоднородным. В части этого слоя, расположенной ближе к поверхности образца, имеются отдельные включения, по-видимому меди, ниже которых имеется прослойка, представляющая собой фазы соединения железа и меди (рис. 11). Видно, что четкой границы между



Рис. 11. Структура имплантированного слоя на стали 30ХГСН2А, полученная с помощью ионного микроскопа: 1 – исходная структура стали 30ХГСН2А; 2 – область фаз соединения меди с железом; 3 – область раствора меди в решетке стали

слоями не существует. Это свидетельствует о том, что слой *3* и слой *2* находятся в кристаллической решетке стали.

Из полученных нами результатов следует, что повышение малоцикловой усталости конструкционной стали 30ХГСН2А в результате имплантации ионов меди связано с повышением напряжения зарождения трещины (предел выносливости) и увеличением продолжительности стадии зарождения усталостной трещины при напряжениях выше предела выносливости.

По-видимому, упрочнение поверхностного слоя стали 30ХГСН2А при имплантации ионов меди обусловлено проникновением бомбардирующих ионов по междоузлиям на бо́льшую по сравнению с пробегом глубину. При этом имплантация ионов меди вызывает восходящую диффузию углерода к поверхности обрабатываемой стали. При дозе 10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> наблюдается оптимальное сочетание упрочнения поверхностного слоя стали 30ХГСН2А, с одной стороны, за счет образования слоев на основе фаз меди и железа, а с другой — за счет повышения концентрации в нем углерода. В данном случае формируется практически аморфная структура поверхностного слоя, обеспечивающая низкие значения коэффициента трения и малый износ образцов при испытаниях.

Увеличение дозы имплантации до 5·10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> сопровождается дальнейшим повышением концентрации углерода в имплантированных образцах, которое приводит к проявлению эффекта охрупчивания. Охрупчивание сказывается на снижении показателей малоцикловой усталости и усталости. Как показали электронно-микроскопические исследования, одновременно в имплантированном слое формируются мелкодисперсные выделения чистой меди

от 10 до 25 А. Мелкодисперсные выделения меди вы-

зывают увеличение значений коэффициента трения, а в сочетании с явлением охрупчивания они способствуют росту показателей износа имплантированных образцов.

На основании полученных результатов оптимальными дозами имплантации, которые обеспечивают благоприятное сочетание механических и трибологических свойств имплантированных образцов стали 30ХГСН2А, являются 5·10<sup>16</sup>...10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Модифицирование** и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / Под ред. Дж. М. Поута и др.: Пер. с англ. Н.К. Мышкина и др.: Под ред. А.А. Углова. М.: Машиностроение, 1987. 427 с.

2. Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю. Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.

3. Белый С.Н., Карценко Г.Д., Мышкин Н.К. Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. М.: Машиностроение, 1991. 208 с.

4. Ионная имплантация / Под ред. Дж. К. Хирвонена: Пер. с англ.: М.: Металлургия, 1985. 392 с.

5. Комаров Ф.Ф. Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.

6. Гусева М.И. Технологические аспекты ионной имплантации в металлах // Металлы. 1993. № 3. С. 141–149.

7. Васильев В.Ю., Исаев Н.И., Гусева М.И. Влияние имплантации ионов молибдена и вольфрама на коррозионную стойкость стали 0Х18Н10Т // Поверхность. Физика, химия, механика. 1984. Т. 5. С. 144.

8. Курзина И.А., Божко И.А., Калашников М.П., Сивин Д.О., Шаркеев Ю.П., Козлов Э.В. Высокоинтенсивная имплантация ионов алюминия в титан // Металлофизика и новейшие технологии. 2004. Т. 26. № 12. С. 1645–1660.

9. Никитин А.А., Травина Н.Т., Гусева М.И. и др. Структурные и фазовые превращения и профили распределения в В<sup>+</sup> и С<sup>+</sup>-имплантированных сталях // Поверхность. Физика, химия, механика. 1989. Т. 3. С. 21.

# AHOHC

#### Уважаемые читатели!

Журнал "Упрочняющие технологии и покрытия" № 12 2009 г. будет посвящен 70-летию кафедры "Технология машиностроения" им. Ф.С. Демьянюка МГТУ "МАМИ". Р.Н. Сайфуллин, Э.Л. Левин, М.Н. Фархшатов, В.С. Наталенко (ФГОУ ВПО "Башкирский государственный аграрный университет", г Уфа) E-mail: riledin@mail.ru

# Ударная вязкость образцов с покрытиями, полученными электроконтактной приваркой

Проведено сравнительное исследование ударной вязкости образцов с покрытиями из стальной ленты и порошковых материалов, полученных электроконтактной приваркой. Приведена сравнительная методика испытаний ударной вязкости цилиндрических образцов.

**Ключевые слова:** электроконтактная приварка, порошковые покрытия, восстановление деталей, ударная вязкость.

Comparative investigation of the resilience of samples with coating of steel band and powder materials received by electrocontact welding was carried out. Cmparative methods of testing cylindrical samples resilience are offered. Keywords: electrocontact welding, powder coatings, restoration of components, resilience.

Причинами разрушения восстановленных деталей (кроме снижения предела выносливости при восстановлении) могут быть недостаточная вязкость покрытия для выдерживания действующих при эксплуатации динамических и циклических нагрузок, дефекты покрытия, нарушения технологии восстановления деталей.

В работе [1] проводили исследования ударной вязкости деталей, восстановленных различными методами: воздушно-плазменным напылением сплава ПН85Ю15, лазерной наплавкой стеллита 110Х28К63В4, электроконтактной приваркой (ЭКП) двухслойных покрытий на основе тонколистовой коррозионно-стойкой стали 12Х25Н16Г7АР, вибродуговой наплавкой проволоки 2НП65. Установлено, что ударная вязкость для различающихся по методам нанесения покрытий групп образцов, вырезанных из центральных частей посадочных мест поворотных кулаков, в большинстве случаев соответствует параметрам основного металла детали без покрытия. Автор объясняет это незначительной глубиной зоны термического влияния указанных методов восстановления. Так как в этой работе образцы вырезали по размерам из центральных частей цапф поворотных кулаков в местах нанесения покрытий в соответствии с ГОСТ 9454-78, то сами покрытия и часть зоны термического влияния не оказывали влияния на ударную вязкость, а именно поверхностный слой оказывает первичное сопротивление распространению трещины при испытаниях. Поэтому для определения влияния режимов ЭКП и вида присадочного материала на ударную вязкость образцов использовали цилиндрические образцы с покрытием, с U-образным надрезом, так как на установках для ЭКП (011-1-02Н, 01-11.022М и др.) в качестве образцов для исследования могут выступать только цилиндрические детали. Это не соответствует ГОСТ 9454—78, поэтому полученные значения ударной вязкости цилиндрических образцов можно сравнивать только между собой.

Для определения ударной вязкости использовали маятниковый копр КМ-30 с моментом 294,3 Нм, расстояние между упорами составляло 72 мм. В качестве образцов для ЭКП использовали шлифованные цилиндрические детали из стали 45 диаметром 14 мм.

После ЭКП присадочного материала и последующего шлифования образца в размер  $\emptyset$ 14,6<sub>-0,02</sub> мм посередине образца выполняли надрезы глубиной 5 мм (рис. 1). В качестве присадочных материалов для ЭКП использовали: ленту из стали 45, порошок ФБХ-6-2, армированные спеченные ленты, полученные методом электропрокатки [2].

Ударную вязкость  $a_{\rm H}$ , Дж/м<sup>2</sup>, определяли по формуле:

$$a_{\rm H} = \frac{mgl(\cos\alpha_2 - \cos\alpha_1)}{S},\tag{1}$$



Рис. 1. Образцы с покрытием для испытания на ударную вязкость

#### где *m* – масса маятника, кг;

g – ускорение свободного падения, м/с<sup>2</sup>;

*l* – длина маятника, м;

α<sub>1</sub> – угол подъема маятника до удара, град;

α<sub>2</sub> – угол подъема маятника после удара, град;

S — площадь поперечного сечения образца в месте надреза до испытания, м<sup>2</sup>.

Результаты исследования ударной вязкости образцов с покрытием, полученным ЭКП стальной ленты и порошковых материалов, представлены в таблице. ЭКП данных образцов проводили на следующих режимах: давление роликовых электродов по манометру установки 0,4 МПа; продолжительность паузы 0,1 с; частота оборотов 1,6 мин<sup>-1</sup>; подача 5,6 мм/об; продол-

Результаты изменения	<b>лиарной вазко</b>	сти образнов с	поклытием	полученным ЭКП
і суультаты измерспия	ударной вязко	сти образцов с	локрытисм,	полученным Экп

N⁰	Сила тока <i>I</i> , кА	Продолжительность импульса тока <i>t</i> <sub>имп</sub> , с	Среднее значение ударной вязкости <i>а<sub>н</sub>, Дж/см<sup>2</sup></i>	Среднеквадратическое отклонение σ	Отклонение среднеарифметического значения <i>т</i>			
Армированная однослойная спеченная лента из порошка ПГС-27М								
1	4,24,5	0,06	32	7,3	6			
2	5,35,5	0,06	30	10,0	9			
3	6,26,5	0,06	23	18,2	12			
Армированная однослойная спеченная лента из порошка ФБХ-6-2								
4	4,54,7	0,06	44	9,3	5			
5	5,45,5	0,06	25	14,5	8			
6	6,66,8	0,06	27	3,1	2			
Армированная двухслойная спеченная лента: ФБХ-6-2+ПЖР3.200.28 (нижний слой)								
7	4,24,5	0,06	43	13,3	8			
8	5,55,8	0,06	29	9,4	5			
9	6,56,6	0,06	30	11,4	7			
Армированная двухслойная спеченная лента: ФБХ-6-2+ПН-У40Х28Н2С2ВМ (нижний слой)								
10	4,54,6	0,06	40	5,3	3			
11	5,86,0	0,06	29	4,4	3			
12	6,87,2	0,06	33	6,6	4			
Порошок ФБХ-6-2								
13	4,14,4	0,06	30	4,6	3			
14	5,35,4	0,06	32	7,5	4			
15	6,36,4	0,06	24	9,4	6			
Лента из стали 45								
16	4,54,7	0,06	30	0,9	1			
17	4,64,7	0,1	27	7,5	4			
18	5,25,3	0,06	22	3,6	2			
19	5,25,4	0,1	32	9,1	5			
20	6,26,4	0,06	25	3,6	2			
21	6,56,7	0,1	31	6,4	4			

жительность импульса тока 0,06 и 0,1 с, сила тока изменялась от 4,2 до 7,2 кА, ширина роликовых электродов 5 мм.

Ударная вязкость цилиндрических образцов из стали 45 в состоянии поставки с U-образным надрезом составила 51±3 Дж/см<sup>2</sup>.

Наиболее нестабильные результаты измерения ударной вязкости были получены у образцов с покрытием из порошка ПГС-27М, поэтому эти значения не использовали для анализа влияния режимов ЭКП и вида присадочного материала на ударную вязкость. Исследования с данным присадочным материалом нуждаются в более детальной проверке.

Достоверная статистическая разница значений ударной вязкости образцов с одним материалом покрытия имеется между строками в таблице: 4 и 5, 6; 7 и 8, 9; 10 и 11, 12; 16 и 18, 20, а с разными материалами покрытия наблюдается между образцами с армированной одно- и двухслойной спеченной лентой с порошком ФБХ-6-2 и стальной лентой, полученными при некоторых режимах ЭКП.

Из таблицы видно, что ударная вязкость образцов с покрытием, полученным ЭКП армированной однослойной спеченной ленты из порошка ФБХ-6-2 на токе 4,2...4,5 кА на  $\approx$  40 % выше по сравнению с приваркой на токе 5,3...6,5 кА. Это, по-видимому, связано с более глубоким термическим влиянием ЭКП на основной материал образца (сталь 45). При сравнении картины изломов данных образцов видно, что толщина зоны термического влияния при сварке на малом токе в 2–3 раза меньше, чем при сварке на большом токе (рис. 2).

Аналогичное снижение ударной вязкости при увеличении силы сварочного тока было выявлено у образцов с покрытием из армированной двух-



Рис. 2. Зоны термического влияния на основной металл при ЭКП армированной однослойной спеченной ленты из порошка ФБХ-6-2 при токе:

*а* – 4,5...4,7 кА; *б* – 6,6...6,8 кА



Рис. 3. Зоны термического влияния на основной металл при ЭКП стальной ленты (сталь 45) при токе 4,5...4,7 кА и продолжительности импульса тока:

a - 0,06 c;  $\delta - 0,1$  c

слойной спеченной ленты из порошков ФБХ-6-2 + + ПЖР3.200.28 (нижний слой) и ФБХ-6-2 + + ПН-У40Х28Н2С2ВМ (нижний слой), а также при ЭКП стальной ленты (см. таблицу, строки 16 и 18, 20). При увеличении продолжительности импульса тока до 0,1 с достоверной разницы между значениями ударной вязкости при увеличении силы тока не наблюдалось (см. таблицу, строки 17, 19, 21).

Из рис. 3 видно, что несмотря на отсутствие достоверной статистической разницы между значениями ударной вязкости образов после ЭКП стальной ленты при разной продолжительности импульса тока, зона термического влияния на основной металл образца увеличивается при увеличении продолжительности импульса тока с 0,06 с до 0,1 с (см. таблицу, строки 16 и 17).

При испытаниях образцов с покрытием на ударную вязкость установлено, что покрытие из стальной ленты при разрушении образца отслаивается от осно-

вы, особенно при ЭКП на малых токах и продолжительности импульса, у порошковых покрытий такого отслоения не наблюдается (были случаи скола порошкового покрытия у границы разрушения) (рис. 4). В нескольких случаях наблюдается разрушение покрытия из стальной ленты по месту стыка. Это может свидетельствовать о более низкой сцепляемости покрытий из стальной ленты по сравнению с порошковыми покрытиями.

Наиболее интересным сравнением является ударная вязкость образцов с покрытием из стальной ленты и армированных одно- и двухслойных спеченных лент с порошком ФБХ-6-2 при одинаковых режимах ЭКП. Достоверная разница наблюдается между строками в таблице: 4 и 16; 7 и 16; 10 и 16. Ударная вязкость образцов со стальной лентой на 10...14 Дж/см<sup>2</sup> (25...32 %) ниже, чем





Рис. 4. Разрушения покрытий при испытании образцов на ударную вяз-кость:

*а*, *б* – порошковые покрытия (ФБХ-6-2+ПЖ3.200.28); *в*, *г* – покрытие из стальной ленты (сталь 45)

образцов с порошком ФБХ-6-2. Сравнение зон термического влияния у данных образцов не дает объяснения этой разницы, поэтому наиболее вероятным объяснением может быть более высокая ударная вязкость порошкового покрытия из ФБХ-6-2. Из таблицы видно некоторое увеличение разброса значений основного отклонения среднеарифметического значения ударной вязкости у образов с порошковым покрытием, по сравнению с образцами со стальной лентой.

#### Выводы

1. С увеличением силы тока при ЭКП ударная вязкость образцов уменьшается, что связано, скорее всего, с увеличением зоны термического влияния.

2. Ударная вязкость образцов с порошковым покрытием, полученным на относительно малых токах (4,2...4,7 кА для данных условий) превышает ударную вязкость образцов с покрытием из стальной ленты на 25...32 %.

3. По сравнению с ударной вязкостью образцов в состоянии поставки (сталь 45) ЭКП присадочных материалов на данные образцы снижает ударную вязкость на 14...57 %.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Манаенков А.П. Выбор рационального метода восстановления изношенных посадочных шеек поворотных кулаков грузовых автомобилей: дисс. ... канд. техн. наук. М., 1990. 201 с.

2. Наталенко В.С., Сайфуллин Р.Н. Устройство для изготовления спеченных лент электроконтактной прокаткой: труды ГОСНИТИ. Т. 102. М.: ГОСНИТИ, 2008. С. 119–122.





### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.789

М.С. Степанов (Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону) Тел.: (863)273-84-55 E-mail: stepanovms@yandex.ru

### Диффузионное поверхностное упрочнение спеченных порошковых материалов элементами внедрения

Исследованы структура и фазовый состав поверхностного упрочненного слоя спеченных порошковых материалов при низкотемпературном диффузионном насыщении азотом и углеродом. Установлена зависимость строения поверхностного слоя от содержания легирующих элементов и параметров процесса диффузионного насыщения. На основании полученных экспериментальных данных разработана схема формирования структуры и фазового состава диффузионного слоя железоуглеродистых и легированных спеченных порошковых материалов. Ключевые слова: порошковые материалы, химико-термическая обработка, диффузионные процессы, структурно-фазовый состав.

Presented results of the structure and phase composition of the superficial strengthened layer powder materials at lowtemperature diffusion saturation by nitrogen and carbon. Dependence of a structure of a material surface on the maintenance of alloying elements and process parametres diffusion saturation is established. On the basis of the received experimental data the scheme of formation of structure and phase structure diffusion a layer Fe-base and alloyed powder materials is developed.

Keywords: powder materials, diffusion heat treatment, diffusion processes, structurally-phase composition.

Изготовление металлических изделий методом порошковой металлургии характеризуется целым рядом технологических и экономических преимуществ по сравнению с традиционными способами. В то же время особенности строения таких материалов обусловливают необходимость обеспечения требуемого уровня свойств порошковых изделий. Одним из путей достижения этой цели является применение методов термического упрочнения, среди которых видное место занимает *химико-термическая обработка* (XTO). Существующие литературные источники [1] не охватывают всего многообразия процессов XTO, что обусловливает необходимость проведения дальнейших исследований в этом направлении.

Целью работы является выявление особенностей формирования структуры и фазового состава поверхностного слоя спеченных порошковых материалов при низкотемпературном диффузионном насыщении азотом и углеродом.

Исследовали образцы размером  $10 \times 10 \times 55$  мм из спеченного железа, а также композиций, легированных углеродом (до 1 %), медью (до 5 %) и хромом (до 4 %) пористостью 12...24 % и средним диаметром пор 10...50 мкм. Введение углерода осуществляли с помо-

щью карандашного графита ГК-1 в количестве, необходимом для получения после спекания материалов, соответствующих по своему составу сталям ПК40 и ПК80. Введение меди осуществляли в виде порошка ПМС-1, хромосодержащие композиции получали введением в шихту порошка размолотого углеродистого феррохрома ФХ800. Образцы изготавливали однократным прессованием при усилиях, обеспечивающих получение остаточной пористости в указанном интервале. Спекание осуществляли в осушенном водороде при 1100 °C, хромосодержащих композиций при 1150 °С. Процесс ХТО проводили в атмосфере пиролиза жидкого карбюризатора на основе карбамида CO(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>, содержащей 1/3 NH<sub>3</sub>, 1/3 CO, а также N<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>. Температура ХТО составляла 500...650 °C, продолжительность – 0,5...2 ч. Для изучения результатов ХТО применяли методы металлографического и рентгеноструктурного анализа.

При проведении XTO спеченного железа в поверхностном  $\partial u \phi \phi y$ зионном слое (ДС) наблюдаются:  $\alpha$ -твердый раствор азота, нитридная  $\gamma'$ -фаза (Fe<sub>4</sub>N) в виде характерных игл, нитридная  $\varepsilon$ -фаза Fe<sub>3</sub>N в виде отдельных светлых включений вытянутой формы.



Рис. 1. Микроструктура ДС спеченного железа после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 0.5$  ч), ×400

В тонком поверхностном слое установлено присутствие карбонитридной фазы Fe<sub>3</sub>(NC), в поверхностных порах – оксида Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, также отмечено небольшое количество перлита. В структуре материала преобладает у'-фаза, формирующаяся в объеме ферритных зерен (рис. 1). Такое структурно-фазовое состояние объясняется тем, что при диффузионном насыщении атомы азота, адсорбируемые на поверхности поровых каналов, интенсивно диффундируют вглубь зерен материала, вследствие чего концентрация азота на поверхности пор не достигает предельной растворимости его в α-железе при температуре обработки. Поэтому в объеме зерен упрочненного материала наблюдается у'-фаза, образовавшаяся вследствие уменьшения растворимости азота в процессе охлаждения, а также отмечается отсутствие нитридных фаз на поверхности пор. Наличие в составе насыщающей атмосферы оксида углерода оказывает влияние на состав поверхностной высокоазотистой фазы, придавая ей карбонитридный характер. Увеличение пористости и диаметра пор материала на фазовый состав не влияет, но приводит к повышению количества у'-фазы вследствие большего насыщения азотом в процессе обработки. Изменение температуры процесса в указанном диапазоне заметного влияния на состав диффузионного слоя не оказывает. Увеличение продолжительности процесса диффузионного насыщения приводит к изменению соотношения количества образующихся нитридных фаз, при этом количество высокоазотистой ε-фазы растет, а количество γ'-фазы уменьшается.

При ХТО порошковой стали ПК40 структурно-фазовый состав ДС такой же, как у спеченного железа, однако в объеме зерен материала образуется значительно меньшее количество  $\gamma'$ -фазы, в то время как количество оксида железа практически одинаково (рис. 2). Диффузионное насыщение протекает менее интенсивно, что объясняется сдерживающим



Рис. 2. Микроструктура ДС порошкового материала Fe-0,4 %С после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 0,5$  ч), ×1000

влиянием цементита эвтектоида на объемную диффузию азота. Повышение продолжительности процесса диффузии, как и в спеченном железе, приводит к преобладанию высокоазотистой фазы в структуре материала, в то же время меньшая интенсивность диффузии азота вглубь материала приводит к частичному "зарастанию" пор из-за образования нитридной фазы на их поверхности (рис. 3). Влияние изменения пористости, диаметра пор и температуры процесса аналогично наблюдаемому в спеченном железе.

Фазовый состав ДС при ХТО стали ПК80 тот же, что и в предыдущих случаях, однако отмечено еще меньшее количество нитридных  $\varepsilon$ - и особенно  $\gamma'$ -фаз, что связано с наличием превалирующей перлитной составляющей, служащей препятствием для диффузии азота (рис. 4). Увеличение пористости и диаметра пор материала приводит к некоторому увеличению количества  $\gamma'$ -фазы. Повышение продолжительности процесса ХТО приводит к изменениям в расположении нитридной  $\varepsilon$ -фазы: если на начальной стадии насыщения она образуется вокруг пор и в незначительном количестве по границам зерен материала, то в дальнейшем наблюдается заметное ее развитие по границам зерен, и, в особенности, поверхности пор,



Рис. 3. Микроструктура ДС порошкового материала Fe-0.4 %C после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 2$  ч), ×1000



Рис. 4. Микроструктура ДС порошкового материала Fe-0,8 %С после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 0,5$  ч), ×1000

что приводит к их "зарастанию", проявляемому в еще большей степени, чем в материале ПК40 (рис. 5).

Сравнительным исследованиям подвергали железомедные композиции, содержащие 2,5 и 5 % меди.

При ХТО порошкового материала, содержащего 2,5 % меди, в ДС наблюдается образование небольшого количества у'-фазы в объеме ферритных зерен, при этом следует отметить более дисперсное расположение характерных игл, а нитридная є-фаза преимущественно формируется на поверхности поровых каналов. Это объясняется тем, что при диффузионном насыщении медьсодержащих материалов наличие твердого раствора меди в феррите значительно уменьшает интенсивность диффузии азота в объеме ферритных зерен, и поэтому адсорбция азота приводит к повышению его концентрации на поверхности пор. Таким образом, образуется структура упрочненного материала, характеризуемая наличием нитридной фазы на поверхности пор при небольшом ее количестве в объеме зерен материала. Повышение продолжительности процесса приводит к большему насы-



Рис. 5. Микроструктура ДС порошкового материала Fe-0,8 %C после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 2$  ч), ×1000



Рис. 6. Микроструктура ДС порошкового материала Fe-5 %Cu после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 0,5$  ч), ×400

щению зерен азотом и увеличению количества γ'-фазы.

При повышении содержания меди до 5 % структура материала после ХТО характеризуется еще более интенсивным формированием нитридной фазы на поверхности пор при незначительном ее количестве в объеме зерен материала, что связано с дальнейшим уменьшением интенсивности диффузии азота в объеме ферритных зерен (рис. 6). Увеличение пористости железомедных образцов способствует повышению содержания у'-фазы в объеме зерен, однако ее количество значительно меньше, чем при обработке железных материалов и сравнимо с содержанием у'-фазы в железоуглеродистых материалах. Увеличение продолжительности процесса ХТО приводит к значительному возрастанию количества є-фазы, к практически полному заполнению веществом поровых каналов, а также к появлению нитридной ү'-фазы в объеме зерен в виде мелкодисперсных выделений, что объясняется затрудненностью формирования пластин у'-фазы при наличии твердого раствора меди в феррите (рис. 7).



Рис. 7. Микроструктура ДС порошкового материала Fe-5 %Cu после XTO (t = 560 °C,  $\tau = 2$  ч), ×1000



Рис. 8. Схема формирования структурно-фазового состава железных и железомедных порошковых материалов

Полученные данные позволяют предложить схему формирования структурно-фазового состава ДС железоуглеродистых и железомедных композиций, представленную на рис. 8.

Схема формирования структурно-фазового состава порошковых железохромистых композиций при проведении диффузионного насыщения представлена на рис. 9. Исследование структурно-фазового состава железохромистой композиции с 2 % Сг, содержащей хром как в виде гексагонального карбида (Cr,Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, так и некоторого количества твердого раствора, показало, что при диффузионном насыщении образуется только высокоазотистая  $\varepsilon$ -фаза, располагающаяся в объеме ферритных зерен. Повышение содержания в материале хрома до 4 % приводит к увеличению количест-



Рис. 9. Схема формирования структурно-фазового состава железохромистых порошковых материалов

ва є-фазы. Кроме того, при этом наблюдается увеличение количества нитридов хрома, образующихся в соответствии с твердорастворным механизмом.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ермаков С.С., Вязников Н.Ф. Порошковые стали и изделия. Л.: Машиностроение, 1990. 319 с.



# обработка комбинированными Методами

УДК 621.7.043

Т.М. Гаврилова, В.Ф. Пегашкин, М.А. Якимов, Е.В. Балдин (Уральский государственный технический университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Нижнетагильский технологический институт (филиал)) Тел.: (3435) 256-338

### Формирование микропрофиля в процессе обработки поверхностным пластическим деформированием с наложением ультразвуковых крутильных колебаний

Проведены исследования формирования микропрофиля внутренних цилиндрических поверхностей при упрочняющей обработке поверхностным пластическим деформированием с наложением ультразвуковых крутильных колебаний. Установлено, что введение в зону деформации ультразвуковых крутильных колебаний не вызывает образования остаточной волны выдавленного материала перед фронтом деформации. Это позволяет достигать высокого качества обработанной поверхности.

Ключевые слова: ультразвук, поверхностное пластическое деформирование, формирование микропрофиля

The researches of the formation of internal cylindrical surfaces microprofile have been carried out at the strengthening process by the superficial plastic deformation with imposing ultrasonic twisting fluctuations. It has been established, that the introduction of ultrasonic twisting fluctuations into the zone of the deformation does not cause the formation of a residual wave of the squeezed out material before the front of the deformation. It allows to achieve a high quality of the machined surface.

Keywords: ultrasonic, plastic distorted surface, microprofile formation.

#### Введение

С помощью широко применяемых методов отделочной обработки (шлифование, хонингование, доводка) создается требуемая форма деталей с заданной точностью, но часто не обеспечивается оптимальное качество поверхностного слоя. Оно достигается поверхностным пластическим деформированием (ППД), при котором стружка не образуется, а происходит тонкое пластическое деформирование поверхностного слоя. В результате упрочняется поверхностный слой, изменяются параметры физико-механического состояния, что приводит к повышению износо- и коррозионной стойкости. Во многих случаях удается повысить запасы прочности деталей, работающих при переменных нагрузках, в 1,5...3 раза и увеличить срок службы деталей в десятки раз [1]. Перспективным с точки зрения интенсификации процесса является введение ультразвука в зону деформации [2-4].

#### Методика проведения исследований

Схема ультразвукового раскатывания тонкостенных деталей типа "кольцо" из стали 45 с введением в зону деформации крутильных *ультразвуковых колеба*- ний (УЗК) представлена на рис. 1. Амплитуда крутильных УЗК инструмента  $\xi = 60$  мкм; рабочая



Рис. 1. Схема ультразвукового раскатывания с введением в зону деформации крутильных УЗК

частота колебательной системы f = 18 кГц; диаметр обработки 2R = 110 мм. Варьируемые параметры процесса: диаметр деформирующего элемента d == 4,7...12 мм (материал – сталь ШХ15), скорость раскатывания (скорость движения деформирующего элемента) v = 13,6 м/с, подача деформирующего инструмента s = 0,14...1,2 мм/об, статическая сила прижима деформирующего элемента к обрабатываемой поверхности P = 3...15 H.

Профилограммы поверхности после обработки ППД с сообщением деформирующему элементу крутильных УЗК и без ультразвукового воздействия были выполнены на приборе Surftest 301.

Для выявления структуры стали 45 металлографические шлифы подвергали химическому травлению реактивом 5 % HCl.

#### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлена профилограмма, снятая вблизи области стыка обработанной и необработанной поверхности после раскатывания без введения ультразвука в зону деформации. В этом случае в процессе обработки отмечается появление устойчивой волны пластически деформированного материала, которая образуется впереди фронта деформации и сбоку от деформирующего элемента. Данная закономерность отмечена в работе [1]. Аналогичная картина наблюдается при сообщении инструменту продольных и радиальных УЗК [3, 5].

На рис. 3 представлены профилограммы поверхностей, выполненные в той же области после обработки ППД с сообщением крутильных УЗК инструменту.

Анализ полученных профилограмм позволяет отметить ряд особенностей в формировании микропрофиля вблизи области стыка обработанной и необработанной поверхности после обработки ППД с при-



Рис. 2. Профилограмма поверхности после обработки ППД без введения в зону деформации УЗК при s = 0,1 мм/об, d = 12 мм, P = 5 H

ложением крутильных УЗК к деформирующему элементу.

После образования заходной впадины понижается уровень средней линии микропрофиля поверхности, происходит увеличение внутреннего диаметра обрабатываемой детали независимо от присутствия УЗК в зоне обработки. Внутренний диаметр после раскатывания в зависимости от технологических параметров s, v, d и P увеличивается от 2 до 5 мкм, что в большинстве случаев не снижает общей точности обработки, так как получаемый после операции размер находится в большинстве случаев в пределах допуска на обработку.

Для деталей, раскатанных с сообщением деформирующему элементу крутильных УЗК, не наблюдается образование устойчивой волны пластически деформированного материала сбоку от деформирующего инструмента (рис. 3).

Вместе с тем устойчивая волна пластически деформированного металла сохраняется перед фронтом деформации (перед деформирующим элементом). На рис. 4, *а* представлена фотография, выполненная в



Рис. 3. Профилограммы поверхностей после ППД с сообщением крутильных УЗК деформирующему элементу: a - s = 0,56 мм/об, d = 12 мм, P = 5 H;  $\delta - s = 0,56$  мм/об, d = 10,5 мм, P = 3,5 H



## Рис. 4. Микроструктура поверхностного слоя в сечении А-А (см. рис. 1):

*а* – вблизи области стыка обработанной и необработанной поверхности; *б* – после раскатывания с введением крутильных УЗК в зону деформации

сечении А–А (см. рис. 1), на которой отчетливо видна волна пластически деформированного металла, выдавливаемая деформирующим элементом перед собой (перед фронтом деформации).

Вследствие того что деформирующий элемент совершает высокочастотные возвратно-поступательные движения в направлении главной деформации, происходит смятие деформирующим элементом волны пластически вытесненного металла перед фронтом деформации и последующее формирование текстуры деформации (рис. 4,  $\delta$ ).

Отсутствие волны деформации сбоку от деформирующего элемента при сообщении ему крутильных УЗК и упрочнение поверхностного слоя вследствие формирования текстуры позволяет получить обработанную поверхность высокого качества, более стойкую к изнашиванию.

#### Выводы

1. При сообщении деформирующему элементу крутильных УЗК вблизи области стыка обработанной и необработанной поверхностей не наблюдается образование остаточной волны выдавленного материала сбоку от деформирующего элемента.

2. Устойчивая волна пластически деформированного материала сохраняется перед фронтом деформации, однако в связи с тем что деформирующий элемент совершает УЗК в направлении главной деформации, происходит ее смятие и формирование текстуры деформации, вследствие чего поверхностный слой упрочняется.

3. Внутренний диаметр обрабатываемого отверстия после ультразвукового раскатывания увеличивается на 2...5 мкм, что в большинстве случаев не снижает общей точности обработки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: справочник. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.

2. Гаврилова Т.М. Влияние ультразвука на качество поверхности при раскатывании // Известия вузов. Машиностроение, 2003. № 8. С. 37–43.

3. **Применение** ультразвука при обработке и сборке / М.Ф. Володин, В.В. Калашников, М.С. Нерубай, Б.Л. Штриков. М.: Машиностроение, 2002. 264 с.; ил. (Серия "Библиотека технолога").

4. **Якимов М.А., Балдин Е.В., Гаврилова Т.М.** Структура и свойства сталей после ультразвукового упрочнения // Молодежь и наука: материалы региональной науч.-практ. конф. студентов. Нижнетагил. технол. ин-т (фил.) УГТУ-УПИ, 2007. Т. 1. С. 47–50.

5. **Хворостухин Л.А., Гасилин В.И., Баринов В.Ф.** Формирование микропрофиля в процессе поверхностного пластического деформирования // Известия вузов. Машиностроение, 1985. № 3.



С.Ю. Жачкин, О.А. Сидоркин (Воронежский государственный технический университет) Тел.: (4732) 42-83-84 E-mail: zhach@list.ru

# Расчет напряжений в дисперсно-упрочненных композитах, полученных методом ГКО

Показан алгоритм формирования остаточных напряжений в гальванических композитных покрытиях на основе металлической матрицы. Изложены факторы, влияющие на формирование структуры композитных покрытий. Приведены аналитические зависимости расчета напряжений, получаемых в осаждаемом покрытии, от параметров композита.

**Ключевые слова:** гальванические композитные покрытия, остаточные напряжения в покрытии, исследование, режимы осаждения, структура покрытий.

The algorithm of formation of residual pressure in galvanic composite coatings on the basis of a metal matrix is shown. The factors influencing formation of structure of composite coatings are stated. Analytical dependences of calculation of the pressure received in the besieged covering depending on parameters of a composite are resulted. **Keywords:** galvanic composite coatings, residual pressure in a coating, research, sedimentation modes, structure of coatings.

Одним из важнейших требований, предъявляемых к хромовым покрытиям, является обеспечение достаточной прочности и выносливости деталей после хромирования. Внутренние напряжения, возникающие в процессе электроосаждения хрома, увеличивают пористость осадка, ослабляют сцепляемость хрома с основным металлом, вызывают снижение прочности самого осадка и деталей, подвергнутых хромированию [1, 2]. Образование внутренних напряжений обусловлено целым рядом причин: структурными превращениями в кристаллах хрома в процессе электролиза, образованием химических соединений, включением посторонних примесей и т.д. Реализация внутренних напряжений в покрытии вызывает его трещинообразование. В последнее время многие авторы считают, что трещинообразование хромовых осадков обусловлено высокими внутренними напряжениями и адсорбционным снижением прочности кристаллов, которое вызвано различными включениями, например, сульфатами, кремнефторидами, фторидами и т.д. Метод гальваноконтактного осаждения (ГКО) заключается в одновременном упруго-пластическом деформировании растущих слоев гальванически осаждаемого покрытия с одновременным внедрением в него твердых частиц инструментального материала. Таким образом осуществляется процесс получения композитного гальванического покрытия.

Одной из главных задач механики композитных сред является анализ упорядоченности взаимного расположения элементов структуры материала, при расчете тензора упругих свойств композита и напряжений, возникающих в покрытии. Композитные структуры, полученные методом ГКО, как показали исследования, являются квазипериодическими, поскольку их разупорядоченность описывается малыми смещениями включений. Рассмотрим задачу деформирования некоторой области s с границей Ф. Считаем, что материал области s является композитом матричного типа, где характерный размер неоднородностей намного меньше области s. Разупорядоченную структуру композита будем описывать статически однородными квазипериодическими разрывными по координате функциями упругих свойств, полагая, что возможно разбиение структуры композита на однотипные ячейки, каждая из которых содержит одно включение (рисунок).

В качестве граничных условий примем, что форма и свойства однородных компонентов структуры заданы, а на межфазных поверхностях идеальная связь структурных элементов. В декартовой системе координат соотношения, связывающие тензор деформа-



**Схема композита, полученного методом ГКО:** *а* – квазипериодическая структура; *б* – стохастическая ячейка

ции  $e_{ij}(r)$  и тензор напряжений  $\sigma_{ij}(r)$  представляются в виде:

$$\sigma_{ij}(r) = a_{ijmn}(r) e_{mn}(r), \qquad (1)$$

где  $a_{ijmn}(r)$  – случайное поле структурных модулей упругости

$$a_{ijmn}(r) = a_{ijmn}^{V} \omega(r) + a_{ijmn}^{M} [1 - \omega(r)], \qquad (2)$$

где  $a_{ijmn}^V$ ,  $a_{ijmn}^M$  — известные тензоры упругости включений и матрицы;

 $\omega(r)$  – индикаторная функция включений.

В связи с тем что деформируемое покрытие в процессе его осаждения является пленкой, деформации считаются малыми, так что выполняется соотношение Коши

$$e_{ij}(r) = 0.5 \lfloor u_{ij}(r) + u_{ji}(r) \rfloor.$$
(3)

Уравнения равновесия среды принимают вид

$$\sigma_{ii,i}(r) = 0. \tag{4}$$

Для определения компонент тензора упругих модулей композитного материала  $a_{ijmn}^*$ , согласно зависимости

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = a_{ijmn}^* \langle e_{mn} \rangle,$$
 (5)

где  $\langle e_{mn} \rangle$  — оператор осреднения по случайным однородным полям или по объему *s*, необходимо решить краевую задачу (1)—(4) с однородными граничными условиями

$$u_{i/\Phi} = e_{ij}^* r_j ,$$
 (6)

где  $e_{ij}^* = \langle e_{ij} \rangle$  — произвольный симметричный тензор второго ранга, имеющий смысл малых упругих деформаций.

Из системы дифференциальных уравнений (1), (3), (4) имеем

$$[a_{ijmn}(r)u_{mn}(r)]_{j} = 0$$
(7)

и расчет  $a_{ijmn}^*$ , согласно (5), проводим по зависимостям

$$a_{ijmn}^{*} = \left\langle a_{ij\alpha\beta}(r) \, u_{\alpha\beta mn}(r) \right\rangle;$$
$$u_{ij}(r) = u_{ijmn}(r) \, e_{mn}^{*},$$

где  $e_{ij}^*$  – известный из граничных условий тензор.

Полагаем известным решение сопутствующей периодической краевой задачи для области *s*:

$$[a_{ijmn}^{P}(r) u_{mn}^{P}(r)]_{ij} = 0;$$
  
$$a_{ijmn}^{P}(r) = a_{ijmn}^{V} \omega_{ijmn}^{M} (1 - \omega^{P}(r))$$

где  $\omega^{p}(r) = \omega(r) - если разупорядоченность в квазипериодической структуре отсутствует.$ 

Выделим периодические составляющие

$$a_{ijmn}(r) = a_{ijmn}^{P}(r) + a_{ijmn}(r);$$
  

$$u_{ii}(r) = u_{ii}^{P}(r) + u_{ii}(r).$$
(8)

И от системы дифференциальных уравнений (7) перейдем к системе интегродифференциальных уравнений:

$$u'_{ij}(r) = \int G_{i\alpha\beta j}(r, r^{(1)}) \left( \alpha'_{\alpha\beta mn} \left( r^{(1)} u^P_{mn} \left( r^{(1)} \right) + \tilde{a}_{\alpha\beta mn} \left( r^{(2)} \right) u_{mn} \left( r^{(1)} \right) \right) dr^{(1)},$$
(9)

 $G_{i\alpha}(r, r^{(1)})$  – тензор Грина неограниченной однородной среды с тензором упругости  $h_{ijmn}$ ;  $\tilde{a}_{ijmn}(r) = a_{ijmn}(r) - h_{ijmn}$ .

В [3] изложено разложение второй производной тензора Грина на сингулярную, пропорциональную дельта-функции Дирака, и регулярную составляющие. Сингулярное приближение решения уравнения типа (8) согласно [3] основано на приближенном равенстве своей сингулярной составляющей. Проведя несложные преобразования, осредненное уравнение решаем в сингулярном приближении и, доказав вспомогательное соотношение

$$\frac{\left\langle \boldsymbol{\omega}^{''P} \left( \boldsymbol{\omega}^{''} \right)^{k} \right\rangle}{\left\langle \left( \boldsymbol{\omega}^{''} \right)^{k+1} \right\rangle} = P = \operatorname{const}(k),$$

где  $\omega''(r) = \omega(r) - G_V, \omega''^P(r) = \omega^P(r) - G_V$  – пульсации индикаторных функций;  $G_V = \langle \omega \rangle$  – относительное объемное содержание волокон; k = 1, 2, ...; P – коэф-фициент периодичности разупрочненной структуры вычисляется по формуле

$$P = \frac{\left\langle \omega \omega^P \right\rangle - G_V^2}{G_V \left(1 - G_V\right)} \,. \tag{10}$$

Получим выражение

$$a_{ijmn}^{*} = a_{ijmn}^{*P} P + a_{ijmn}^{*0} (1 - P).$$
(11)

Полученная выше формула служит для расчета тензора упругих свойств  $a_{ijmn}^*$  композита с разупорядоченной структурой через  $a_{ijmn}^{*P}$  и  $a_{ijmn}^{*0}$  – тензоры уп-

ругости композитов с периодической структурой и структурой "статистическая смесь" [3] соответственно, и с использованием коэффициента периодичности *P*. Компоненты тензора  $a_{ijmn}^{*P}$  вычисляются с ис-

пользованием численных методов на ячейке периодичности неразупорядоченной структуры, а компоненты тензора  $a_{ijmn}^{*0}$  — по известным аналитическим формулам [3].

Поля деформирования на структурном уровне композитного покрытия вычисляются методом периодических составляющих, не прибегая к сингулярному приближению, эффективному лишь при вычислении упругих свойств композита. Используя соотношения

$$a_{ijmn}(r) = a_{ijmn}^{P}(r - \delta(n));$$

$$u_{i}(r) = u_{i}^{P}(r - \delta(n)) + u_{i}^{0}(r),$$
(12)

где  $\delta$  — вектор смещения включений из периодического неразупорядоченного положения в *n*-й ячейке, дифференциальные уравнения (7) преобразуем в интегродифференциальные:

$$u_{i}^{0}(r) = \int_{s} G_{i\alpha}(r, r^{(1)}) (a_{\alpha\beta mn}^{P}(r^{(1)} - \delta(n)) \times$$

$$\times \frac{\partial}{\partial r_{n}^{1}} u_{m}^{P}(r^{(1)} - \delta(n)) + \tilde{a}_{\alpha\beta mn}(r^{(1)}) \frac{\partial}{\partial r_{n}^{1}} u_{m}^{0}(r^{(1)})) \beta^{dr},$$
(13)

где  $G_{i\alpha}(r, r^{(1)})$  – тензор Грина области с элементарным неоднородным полем.

Согласно методу последовательных приближений, решение уравнения (13) представим в виде асимптотического ряда:

$$u_{i}^{(1)}(r) = \int_{D} G_{i\alpha}(r, r^{(1)}) \frac{\partial}{\partial r_{\beta}^{(1)}} (a_{\alpha\beta mn}^{P}(r^{(1)} - \delta(n)) \times \frac{\partial}{\partial r_{n}^{(1)}} u_{m}^{P}(r^{(1)} - \delta(n))) \gamma dr^{(1)}.$$
(14)

И при *t* = 2, 3...

$$u_{i}^{(1)}(r) = \int_{s} G_{i\alpha}(r, r^{(1)}) \frac{\partial}{\partial r_{\beta}^{(1)}} (\tilde{a}_{\alpha\beta mn}(r^{(1)}) \frac{\partial}{\partial r_{n}^{(1)}} \times u^{(i-1)}(r^{(1)})) dr^{(1)}.$$

В выражении (14) переход от интегрирования по неограниченной области *s* к интегрированию по *D*-малой окрестности контура стохастической ячейки сделан на основе принципа локальности [3]. В *D*-окрестной *i*-й грани стохастической ячейки индикаторная функция взаимного положения включений равна 2, если расстояние между соответствующей парой включений в результате разупорядоченности увеличилось, и равна 0,5 – если уменьшилась.

Численный расчет показал, что поля напряжений с достаточной точностью можно описать выражением

$$\sigma_{ij}(r) = \sigma_{ij}^{P}(r-\delta(n)) + \sigma_{ij\alpha\beta}^{P}(r) \int_{D} G_{\alpha\beta}(r, r^{(1)}) \times \frac{\partial}{\partial r_{\beta}^{(1)}} (a_{\alpha\beta mn}^{P}(r^{(1)} - \delta(m))) \frac{\partial}{\partial r_{n}^{(1)}} u_{m}^{P}(r^{(1)} - \delta(m))) \gamma dr^{(1)}.$$

Таким образом, получена аналитическая зависимость, позволяющая управлять напряжениями в композитных дисперсно-упрочненных гальванических покрытиях на основе металлической матрицы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Молчанов В.Ф. Эффективность и качество хромирования деталей. Киев: Техника, 1979. 229 с.

2. Жачкин С.Ю. Холодное гальваноконтактное восстановление деталей. Воронеж: ВГТУ, 2002. 138 с.

3. Дмитриенко Ю.И. Тензорное исчисление: учеб. пособие для вузов. М.: Высш. шк., 2001. 575 с.; ил.



УДК 621.791.72

Т.А. Крылова, И.М. Полетика, М.Г. Голковский (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск) Тел.: (3822) 28-68-33 E-mail: krylova81@list.ru

### Влияние модифицирования и термической обработки на структуру металла покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама

Получены покрытия методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошка карбида вольфрама на низкоуглеродистую сталь, структура, твердость и износостойкость которых определяются удельной поверхностной энергией излучения и скоростью охлаждения расплавленного металла. Показано, что наилучшими свойствами обладает структура "включения карбидов—аустенитная матрица", подобная структуре твердого сплава. Термическая обработка наплавленных слоев приводит их структуру к единому виду и повышает твердость и износостойкость. Дополнительное увеличение свойств происходит при введении модификатора.

**Ключевые слова:** релятивистские электроны, наплавка, упрочнение, термическая обработка, введение модификаторов, износостойкость.

By a method of vacuum-free electron beam surfacing of tungsten carbide powder on the plain carbon steel the coatings were formed. The structure, hardness and wear resistance of these coatings depends on specific surface energy of irradiation and the cooling rate of melt. It was shown that the structure "carbide inclusions in austenite matrix" possesses the best properties. Such structure is similar to hard alloy structure. Heat treatment of fusion layers results in unification of fusion layers structure and increasing of there hardness and wear resistance. After doping of modifying agent additional increasing of properties occurs.

**Keywords:** relativistic electron beam, surfacing, hardening, heat treatment, doping of modifying agent, wear resistance.

#### Введение

Абразивный износ поверхностей деталей многих машин и механизмов при эксплуатации существенно снижает срок их службы. Для восстановления и упрочнения деталей широко применяется метод электродуговой наплавки. С этой же целью может быть использован метод электронно-лучевой наплавки на ускорителе электронов, который характеризуется высокой производительностью процесса, возможностью обработки изделий на воздухе, простотой введения легирующих элементов, высоким качеством и большой толщиной образуемых покрытий, отсутствием трещин и микропор [1, 2].

В практике электродуговой наплавки наивысшая стойкость против абразивного износа с умеренными ударами или без них достигается при наплавке карбидами вольфрама [3]. По уровню твердости карбиды вольфрама превосходят карбиды других элементов: Fe<sub>3</sub>C - 8,2...8,4 ГПа, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> - 10,3...12,3 ГПа, WC - 16,7...17,1 ГПа, W<sub>2</sub>C - 29,4 ГПа. Поэтому их используют для наплавки рабочих органов машин, контактирующих с грунтовыми и скальными породами. Вместе с тем повышение твердости сопровождается снижением пластичности, ростом склонности к

трещинообразованию и приводит к отколам наплавленного слоя.

В поисках путей решения данной проблемы можно воспользоваться введением разного рода модификаторов и термической обработки. Известно [4–7], что при электродуговой наплавке в составы смесей, проволоки, лент, флюсов помимо основных элементов и флюсующих добавок нередко вводят модификаторы, способствующие образованию более дисперсных и однородных структур и повышению вязкости и износостойкости. Аналогичным образом могут быть составлены смеси для электронно-лучевой наплавки, хотя таких данных в литературе нет.

Улучшение структуры и свойств слоев, наплавленных карбидом вольфрама, может быть достигнуто термической обработкой [4–7]. Так, для снятия остаточных напряжений в электродуговых наплавках используют отпуск. При наплавке в поверхностном слое формируется характерная дендритная структура с высокой структурной и химической неоднородностью, которую можно уменьшить высокотемпературным диффузионным отжигом, как это обычно делается в литой стали [8]. Существует принципиальная возможность увеличения твердости наплавленного слоя закалкой от температур выше  $Ac_3$  за счет образования мартенситной структуры. Поскольку затвердевание расплава происходит в резко неравновесных условиях, возможно выпадение метастабильных фаз типа пересыщенных твердых растворов. В данном случае следует ожидать дополнительного повышения твердости при отпуске за счет перераспределения легирующих элементов между твердым раствором и фазовыми включениями. Все перечисленные эффекты при электронно-лучевой наплавке малоизучены, и требуется постановка специального систематического исследования в этом направлении.

#### Материалы и методы исследования

Исходя из вышесказанного, в работе на низкоуглеродистую сталь Ст 3 наплавляли карбид вольфрама с использованием энергии релятивистских электронов. Слой порошка толщиной в 1 мм наносили на поверхность металла перед обработкой (плотность насыпки 0,3 г/см<sup>2</sup>). Для защиты от влияния окружающей среды в наплавочную смесь вводили буру (Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>) в количестве 10 % мас. Энергия электронов *E* составляла 1,4 МэВ, ток пучка *I* менялся в пределах 27...51 мА, скорость обработки v принимала значения 2,5; 1,6; 1 м/с. В процессе облучения расплавленный

поверхностный слой стали усваивал до 90 % порошка карбида, который полностью растворялся в расплаве и при затвердевании кристаллизовался в виде новых соединений. Для увеличения площади наплавляемой поверхности пучок сканировался с шириной магнитной развертки l = 5 см. Термические обработки проводили в лабораторной печи СШОЛ с использованием известковой обмазки. Поскольку образцы с наплавленным слоем уже претерпели самозакалку при охлаждении из расплава, первоначально их подвергли отпуску при температуре 650 °С в течение 1 ч (охлаждение на воздухе), а затем - закалке в воду от 850 °C с выдержкой под закалку 0,5 ч. В качестве модификатора использовали добавку порошка ТіВ<sub>2</sub> в количестве 10 %.

Структуру наплавленных слоев исследовали на металлографическом микроскопе Neophot, для чего образцы шлифовали, полировали и травили в растворе кислот: 20 мл HNO<sub>3</sub> и 100 мл HCl. Фазовый состав покрытий определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре ДРОН-2М. На приборе ПМТ-3 измеряли распределение микротвердости в поперечных сечениях наплавленных слоев и в близлежащих областях основного металла. Проводили испытания на износостойкость при трении о нежесткозакрепленные абразивные частицы, подаваемые в зону трения и прижимаемые к образцу вращающимся резиновым роликом (ГОСТ 23.208–79).

#### Электронно-лучевая наплавка карбида вольфрама

После наплавки на поверхности образцов были получены слои толщиной 1,5...2,9 мм, в зависимости от режима обработки. Соответственно различным оказалось распределение микротвердости (рис. 1, a-c). Средние значения микротвердости  $H_{\mu}^{cp}$  в наплавленных слоях, определенные из 120...150 измерений, и значения коэффициентов износостойкости, определенные из 10...15 измерений в каждом режиме обработки, приведены на рис. 2 в зависимости от удельной поверхностной энергии излучения *E*, которую оценивали по формуле [1] с учетом ширины сканирования *l*:

$$E = \frac{IU}{vl}.$$
 (1)



Рис. 1. Влияние удельной поверхностной энергии излучения на распределение микротвердости в наплавленном слое:

: a - E = 4,48 кДж/см<sup>2</sup>;  $\delta - E = 5,86$  кДж/см<sup>2</sup>; e - E = 7,84 кДж/см<sup>2</sup>; e - E = 9,16 кДж/см<sup>2</sup>



Рис. 2. Зависимость твердости (1) и износостойкости (2) от удельной энергии излучения *E* 

Из рис. 2 видно, что зависимость  $H_{\mu}^{cp}$  от *E* имеет вид S-образной кривой, а значения  $K_{\mu}$  достаточно высокие при малых энергиях излучения с увеличением энергии падают, несколько возрастая затем лишь у верхней границы интервала значений энергий.

Наблюдаемые немонотонные зависимости связаны с формированием в слоях наплавки целого спектра разнообразных структур, определяемых режимами облучения (ток, напряжение, скорость обработки, скорость охлаждения). Судя по микрофотографиям структуры, главное влияние на нее оказывают два параметра – средняя концентрация вольфрама и углерода в покрытии, определяемая толщиной наплавленного слоя, и скорость охлаждения расплавленного металла. При увеличении удельной поверхностной энергии излучения Е глубина проплавления возрастает, средняя концентрация легирующих элементов в единице объема слоя уменьшается, и происходит сдвиг влево на диаграмме состояний "железо-углерод". С ростом энергии излучения Е скорость охлаждения наплавленного слоя ω, которую по аналогии с электродуговой наплавкой можно оценить по формуле [2], падает:

$$\omega = \frac{2\pi\lambda \left(T - T_0\right)^2}{E},$$
(2)

где T – температура в зоне действия источника;  $T_0$  – начальная температура подложки;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности.

Падение скорости охлаждения обусловливает постепенный переход от менее равновесных структур к более равновесным. По данным

рентгеноструктурного фазового анализа в структуре покрытия присутствует α- и γ-железо, соединение  $Fe_3W_3C$ , некоторое количество соединений WC,  $W_2C$ , W<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. При малых значениях удельной энергии облучения Е γ-железо преобладает над α-железом. С увеличением Е количество у-железа уменьшается, а α-железа возрастает. По данным металлографии при малых Е структура состоит из зерен аустенита и эвтектики (рис. 3, а). Стабилизация аустенитной фазы обусловлена высокой скоростью охлаждения, при которой диффузионный распад аустенита невозможен, и повышенным содержанием в твердом растворе вольфрама и углерода, которые снижают точки начала и конца бездиффузионного мартенситного превращения и критическую скорость закалки на мартенсит.

Рост E обусловливает уменьшение скорости обработки, увеличение глубины переплавленного слоя, уменьшение вследствие этого средней концентрации W и C в расплаве и падение скорости охлаждения наплавленного металла, что, с одной стороны, приводит к уменьшению среднего содержания легирующих элементов в слое, а с другой — к переходу от менее равновесной структуры к более равновесной. Соответственно, на микрофотографиях аустенитная структура в зернах сменяется сначала мартенситной



Рис. 3. Влияние удельной поверхностной энергии излучения на структуру наплавленного слоя:

a-E=4,48кДж/см²; <br/>б-E=5,68кДж/см²; e-E=5,86кДж/см²; <br/> e=8,20кДж/см²

(рис. 3,  $\delta$ ), затем мартенситно-бейнитной (объемная доля эвтектики невелика) (рис. 3,  $\beta$ ) и, наконец, ферритно-мартенситной, где на отдельных участках покрытия вместо прослоек эвтектики на границах зерен образуется сетка карбидов, подобная той, которая выделяется в заэвтектоидной стали (рис. 3,  $\epsilon$ ).

Изменение структуры слоя наплавки при увеличении удельной энергии излучения Е оказывает влияние на ее механические свойства. При малых энергиях Е образование аустенита в зернах твердого раствора в сочетании с эвтектикой позволяет повысить твердость в 2 раза, а износостойкость – в 12 раз по сравнению с материалом основы (рис. 2). В интервале энергий  $E = 5...6,5 \text{ кДж/см}^2$  из-за появления твердых, но хрупких мартенситной и бейнитной составляющих в структуре твердость возрастает, а износостойкость падает. Выделение мягкой ферритной фазы в основе наплавленного слоя приводит к снижению как твердости, так и износостойкости (Е =  $= 6,5...8 \text{ кДж/см}^2$ ). Некоторое увеличение данных характеристик наблюдается лишь в области значений  $E = 8 \dots 9 \text{ кДж/см}^2$ , когда вокруг зерен феррита образуется жесткий каркас из карбидов. Известно, что сплавы такого типа могут иметь весьма высокую износостойкость, если структура зерен окажется не ферритной, а аустенитно-мартенситной.

Таким образом, наилучшими свойствами из всех наблюдаемых при электронно-лучевой наплавке структур (высокой твердостью и износостойкостью) обладает структура, состоящая из дисперсных высокотвердых включений карбидов вольфрама, преимущественно Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C, в вязкой аустенитной матрице и отдельных зерен аустенита. Известно, что стали и сплавы с аустенитной структурой обладают высокой вязкостью, износостойкостью и хорошо сопротивляются ударным нагрузкам [9]. В случае электродуговой наплавки в структуре "твердые карбидные включе-

ния-вязкая аустенитная матрица" аустенит препятствует выкрашиванию частиц карбидов, что способствует значительному росту износостойкости. Аналогичную роль, хотя и не столь существенную, может сыграть матрица с мелкозернистой троостосорбитной структурой, обладающая достаточно высокой вязкостью. Описанная структура подобна структуре твердого сплава WC-Co, принцип действия которого основан на компромиссе между пластичностью и прочностью. В условиях нагружения данного материала, возникающие на частицах карбидов WC высокие концентрации напряжений релаксируют путем пластического течения связки, в результате чего карбиды не подвергаются разрушению, а возникающие на их поверхности микротрещины мгновенно притупляются в вязкой матрице.

# Термическая обработка и модифицирование наплавленных слоев

Как видно из полученных данных, твердость и износостойкость наплавленных слоев меняется неравномерно с увеличением удельной поверхностной энергии излучения *E* и имеют довольно низкие значения, которые возрастают лишь по краям использованного интервала значений E = 4,5...9,5 кДж/см<sup>2</sup> (рис. 2). Рассмотрим влияние термической обработки и модифицирования на структуру и характеристики наплавленного слоя.

В процессе отпуска слоя при 650 °С в нем протекает  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, и весь аустенит распадается на ферритно-карбидную смесь (рис. 4,  $\delta$ ). На рентгенограммах полностью исчезают линии  $\gamma$ -железа, зато интенсивность линий  $\alpha$ -железа и фазы Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C резко возрастает. Дополнительное выделение карбида при отпуске связано с распадом пересыщенного твердого раствора Fe–W–C, образовавшегося при самозакалке



Рис. 4. Структура наплавленного слоя в исходном состоянии при E = 5,86 кДж/см<sup>2</sup> (*a*), после отпуска при 650 °С (*б*) и после закалки от 850 °С (*в*)

расплавленного слоя, и дополнительным выделением карбидов вольфрама из аустенита, где предельно допустимое содержание легирующих элементов существенно выше по сравнению с их содержанием в феррите. Обнаруженные ранее неравновесные карбиды WC,  $W_2C$  и  $W_{23}C_6$  после отпуска на рентгенограммах не выявляются, что, очевидно, свидетельствует о приближении системы к равновесию.

Главной особенностью отпущенных слоев является то, что наблюдавшееся ранее разнообразие структур – от мартенситной до ферритной (рис. 3, 4, а) после отпуска исчезает. Вне зависимости от параметров облучения, на микрофотографиях наблюдается однообразная структура – зерна твердого раствора в окружении карбидной эвтектики (рис. 4, б). Единственным отличием является то, что объемная доля эвтектической составляющей с увеличением Е, а следовательно и глубины переплавленного металла, уменьшается, что связано с уменьшением среднего содержания вольфрама и углерода на единицу объема слоя. Значения твердости и износостойкости покрытий заметно ниже, чем в исходном состоянии (рис. 5, *a*), за счет выделения мягкой ферритной фазы в основе слоя и, благодаря формированию однотипной структуры, с увеличением Е меняются незначительно. Лишь при высоких значениях Е происходит некоторое дополнительное снижение твердости и износостойкости, связанное с уменьшением общего количества карбидов (рис. 5, а).

При нагреве под закалку при 850 °С происходит растворение части карбидов, возврат к аустенитной структуре, а затем закалка основы слоя на мартенсит (рис. 4, в). Значения твердости и износостойкости после обычной термической закалки возрастают по сравнению с твердостью и износостойкостью исходных наплавленных покрытий (рис. 5, б), претерпевших самозакалку на воздухе, что связано с формированием более однородной и дисперсной структуры при использовании обычной печной термической обработки - выдержке при высокой температуре, способствующей рассасыванию дендритной неоднородности, и закалке такой улучшенной структуры на мартенсит, а также с дополнительным выделением карбидов вольфрама как во время отпуска, так и в процессе охлаждения при закалке.

Значения твердости и износостойкости закаленных покрытий от режима наплавки зависят слабо (рис. 5,  $\delta$ ). Следует отметить лишь некоторый спад  $H_{\mu}^{cp}$  в середине интервала значений удельной поверхностной энергии излучения *E*, который, по-видимому, обусловлен изменением в слое относительного содержания двух основных твердых фаз – мартенситной и карбидной. С ростом *E* упрочняющее действие



Рис. 5. Зависимость твердости (1) и износостойкости (2) покрытия от удельной энергии излучения *E* после отпуска (*a*) и после закалки (*б*)

карбидной фазы уменьшается из-за уменьшения ее количества, а мартенситной, которая теперь занимает все больший объем слоя, возрастает (рис. 5,  $\delta$ ).

Дальнейшее повышение свойств происходит при введении в легирующую смесь перед наплавкой модификатора  $TiB_2$  (10 % мас.). Известно, что при литье стали для измельчения структуры используют модификаторы, например тугоплавкие соединения химически активных металлов (в особенности ванадия и титана), служащие центрами кристаллизации, не растворимые в аустените и препятствующие росту аустенитного зерна [9]. При наличии хотя бы небольшого количества карбидов сталь сохраняет мелкозернистое строение при весьма высоких температурах нагрева.

После введения в наплавочную смесь порошка диборида титана на металлографических снимках на-



Рис. 6. Структура слоя наплавки при  $E = 8,2 \text{ кДж/см}^2$  в исходном состоянии (*a*), после введения модификатора TiB<sub>2</sub> (*б*), после введения модификатора и термической обработки (*в*)

блюдается заметное снижение дендритной неоднородности, разбиение столбчатых дендритов, измельчение структуры, которая становится более



Рис. 7. Средние значения твердости (*a*) и износостойкости (*б*) покрытия в исходном состоянии (режим 1), после введения модификатора (режим 2), после введения модификатора и термической обработки (режим 3)

равноосной (рис. 6,  $\delta$ ). Наблюдаемое явление связано с выделением в расплаве множества новых центров кристаллизации в виде дисперсных соединений титана, что существенно тормозит рост зерна. При этом твердость покрытия повышается в 1,3 раза (рис. 7, *a*), а износостойкость — в 1,7 раза (рис. 7,  $\delta$ ).

Еще более сильный эффект наблюдается после термической обработки (отпуск при 650 °C + закалка от 850 °C) покрытий с модификатором, приводящей к формированию в основе слоя мартенситной структуры, более дисперсной, чем после такой же термической обработки покрытий, не содержащих модификатора (рис. 6, e), поскольку размер мартенситных пластин напрямую зависит от размера исходного аустенитного зерна, в котором они образуются [9]. Твердость после закалки возрастает в 1,5 раза (рис. 7, a), а износостойкость – в 3,8 раза (рис. 7, b) по сравнению с наплавкой без модификатора и термической обработки.

Проведенное исследование является начальным этапом работ в этом направлении и позволяет надеяться, что при использовании других типов модификаторов, правильном выборе концентрации вводимой модифицирующей добавки и режима последующей термической обработки можно будет получить более существенное увеличение свойств — твердости и износостойкости.

#### Выводы

1. Методом электронно-лучевой наплавки в атмосферном воздухе на низкоуглеродистой стали получены покрытия, легированные вольфрамом и углеродом. Зависимость твердости покрытия от удельной поверхностной энергии излучения *E* носит вид S-образной кривой, что связано с формированием разнообразных структурно-фазовых состояний. Значения коэффициента износостойкости меняются по кривой с минимумом.

2. При малых значениях *E* структура слоя состоит из зерен аустенита и эвтектики. С ростом *E* и умень-

шением скорости охлаждения покрытия аустенитная фаза сменяется сначала мартенситной, затем мартенситно-бейнитной и ферритно-мартенситной, а объемная доля эвтектики уменьшается. При больших E на границах зерен образуется сетка карбидов. Основной упрочняющей фазой является карбид Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C.

3. Наиболее высокими значениями твердости и износостойкости обладают структуры, состоящие из высокотвердых включений карбидов вольфрама и вязкой аустенитной матрицы. Выделение хрупких мартенситной и бейнитной фаз в основе слоя способствует увеличению твердости, но снижению износостойкости. Выделение мягкой ферритной фазы приводит к снижению как твердости, так и износостойкости. Некоторое увеличение свойств происходит при образовании сетки карбидов.

4. Вне зависимости от режима облучения, после отпуска наплавленных покрытий при 650 °С формируется одна и та же структура, состоящая из зерен твердого раствора и эвтектики, объемная доля которой уменьшается с увеличением глубины переплавленного слоя. Значения твердости и износостойкости падают в связи с выделением мягкой ферритной составляющей в основе слоя. В процессе закалки покрытий от 850 °С протекает мартенситное превращение, твердость и износостойкость вновь повышаются.

5. При введении в наплавочные смеси модификатора существенно снижается дендритная неоднородность покрытий, измельчается их структура, за счет чего твердость и износостойкость повышаются. Наблюдаемое явление связано с появлением в расплаве множества новых центров кристаллизации в виде тугоплавких соединений титана, одновременно тормозящих рост зерна. Эффект усиливается после термической обработки материала с модифицированной наплавкой за счет образования в измельченном зерне более дисперсной мартенситной структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 08-03-00320-а).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скринский А.Н., Мизин В.Г., Фоминский Л.П. и др. Высокопроизводительная наплавка и оплавление порошковых покрытий пучком релятивистских электронов // ДАН СССР. 1985. Т. 283. № 4. С. 865–869.

2. Vies M.E., Kuksanov N.K., Korabelnikov B.M., Nemytov P.I., Salimov R.A. High voltage electron accelerators at a power of up to 90 kW // Radiation Physics and Chemistry. 1990. V. 35. № 4–6. P. 658–661.

3. Лейначук Е.И. Электродуговая наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе. Киев: Наук. думка, 1985. 158 с.

4. Справочник по наплавке / И.А. Толстов, В.А. Коротков. Челябинск: Металлургия, 1990. 382 с.

5. Многоэлектродная наплавка / В.В. Меликов. М.: Машиностроение, 1988. 143 с.

6. Фролов В.В. Теория сварочных процессов. М.: Высшая школа, 1988. 559 с.

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

8. **Новиков И.И.** Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.

9. Лахтин Ю.М., Леонтьев В.П. Материаловедение. М.: Машиностроение, 1990. 528 с.

УДК 621.01

A.M. Токарев (Иркутский государственный технический университет) E-mail: acst53@himmash.irk.ru

# Влияние способов обработки скользящих электрических контактов на стабильность переходного сопротивления

Рассмотрено влияние способов обработки операций резания и поверхностного пластического деформирования на стабильность переходного сопротивления. Представлены диаграммы зависимости переходного сопротивления от шероховатости поверхности.

Ключевые слова: переходное сопротивление, способы обработки поверхности, шероховатость.

There have been the impacts of the cutting machine processing methods and surface creeping on the transitional resistance stability under consideration. The transitional resistance diagrams depending on the surface roughness have been introduced.

Keywords: transitional resistance, surface processing methods, roughness.

Проблема создания электрического контакта твердых тел, обеспечивающего надежную коммутацию электрических цепей, появилась одновременно с возникновением электротехники. Развитие электротехники и радиотехники, появление электронных схем, устройств автоматики и телемеханики привели



#### Рис. 1. Схема контакта твердых тел [2]:

 $A_a$  — номинальная площадь контакта;  $A_c$  — контурная площадь контакта;  $A_r$  — фактическая площадь контакта;  $A'_r$  — доля фактической площади контакта, проводящая электрический ток

к необходимости широкого использования разъемных, разрывных и скользящих контактов: контактов реле, низковольтных и высоковольтных электрических аппаратов, реостатов, потенциометров, разъемов электронных схем и т.д. [1].

Основным электрическим параметром, влияющим на качество работы скользящих электрических контактов, является переходное сопротивление  $R_{\kappa}$ . Надежность контактов при длительной эксплуатации обеспечивается стабильным сопротивлением контакта электрическому току. Переходное сопротивление при сопряжении двух проводников возникает при переходе тока из одной детали в другую. Природой появления переходного сопротивления является загрязнение, окисление и несовершенная геометрия контактируемых поверхностей, поэтому фактическая площадь контактирования в сотни раз меньше номинальной. Фактическая площадь контакта двух проводников (рис. 1) в местах  $A_r$  и  $A'_r$  состоит: из контактных участков (пятен) с металлическим контактом, электросопротивление которых определяется удельным сопротивлением металлов пары, и через которые протекает электрический ток без заметного переходного сопротивления; из контактных пятен с квазиметаллическим контактом, покрытым тонкими адгезионными и хемосорбированными пленками, легко пропускающими электрический ток благодаря туннельному эффекту. Электрическое сопротивление этих пятен значительно. Таким образом, контактирующие поверхности металлов состоят из участков с различной электропроводностью. Вследствие шероховатости контактирующих поверхностей их загрязнения, окисления при скольжении одного контакта по другому, фактическая площадь контакта постоянно меняются, вследствие чего величина переходного сопротивления становится нестабильной [1, 2].



**Рис. 2. Форма микронеровностей поверхности:** *а* – после обработки резанием; *б* – после алмазного выглаживания

Шероховатость контактной поверхности можно рассматривать как конусы со сферическими вершинами. В зависимости от метода обработки и режимов эти микронеровности имеют разную форму и размеры (рис. 2). Форма и размеры неровностей контактной поверхности значительно влияют на следующие эксплуатационные свойства электрических контактов: износоустойчивость трущихся поверхностей, усталостную прочность, сопротивляемость эрозии, коррозионную устойчивость. От размеров и формы микронеровностей также зависит и стабильность величины переходного сопротивления  $\Delta R_{k}$ .

Для изготовления скользящих электрических контактов используют различные способы, зависящие от типа и назначения контактов. Контактные провода, изготавливаемые прокаткой и волочением, применяют в контактных сетях железных дорог, трамваев и троллейбусов. Шлифованием и поверхностным пластическим деформированием изготавливают коллектора электродвигателей и контактные кольца генераторов электрического тока. Множество контактдеталей изготавливают штамповкой, холодной высадкой, вырубкой.

Представленная работа посвящена определению влияния обработки операций резания и *поверхностного пластического деформирования* (ППД) на работу скользящих электрических контактов [3, 4].

Стабильность величины переходного сопротивления была изучена на цилиндрических образцах диаметром 34 мм, и длиной 25 мм, изготовленных из стали 45. Микропрофиль контактирующей (цилиндрической) поверхности получен следующими видами обработки: резанием (токарная обработка), обкатыванием роликом, алмазным выглаживанием и шлифованием. При обработке контактной поверхности резанием использовали проходной резец с режущей частью из сплава T15K6. При обкатывании использовали ролик со сферическим пояском и профильным радиусом 20 мм. В качестве выглаживающего инструмента использовали алмаз с радиусом рабочего участка 2 мм. Шлифование выполняли шлифовальной шкуркой на токарном станке. Применяли водостойкую шкурку на тканевой основе, шлифовальный материал – электрокорунд нормальный. Режимы обработки контактной поверхности образцов приведены в табл. 1. Контактную поверхность образцов перед обкаткой роликом и алмазным выглаживанием обрабатывали на режимах, указанных для третьего образца (см. таблицу).

Контроль параметров шероховатости образцов проводили на профилографе-профилометре модели 170311 ("Калибр"). Измерения производили в трех сечениях, равномерно расположенных по наружной поверхности цилиндра. По результатам трех измерений определили средний результат параметров шероховатости образца. Измеренные параметры шероховатости образцов также приведены в таблице.

На рис. 3 показана принципиальная схема установки для оценки качества контактирования скользящих электрических контактов. Работа установки основана на измерении падения напряжения на сопротивлении перехода через контакты при протекании через них заданного (нормированного) тока. Величи-

№ образца	Кол-во проходов	Скорость обработки v, м/мин	Подача <i>s</i> , мм/об	Глубина резания <i>t</i> , мм	<i>Ra</i> , мкм	<i>Sm</i> , мкм	$\Delta R_{\rm k}$ , мОм		
Обработка резанием (токарная)									
1	_	160	0,45	3	7,73	443,7	66,4		
2	_	160	0,3	1,5	3,54	204,8	27,3		
3	_	160	0,12	0,5	0,90	97,4	13,8		
4	_	160	0,05	0,25	0,37	50,7	8,1		
Обкатка роликом									
5	1	12,5	0,12	_	0,32	98,7	6		
6	3			_	0,30	54,6	4		
7	5			_	0,33	102,8	16		
8	7			_	0,34	135,9	19		
Выглаживание алмазом									
9	1		0,078	_	0,31	69,6	2,1		
10	3	80		_	0,29	45,1	1,6		
11	5			_	0,32	76,6	10		
12	7			_	0,34	94,2	15		
Шлифование									
Зернистости				ть шкурки					
13	_	160	40		3,722	161	31		
14	_	160	25		1,628	88,5	19		
15	_	160	10		0,560	68,7	12		
16	_	160	8		0,820	59,4	10		

#### Режимы обработки образцов

Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 10



Рис. 3. Принципиальная схема измерения изменений контактного сопротивления в скользящем электрическом контакте: 1 – образец; 2 – электрические контакты; 3 – источник стабилизированного тока; 4 – осциллограф

на фиксированного тока на выходе источника тока при измерении переходного сопротивления электрических контактов составляет 100 мА. В этом случае при известных силе тока I и напряжении U величину переходного сопротивления R вычисляют по закону Ома. По осциллограммам определена величина изменения переходного сопротивления  $\Delta R_{\kappa}$  контактов

$$\Delta R_{\kappa} = \frac{R_1 + R_2 + \ldots + R_n}{n}$$

где  $R_1$ ,  $R_2$ ,  $R_n$  – величина скачков сопротивления на контакте;

n — количество скачков сопротивления за интервал времени. Результаты подсчетов  $\Delta R_{\kappa}$  для каждого образца приведены в таблице.

Диаграммы (рис. 4, 5) показывают зависимость величины изменения переходного сопротивления контактов  $\Delta R_{\rm k}$  от среднего арифметического отклонения профиля *Ra* в пределах базовой длины. Величина изменения переходного сопротивления снижается при



Рис. 4. Зависимость величины изменения переходного сопротивления от шероховатости *Ra* поверхности образцов, обработанных способами на основе резания:

1 – обработка резанием; 2 – шлифование



Рис. 5. Зависимость величины изменения переходного сопротивления от шероховатости *Ra* поверхности образцов, обработанных способами на основе ППД:

1 – обкатывание роликом; 2 – алмазное выглаживание

уменьшении среднеарифметического отклонения профиля как при обработке резанием, так и при обработке ППД. Диаграмма (рис. 6) показывает зависимость величины изменения переходного сопротивления контактов  $\Delta R_{\kappa}$  от среднего шага микронеровностей Sm образцов, обработанных резанием. Уменьшение среднего шага микронеровностей профиля приводит к снижению величины изменения переходного сопротивления. Диаграмма (рис. 7) показывает зависимость величины изменения переходного сопротивления контактов  $\Delta R_{\kappa}$  от количества проходов *n* деформирующего инструмента образцов, обкатанных роликом и выглаженных алмазом. При обработке ППД количество проходов не должно превышать 3 на режимах, указанных в таблице. При увеличении количества проходов свыше 3 величина изменения переходного сопротивления начинает возрастать.

В результате выполненных исследований установлено, что для уменьшения величины изменения переходного сопротивления  $\Delta R_{\rm k}$  необходимо стремиться к снижению параметров микронеровностей *Ra* и *Sm*. Форма микропрофиля, полученного ППД, обеспечи-



Рис. 6. Зависимость величины изменения переходного сопротивления от среднего шага *Sm* неровностей образцов, обработанных способами на основе резания: *1*, *2* – см. обозначения на рис. 4



Рис. 7. Зависимость величины изменения переходного сопротивления  $\Delta R_{\rm k}$  от количества проходов деформирующего инструмента:

1, 2 - см. обозначения на рис. 5

вает наименьшую величину изменения переходного сопротивления в сравнении с остальными рассмотренными видами обработки. Режимы обработки, давшие лучший результат: обкатывание роликом — скорость обработки v = 12,5 м/мин, подача

s = 0,12 мм/об, количество проходов 1 – 3; алмазное выглаживание – скорость обработки v = 80 м/мин, подача s = 0,078 мм/об, количество проходов 1–3. Данные режимы обеспечивают наименьшую величину изменения переходного сопротивления в сравнении с остальными рассмотренными режимами и видами обработки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кончиц В.В., Мешков В.В., Мышкин Н.К. Триботехника электрических контактов. Минск: Наука и техника, 1986. 256 с.

2. **Куранов В.Г.** Фрикционная непроводимость слаботочных контактов. Саратов: Саратовский государственный технический университет, 1996. 60 с.

3. Пятин Ю.М., Чернявская А.М., Владимирский Р.А., Губеев Ф.Я., Заказнов Н.П., Сакатунов Ю.С., Сухоруков Р.Ю. Материалы в приборостроении и автоматике. Справочник. М.: Машиностроение, 1982. 528 с.

4. Кацман М.М. Справочник по электрическим машинам. М.: Академия, 2005. 480 с.

### Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Упрочняющие технологии и покрытия" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

#### Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- ◆ найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- ♦ установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;
- наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы ООО "Издательство Машиностроение": 107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4 Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 Факс (499) 269-48-97 E-mail: <u>marketing@mashin.ru</u> www.mashin.ru



# ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

УДК 543.42

Ю.П. Шкретов, Л.М. Викулина, А.М. Терехин (ФГУП "ММПП "САЛЮТ", г. Москва) Тел.: (499) 785-86-86 E-mail: ogmet@salut.ru

### Установки для получения жаростойких диффузионных покрытий газовым циркуляционным способом на наружных и внутренних поверхностях рабочих лопаток ГТД и ГТУ

Созданы установки для получения диффузионных покрытий. Приведены технические характеристики установок.

**Ключевые слова:** алитирование, вентилятор, давление, диффузия, испаритель, крышка, хромоалитирование, муфель, покрытия, реактор, газоциркуляционный способ, газоциркуляционные установки, хромоалитирование, электропечь.

The diffusion coating equipment is designed and produced. The paper gives the equipment performance data. **Keywords:** aluminizing, fan, pressure, diffusion, evaporator, coverc, cobalt-chrome aluminizing, muffle, coatings, reactor, gas circulation method, gas circulation units, chrome aluminizing, electric furnase.

При создании, производстве и эксплуатации современных авиационных *газотурбинных двигателей* (ГТД) и стационарных *газотурбинных установок* (ГТУ) наиболее сложными являются проблемы обеспечения надежности, повышения ресурса и долговечности газовых турбин.

Важным элементом газовых турбин являются лопатки ротора, конструкция и материал которых определяют допустимую температуру рабочего газа перед турбиной, непосредственно влияющую на удельную тягу, экономичность, ресурс, надежность и другие характеристики двигателя.

Для решения этих проблем применяют новые жаропрочные никелевые сплавы с монокристаллической и направленной столбчатой структурой, а также используют возможности модернизации сплавов с равноосной структурой. Применение новых жаропрочных сплавов позволяет увеличить сопротивляемость деформациям и разрушению лопаток при воздействии высоких напряжений и температур. Однако эти сплавы не обеспечивают достаточной стойкости к воздействию агрессивной среды газового потока турбины.

Высокотемпературное окисление жаропрочных никелевых сплавов в сочетании с солевой и ванадиевой коррозией, а также эрозией значительно ограничивают ресурс лопаток.

Эффективным способом защиты поверхности лопаток от высокотемпературного окисления и коррозионного повреждения является нанесение защитных жаростойких покрытий, в частности, диффузионных. Покрытия формируются путем алитирования, хромоалитирования, кобальтхромоалитирования и диффузионным насыщением поверхности другими элементами.

Необходимо отметить, что создание новых двигателей вызвало необходимость использования полых охлаждаемых лопаток, отличающихся конструктивно сложной конфигурацией внутренней полости, наличием мелких перфорационных отверстий и узких выходных щелей, поверхность которых, как и наружная поверхность, должна иметь защитное жаростойкое покрытие.

В авиационной промышленности и, в частности в ФГУП "ММПП "Салют", при изготовлении полых охлаждаемых лопаток проводят алитирование и хромоалитирование в порошковых смесях [1]. Как показал опыт, порошковый способ получения покрытий имеет существенные недостатки:

- высокие трудоемкость и энергоемкость;

- большой расход порошковых смесей;

 – сложность удаления порошковой смеси из внутренних полостей лопаток;  нестабильность качества диффузионных покрытий, вплоть до отсутствия покрытия на поверхности мелких перфорационных отверстий.

В связи с этим внимание ФГУП "ММПП "Салют" было обращено на перспективный газоциркуляционный способ диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов, основанный на новых физико-химических явлениях, реализующихся в специальных электротермических установках [2]. Этот способ основывается на переносе диффундирующего элемента в газовом потоке галогенидов в замкнутом рабочем объеме установки в результате протекания обратимых химических реакций. Движущей силой является перепад парциальных давлений газа-переносчика над источником насыщающего элемента и обрабатываемой деталью. Процесс диффузионного насыщения в газовой среде позволяет одновременно формировать покрытия на наружной и внутренней поверхности, в том числе и на поверхности перфорационных отверстий охлаждаемых лопаток.

В настоящее время на ФГУП "ММПП "Салют" используют в производстве циркуляционные технологии алитирования, хромоалитирования, кобальталитирования, осваивают технологию кобальтхромоалитирования, создан участок диффузионного нанесения покрытий с использованием установок УЦЛ-1, НТ-919, ДА-2М, УМДП. Широкое использование этих технологий потребовало создания в дополнение к существующим новых циркуляционных установок УЦХА-4 и УМДП-И2<sup>1</sup> [3–5].

В состав газоциркуляционных установок входят: электропечь, герметичный муфель, вакуумная система, вентилятор, устройство для направления потока газовой среды, испаритель, механизмы и система электропитания и управления.

Установка УЦЛ-1 (рис. 1 и 2) шахтного типа включает электропечь *1*, крышку *2* с вентилятором *3*, систему откачки *4*, испаритель *5* и сменные муфели *6*, позволяющие осваивать и проводить в них процессы получения различных покрытий.

Установки элеваторного типа НТ-919, ДА-2М (рис. 3) и УЦХА-4 (рис. 4), различающиеся размерами рабочего пространства, устанавливаются на раму 11. Они имеют механизм подъема 5, на консоль которого устанавливается крышка 9 с подставкой 7 и оснасткой с насыщаемыми деталями и химическими реактивами для создания требуемого давления газовой среды. Эти механизмы имеют устройства поворота консоли из положения под муфелем в зону загрузки и выгрузки садки. Электропечи 1 и муфели 2 этих установок тоже размещены на ра-

<sup>1</sup> При участии С.В. Барсова, Г.С. Гришина, Л.М. Захаровой



Рис. 1. Схема установки циркуляционной УЦЛ-1



Рис. 2. Установка циркуляционная лабораторная УЦЛ-1 для получения диффузионных покрытий



Рис. 3. Установка для алитирования ДА-2М



Рис. 4. Схема установки для хромоалитирования УЦХА-4

мах. Реактор, в котором осуществляется формирование покрытия, образуется двумя крышками и муфелем. В верхней крышке 3 муфеля установлен вентилятор 4 и направляющий аппарат для создания циркуляции газового потока. Химические реактивы загружаются в испаритель 8, расположенный в нижней крышке. Откачка реактора производится системой откачки 10, в состав которой входят механический вакуумный насос, клапаны и фильтр-конденсатор. Нагрев производится по программе микропроцессорным регулятором температуры. Осуществляется регистрация температуры в тепловых зонах электропечи.

Установка УЦХА-4 отличается от установок НТ-919 и ДА-2М наличием в механизме подъема прижимного устройства. В верхнем положении крышка прижимается к фланцу муфеля пневмоцилиндром, обеспечивая плавное и плотное присоединение крышки к муфелю. В этой установке в процессе диффузионного насыщения деталей возможно плавное изменение скорости газового потока. Для ускорения охлаждения электропечи *1* и реактора с садкой в крышке печи имеются раздвижные секции *6*. Регистрация параметров технологического процесса осуществляется компьютером.

В установках типа УМДП (рис. 5) на двух рамах 6 установлены футерованные подставки 3 с вентиляторами 5, испарителями 7 и патрубками для присоединения вакуумной системы. На эти подставки устанавливаются устройства для обеспечения заданного направления газового потока 4 и муфель 2. Муфель и футерованная подставка образуют реактор, в котором при нагреве за счет испарения химических реактивов создается заданное давление рабочей газовой среды. Это давление контролируется датчиком. Циркуляция газового потока осуществляется путем движения газа от вентилятора, через устройство направления газового потока, канал между муфелем и оснасткой 9, через отверстия в оснастке к насыщающим элементам 8 и насыщаемым деталям 10. Регулирование газового потока в зависимости от требований к насыщаемым деталям осуществляется заглушками 11 оснастки. На муфель устанавливается электропечь 1, обеспечивающая равномерный нагрев оснастки с насыщаемыми деталями. Нагрев осуществляется по установленной программе микро-



Рис. 5. Схема установки для получения многокомпонентных диффузионных покрытий УМДП



Рис. 6. Установка для получения многокомпонентных диффузионных покрытий УМДП

процессорным регулятором температуры. В процессе нагрева производится регистрация температуры в зонах электропечи и испарителя, а также давления в реакторе. Перед нагревом в реакторе создается разрежение с помощью системы откачки, имеющей в своем составе механический насос 12, фильтр 13, электромагнитные и ручные клапаны и датчики давления. Предусмотрено резервирование вакуумных насосов. Электрооборудование размещено в шкафу управления. Для ускорения процесса охлаждения и сокращения времени цикла в установках типа УМДП предусмотрен съем электропечи с муфеля и перенос ее на раму 14 с теплоизоляционной подставкой 15. Для защиты оборудования и обслуживающего персонала от излучения на муфель устанавливается экранирующий кожух 16.

Перенос электропечи, муфеля и экранирующего кожуха с одного поста на другой и раму с теплоизоляционной подставкой осуществляется поворотным консольным краном 17. В состав установки входит еще одна рама 18, на которую устанавливается муфель на время загрузки садки. Эта рама имеет раструб 19, присоединенный к вентиляционной системе.

В установке УМДП-И2 возможно изменение скорости газового потока в процессе технологического цикла. Регистрация температуры и давления ведется компьютером.

На рис. 6 представлена фотография установки УМДП.

Технические характеристики газоциркуляционных установок приведены в таблице.

	Тип установки							
Наименование параметра	УЦЛ-1	HT-919	ДА-2М	УЦХА-4	УМДП	УМДП-И2		
	шахтная элеваторна		колпаковая					
Назначение	Алитирование, хромоалитирование, кобальтхромоалитирование	Алитирование		Алитирование, хромоалитирование кобальтхромоалитирование				
Установленная мощность, кВт	10	90	120	120	50	50		
Масса садки, кг	10	100	135	135	200	200		
Вакуум, Па	6,65	6,65	6,65	6,65	6,65	6,65		
Номинальная температура, °С	1000	1050	1050	1050	1050	1050		
Размеры рабочего пространства:								
диаметр, мм	150	450	550	550	400	400		
высота, мм	200	350	450	500	700	700		
Давление рабочих газов, кПа	73100	553	553	553	73100	73100		

#### Технические характеристики газоциркуляционных установок



Рис. 7. Внешний вид рабочих лопаток с покрытием

На рис. 7 представлена фотография различных рабочих лопаток ГТД и ГТУ после покрытия, а на рис. 8 – типичная микроструктура диффузионного покрытия на внутренней поверхности лопатки ГТД после диффузионного насыщения на циркуляционной установке.

Сравнительный анализ стоимости получения хромоалитированных покрытий показал, что хромоалитирование газовым циркуляционным способом дешевле, чем в порошковых смесях, примерно в 2,5 раза.



Рис. 8. Микроструктура диффузионного покрытия на внутренней поверхности рабочей лопатки ТВД

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 662 с.

2. Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов в активизированных газовых средах. М.: Машиностроение, 1979. 224 с.

- 3. Патент на полезную модель РФ № 54374, 30.02.2006.
- 4. Патент на полезную модель РФ № 54592, 17.02.2005.
- 5. Патент РФ RU 2 305 141 C1, 27.08.2007, Бюл. 24.



### ГИБКИЕ ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ СИСТЕМЫ:

учебное пособие

#### А.Ю. Выжигин

М.: Машиностроение, 2009 – 288 с.

#### Цена 462 р. с НДС

В учебном пособии дано общее представление об организации и элементах ГПС, рассмотрена производственно-техническая структура и основные элементы гибких автоматизированных производств, критерии гибкости ГПС, приведена классификация промышленных роботов и их приводов. Рассмотрены типы и технические средства

транспортно-накопительных систем, технические средства и системы управления автоматическими транспортно-накопительными системами. Рассмотрены различные типы складов, методика расчета функционирования складской системы. Описаны системы управления ГАП и системы автоматического контроля, приведены примеры реализации ГПС. Также показаны основные средства автоматизации и пути повышения производительности оборудования в условиях автоматизированного производства. Дополнительно рассмотрены методики расчета динамики некоторых типов пневматических приводов промышленных роботов и их применение в автоматизированном комплексе для многопереходной штамповки.

Предназначено для студентов вузов, обучающихся по специальности "Технология приборостроения". Представляет интерес для широкого круга специалистов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в ООО "Издательство Машиностроение" в отдел продаж, маркетинга и рекламы: по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

### Отчет о XV Международной научно-технической конференции "Высокие технологии в промышленности России"

9–11 сентября 2009 г. в МГТУ им. Н.Э. Баумана прошла XV Международная научно-техниче - ская конференция "Высокие технологии в промышленности России", посвященная 70-летию специальности "Электронное машиностроение" в России. Были представлены 53 доклада, некоторые из которых посвящены вопросам упрочнения материалов и конструкций.

Сотрудники институтов тепло- и массообмена и технологии металлов НАН Беларуси исследовали влияние фуллеренов и углеродных нанотрубок на процесс кристаллизации металлов. Эти добавки приводят к значительным переохлаждениям, возникновению сети внутренних поверхностей и в итоге – к созданию композитных материалов с улучшенными характеристиками по сравнению с исходными компонентами.

В Рязанском и Московском государственных университетах проведены исследования влияния лазерного излучения (поток мощности 10<sup>6</sup> Вт/см<sup>2</sup>, время импульса 1,5 мс) на структуру и механические свойства алюмооксидной керамики ВК-100. Наблюдалась аморфизация структуры в зоне действия луча лазера, что приводило к снижению микротвердости материала, изменение фазово-го состава сопровождалось изменением химической устойчивости керамики.

Аспиранты МГТУ им. Н.Э. Баумана исследовали антифрикционные свойства многослойных тонкопленочных композиций на основе твердых (MoN и TiCN) и твердосмазочных (MoS<sub>2</sub>) материалов, а также износостойкость комбинированных упрочняющих покрытий на основе регулярного микрорельефа.

Технологию газопламенного нанесения упрочняющих покрытий из композиции ZrO<sub>2</sub> + 7 %Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на детали ГДТ исследовали сотрудники Рыбинской государственной авиационной технологиче ской академии путем измерения толщины покрытий с помощью разработанного датчика камертонного типа. После прекращения вооздействия струи плазмы выполнялись определение интенсив ности струи распыляемого материала и расчет требуемого числа проходов. Относительная по грешность определения толщины наносимого слоя не превышает 10 %.

Там же была разработана система контроля скорости осаждения сплавов при электронно-лучевом нанесении тонкопленочных упрочняющих покрытий. Система основана на методе эмиссионной спектроскопии при возбуждении электронным ударом. Это позволяет автоматически регули ровать мощность электронного луча испарителя и управлять модуляцией парового потока.

В научном центре порошкового материаловедения Пермского государственного технического университета изучаются условия формирования пленок ZrN методом магнетронного распыления. Установлены закономерности влияния давления газовой смеси, мощности магнетронного разря - да, способа охлаждения поверхности мишени и температуры поверхности осажденного слоя на процессы структурообразования и дефектообразования пленок, а также на механические свойст-ва, фазовый состав, морфологические особенности и структурные характеристики пленок.

Для получения пленок с максимальной микротвердостью необходима стабилизация мощности магнетронного разряда и соответствие его значения условию 2,0 кВт < P < 2,1 кВт и давления га - зовой смеси Ar + N<sub>2</sub> 1,0 Па. Улучшение показателя твердости до 18 ГПа объясняется специфиче - ским строением композитной пленки: сверхрешетки нестехиометрической гексагональной фазы не могут стабилизироваться из-за большого несоответствия кристаллических решеток у кубиче - ской и гексагональной фазы ZrN.

С целью дальнейшего обмена опытом в области высоких технологий было принято решение о проведении XVI Международной научно-технической конференции "Высокие технологии в промышленности России" в 2010 году.

### Внимание!

В последнее время участились случаи контрафактно изданных журналов нашего издательства с нарушением технических стандартов полиграфии.

Нередко покупателями некачественных изданий становятся бюджетные организации, за - ключившие договор с недобросовестными поставщиками в результате тендера.

ООО "Издательство Машиностроение" обладает исключительными правами на выпуск и реализацию своих периодических изданий, поэтому для оформления подписки у нас не требуется участие в тендерах. Издательство предоставляет все документы, которые необхо димы государственным учреждениям.

# Издательство "Машиностроение" предоставляет журналы

по минимальной отпускной цене.

Постоянным подписчикам предоставляет скидку – 3 %.

### Ежемесячная отправка заказной бандеролью осуществляется за счет издательства.

Приглашаем Вас оформить подписку на журналы издательства "Машиностроение"

в отделе продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4 Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98. Факс (499) 269-48-97.

e-mail: realiz@mashin.ru

www.mashin.ru

Обращайте внимание на качество журналов, получаемых по подписке! Издательство не несет ответственности за низкое качество журналов, приобретенных у недобросовестных поставщиков, и не принимает их к обмену.



ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Tелефоны 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 28.07.09 г. Подписано в печать 28.09.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,09. Заказ 818. Свободная цена. Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".