

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 Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО Ю.В. ПАНФИЛОВ Х.М. РАХИМЯНОВ Б.П. САУШКИН В.П. СМОЛЕНЦЕВ А.М. СМЫСЛОВ В.А. ШУЛОВ М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:

И.В. СИНЦОВА Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве. Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Факс: (495) 269-48-97. E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

содержание

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Анкудимов П.Ю., Бабичев А.П., Люлько В.Г. Уплотнение поверхностного слоя деталей порошковой металлургии методом виброударной отделочно-упрочняющей обработки

3

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

	Федосов В.В., Федосова А.В. Влияние интегральной дисперсности частиц на отбор тепла порошком при газопламенном напылении-наплавке	9
	Копылов Ю.Р., Толчеев А.В. Технология толстослойного восстановления изношенных деталей гальваномеханическим железнением	7
	Николенко С.В., Верхотуров А.Д., Комарова Г.П. Закономерности образования измененного поверхностного слоя при электроискровом легировании	0
	Архипов В.Е., Куксенова Л.И., Москвитин Г.В., Поляков А.Н. Покрытия на основе хрома и бора, полученные методом CBC	8
2	МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ	8
	Гадалов В.Н., Романенко Д.Н., Горякин И.М., Камышников Ю.П., Шкодкин В.И. Локальное избирательное нанесение электрофизических покрытий на металлообрабатывающий инструмент	3
	Ли Р.И., Щетинин М.В. Исследование долговечности и технология восстановления неподвижных соединений подшипников акриловым адгезивом АН-105	7
2	КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ	
	Курандо Е.А. Рентгенофлуоресцентный метод определения толщины покрытий	2
D	обработка комбинированными методами	
	Полетика И.М., Крылова Т.А., Перовская М.В., Иванов Ю.Ф., Гнюсов С.Ф., Голковский М.Г. Структура и механические свойства металла вневакуумной электронно-лучевой наплавки до и после термической обработки	.4
	НОРМАТИВНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ДОКУМЕНТЫ	
	Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии (по ГОСТ 6032–2003)	4

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

4



Editor-in-Chief Dr of Phys. Math. Sci., The honoured worker

CONTENTS

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Ankudimov P.Yu., Babichev A.P., Lylko V.G. Surface density of powder metallurgy components improving by shock-vibrating finishing

3

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

	Fedosov V.V., Fedosova A.V. Influence of integral particle dispersion to the selection of heat powder in gas-jet spraying-surfacing	9
	Kopylov Yu.R., Tolcheev A.V. Technology of heavy coating restoration of the worn out details by galvanomechanical ferrous saturation	7
	Nikolenko S.V., Verhoturov A.D., Komarova G.P. Laws of formation of the changed superficial layer at electrospark alloying	0
	Arkhipov V.Ye., Kuksenova L.I., Moskvitin G.V., Poljakov A.N. Based on chromium and boron coatings obtained by SHF method	8
0	METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS	
	Gadalov V.N., Romanenko D.N., Goryakin I.M., Kamyshnikov Yu.P., Shkodkin V.I. Local selective drawing of electrophysical coatings on the metal-working tools	3
	Lee R.I., Schetinin M.V. Researches of longevity and restoration technology of unmovable bearings joints by acril adhesive AN-105	7
0	QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING	
	Kurando E.A. The roentgen fluorescent method of measurement the coating thickness	2
0	PROCESSING BY COMBINED METHODS	Ē
	Poletika I.M., Krylova T.A., Perovskaya M.V., Ivanov Yu.F., Gnyusov S.F., Golkovskiy M.G. The structure and the properties of coatings obtained by the electron-beam surfacing out of vacuum before and after thermal treatment	4
	NORMATIVE-TECHNICAL DOCUMENTS	
	Corrosion-resistant steels and alloys. Test methods of intercrystalline corrosion resistance (after GOST 6032–2003) 5	4

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

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. PANFILOV H.M. RAHIMYANOV **B.P. SAUSHKIN** V.P. SMOLENTSEV A.M. SMYSLOV V.A. SHULOV M.L. KHEIFETS

Edition: I.V. SINTSOVA 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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (495) 269-48-97 E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru Journal is registered by RF Ministry

Journal is registered by RF Ministry Tele- and Broadcasting of Mass Communications Media. The certificate of registration ПИ N^e 77-17733, March 9, 2004



<u>МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ</u> ОБРАБОТКА

П.Ю. Анкудимов, А.П. Бабичев, В.Г. Люлько (Донской ГТУ)

Уплотнение поверхностного слоя деталей порошковой металлургии методом виброударной отделочно-упрочняющей обработки

Приведен анализ влияния метода виброударной обработки на изменение плотности поверхностного слоя деталей, полученных из порошковых материалов. Предложен теоретико-вероятностный подход к выбору режимов обработки для управления пористостью поверхностного слоя.

The analysis of influence of a method shock-vibrating machining on change of density of a superficial layer of the details received from powder materials is resulted. The probability-theoretic approach to a choice of modes of processing for management of porosity of a superficial layer is offered.

Конструкционные и антифрикционные спеченные детали общего назначения из порошков на основе железа составляют основную часть продукции порошковой металлургии. Более половины таких деталей приходится на долю автомобилестроения, приборостроения, транспортного и сельскохозяйственного машиностроения. Учитывая важную роль поверхностного слоя при работе деталей в узлах машин и механизмов, дальнейшее развитие технологии получения порошковых деталей возможно как на основе изменения композиционного состава, так и за счет формирования благоприятной пористой структуры материала, например бипористости рабочего и предрабочего слоя [1, 2].

Одной из эффективных возможностей модифицирования рабочих поверхностей таких порошковых спеченных деталей, как вкладыши рулевых тяг автомобиля, направляющие втулки клапана двигателя внутреннего сгорания, поршень и крышка амортизатора с созданием функционально-градиентного слоя из одно- или разнородных материалов, является дозированное поверхностно-пластическое деформирование [3]. При этом необходимо учесть, что фактором, ограничивающим применение конструкционных порошковых деталей, является их пористость, достигающая 18...20 %.

На рис. 1 приведено сравнение прочности при растяжении $\sigma_{\rm B}$ порошковых материалов разной пористости θ , показывающее, что по механическим свойствам спеченные материалы из порошков на основе железа пористостью до 20 % близки к серым чугунам и чугунам со сфероидальным графитом. Исключение составляют материалы, имеющие максимальную плотность, приближающуюся к плотности

компактных материалов. Однако получение таких материалов, в частности, методами горячей ковки, прокатки порошков, эктрузией и другими методами значительно усложняет и удорожает технологию. Кроме того, минимальная внутренняя пористость исключает возможность использования тела детали как резервуара для смазки.

Ниже приведены результаты исследований по технологическому обеспечению упрочнения, модифицирования (залечиванию пор и поверхностных дефектов) и уплотнения поверхности деталей порошковой металлургии методом *виброударной отделочно*упрочняющей обработки (ВиОУО).

Процесс виброударной отделочно-упрочняющей обработки состоит в последовательном нанесении по поверхности обрабатываемых деталей большого числа микроударов частицами вибрирующей рабочей среды (рис. 2). Основой процесса в зависимости от свойств рабочей среды является механический или механохимический съем мельчайших частиц металла и его оксидов с обрабатываемой поверхности, сглаживание ее микронеровностей, пластическое дефор-



Рис. 1. Сравнение прочности при растяжении образцов из порошковых материалов различной пористости [2]:

1 – состояние после спекания; 2 – дисперсионное твердение; 3 – цементация и закалка; 4 – улучшение



Рис. 2. Схема процесса ВиОУО:

1 – рабочая камера с обрабатывающей средой; 2 – система подачи технологической среды; 3 – упругие элементы; 4 – вибратор; 5 – основание; 6 – детали

мирование поверхностного слоя обрабатываемых деталей. Приоритет в изучении основных закономерностей этого процесса принадлежит А.П. Бабичеву [4]. Детали загружают в рабочую камеру, заполненную обрабатывающей средой. Рабочая камера смонтирована на пружинах и имеет возможность колебаться в различных направлениях. Вибрация камеры обеспечивается инерционным вибратором или вибровозбудителем другого типа. Частота колебаний может быть до 60 Гц, а амплитуда - до 9 мм. В процессе колебаний детали и рабочая среда непрерывно движутся с переменным по знаку ускорением, что приводит к их интенсивному перемешиванию. При этом совершается движение двух видов - колебание частиц рабочей среды и вращение всей массы загрузки (циркуляционное движение). От стенок рабочей камеры вибрация передается прилегающим слоям рабочей среды, которые сообщают ее следующим слоям и т.д., поэтому более эффективна обработка у днища, где энергия удара частиц рабочей среды выше. По мере удаления от стенок рабочей камеры амплитуда колебаний частиц рабочей среды, а следовательно, и интенсивность обработки уменьшаются.

В зависимости от назначения технологической операции в качестве обрабатывающей среды могут применяться абразивные и другие неметаллические материалы различных характеристик, металлические рабочие тела требуемой формы и размеров. Обработка может проводиться в регулируемой по составу жидкой или газообразной среде. Интенсивность обработки зависит от режимов вибрации, характеристик обрабатывающей и технологической сред, механических свойств материала обрабатываемых деталей и др.

Модель процесса виброударной отделочно-упрочняющей обработки представлена на рис. 3. Модель представляет систему частиц рабочей среды сфериче-



Рис. 3. Модель процесса ВиОУО

ской формы диаметром D, центры масс которых упакованы по квадрату $D \times D$. В целях формализации процесса принято, что:

 система частиц движется вдоль вертикальной прямой в однородном гравитационном поле;

• в процессе движения слои взаимодействуют друг с другом посредством прямых центральных ударов;

• диссипативные свойства системы описываются коэффициентом восстановления при ударе *K*_y;

 внешнее воздействие передается нижнему слою от дна рабочей камеры, колеблющегося по гармоническому закону в вертикальном направлении;

• перемещение частиц внутри слоя отсутствует;

• дно рабочей камеры имеет радиус $R \to \infty$.

Используя основные положения работы [5] по динамике "столбиков", получим при соударении *i*-го и (*i*+1)-го слоя соотношения:

$$(U_{i,1} - V_{i+1,1})_i K_y = V_{1,2} - U_{i,2},$$

 $V_{i,1} = U_{i,2} + gt''_i;$
 $U_{i,1} = V_{i,2} - gt'_i,$

где t'_i — время безударного движения *i*-го слоя после соударения в *i*-й паре слоев;

 t''_{i} – время безударного движения *i*-го слоя после соударения в (*i*+1)-й паре слоев.

Поскольку скорости элементов слоев являются непостоянными на интервалах безударного движения, принято, что: $U_{i,1}$ и $U_{i,2}$ – скорости элементов *i*-го слоя непосредственно до и после соударения в (i+1)-й паре слоев; $V_{i,1}$ и $V_{i,2}$ – скорости элементов *i*-го слоя непосредственно до и после соударения в *i*-й паре слоев.

Как показано в работе [4], частота колебаний слоев частиц может быть принята равной частоте колебаний дна рабочей камеры ω и тогда период колебания слоев *T*, перемещение слоев *S_i* и амплитуда их колебаний *A_i* :

$$T = \frac{2\pi}{\omega};$$

$$t'_{i} = t''_{i} = T;$$

$$S'_{i} + S''_{i-1} = \text{const};$$

$$A_{i} = \frac{1}{2}S'_{i} = \frac{1}{2}S''_{i}.$$

Закон движения дна рабочей камеры:

$$X = A_0 \sin \omega t$$

Действительное движение слоев будет, как уже отмечалось, отличаться от смоделированного. Во-первых, в результате косых ударов будет иметь место смещение слоев, во-вторых, каждый элемент слоя испытывает действие сил сухого или вязкого трения, возникающих вследствие разных скоростей отдельных элементов, что может привести к нарушению симметрии кинематики движения. Например, время движения элементов слоев вверх t'_i становится меньше времени движения вниз t''_i , однако, как показано в работе [4], это не нарушает устойчивости периодически колебательных движений среды, которые являются основным источником энергетического воздействия на обрабатываемую поверхность.

Уравнение удара первого слоя с дном рабочей камеры выразится соотношением:

$$V_{1,2} - K_{y0}V_{1,1} = (1 + K_{y0}A_0)\omega\cos(\omega t),$$
(1)

где K_{y0} — коэффициент восстановления при ударе первого слоя с облицовкой дна рабочей камеры. Свойства материала облицовки целесообразно выбирать таким образом, чтобы K_{y0} приближался к единице.

Единичный ударный импульс, действующий на элемент *i*-го слоя,

$$I_i' = \frac{2mg\pi}{\omega(n-i)}$$

где т – масса частицы слоя;

g – ускорение свободного падения;

n — число слоев, испытывающих периодические колебания.

Потеря энергии в *i*-м слое выразится соотношением:

$$\Delta \mathcal{P}_{i} = \frac{m(U_{i,1}^{2} - U_{i,2}^{2})}{2} =$$

$$= \frac{m}{3} \frac{(1 - K_{y})}{(1 + K_{y})} (n - i) \left(n + \frac{1}{2} - i \right) (n + 1 - i).$$
(2)

Вследствие "динамической вялости", обусловленной большим числом элементов и их диссипативными свойствами, верхняя часть слоев включает элементы, движущиеся как один элемент с массой, равной массе всех элементов ее составляющих. От реальной картины поведения такую систему отличает пренебрежение диссипативными свойствами верхней части и стохастическими флуктуациями скоростей, которые возникают в ней и распространяются по ее элементам сверху вниз, постепенно затухая [5].

Вследствие того, что модель на рис. 3 содержит элементы, одинаковые по массе и форме и имеющие одинаковые коэффициенты восстановления и условия существования периодических режимов, колебания можно записать следующим образом:

$$n_{\text{kp1}} < \frac{2 + K_{\text{y}}}{1 - K_{\text{y}}};$$

$$\frac{_{0}\omega^{2}}{g} \ge \pi \frac{1 - K_{\text{y}}}{1 + K_{\text{y}}} \left[l + 2l \sum_{i=1}^{n_{\text{kp2}} - 1} \left(1 - \frac{i}{l} \right)^{2} \right]$$

где *l* – число слоев в массе загрузки;

A

A₀ – амплитуда колебаний дна рабочей камеры;

 $n_{\rm kpl}$ — число слоев, способных воспринимать периодические колебания исходя из диссипативных свойств их элементов;

*n*_{кр2} — число слоев, движущихся периодически при заданных виброускорениях.

Учет "вялой" части загрузки (отсутствует колебательное движение частиц по слоям) массой M при условии M > mn, используя основные положения работы [5], приводят к значениям коэффициента потери скорости:

$$K_{Vi} = \frac{V_i + 1}{V_i} =$$

$$= \frac{(l-i)^2 + 2(l-n)^2(n-i-1)\frac{1-K_y}{1+K_y}}{(l-i+1)^2 + 2(l-n)^2(n-i)\frac{1-K_y}{1+K_y}} \frac{l-i+1}{l-i},$$
(3)

где $l = \frac{H}{D};$

n — число частиц в столбе загрузки, испытывающих периодические колебания;

H – высота загрузки слоев.

Максимальные значения скорости первого слоя $V_{1,2}$ в зависимости от фазы соударения с дном камеры, материала частиц и облицовки камеры находятся в пределах:

$A\omega \leq V_{1,2} < 3\dot{A}\omega$.

Зная законы изменения скорости частиц рабочей среды (3) и потери энергии (2) по слоям от нижнего к верхнему, можно оценить вероятность того, что каждая точка поверхности детали получит хотя бы один удар частицей среды энергией $\mathcal{P}_{\pi} \geq \mathcal{P}_{\pi 0}$, достаточной для изменения ее пористости при равновероятном попадании детали в *i*-й слой частиц среды и общем числе колебаний слоев, равном $f\tau$, где τ – продолжительность обработки:

$$p(1 \le x < \tau f) = 0, 5 - \Phi_0(t_\kappa),$$
 (4)

где $\Phi_0(t) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^t e^{-\frac{x^2}{2}} dx$ представляет собой интеграл

вероятностей;

$$t_{\rm K} = \frac{1 - \tau f \, p_{\rm B3}}{\sqrt{\tau f \, p_{\rm B3} (1 - p_{\rm B3})}}$$

$$p_{B3} = p_{B1} p_{B2}$$

 $p_{\rm B1}$ — геометрическая вероятность покрытия квадрата упаковки $D \times D$ следами обработки (отпечатками диаметром d_0) за одно колебание рабочей камеры:

$$p_{\rm B1} \approx 0.78 \frac{d_0^2}{D^2}$$

 d_0 рассчитывается по формуле (9);

 $p_{\rm B2}$ — вероятность удара о поверхность детали слоем частиц рабочей среды, обладающих энергией $\mathcal{P}_{\rm a} \geq \mathcal{P}_{\rm a0}$, зависящая в основном от амплитудно-частотных режимов вибрации и характеристик частиц рабочей среды:

$$p_{\rm B2}=1-F(\mathcal{P}_{\rm A0}),$$

где $F(\mathcal{P}_{a0})$ — функция распределения энергии по слоям частиц среды.

Представленные зависимости позволяют использовать их для оценки энергетических возможностей ВиОУО. В общем случае детали порошковой металлургии подвергаются таким же технологическим операциям ВиОУО, как и детали из компактных материалов: округлению острых кромок, сглаживанию микронеровностей поверхности, упрочнению поверхностного слоя, нанесению механических, механохимических и механохимико-термических покрытий и т.д. При этом взаимодействие частиц обрабатывающей среды с поверхностью детали оказывает



Рис. 4. Модель единичного взаимодействия частицы обрабатывающей среды *I* с поверхностным слоем материала детали 2: λ — полная глубина внедрения; *h* — глубина пластического отпечатка (восстановленного); *l* и *l*₁ — начальное и текущее значения глубины отпечатка при его восстановлении; *d* и *d*₁ — начальное и текущее значения диаметра площадки контакта при упругом восстановлении отпечатка

влияние и на такой важный показатель, как пористость поверхностного слоя. Для выявления взаимосвязи степени изменения пористости поверхности при ее единичном контакте с частицей рабочей среды, имеющей уровень кинетической энергии \mathcal{P}_{n} , помимо ранее сделанных введем следующие допущения:

 твердость частицы больше твердости материала поверхности;

• шероховатость частицы отсутствует;

 глубина внедрения частицы много меньше радиуса кривизны поверхности в точке контакта, но больше высоты ее микронеровностей;

• внедрение частицы происходит по нормали к поверхности.

Механизм изменения пористости по глубине деформации $h_{\text{пл}}$ поверхностного слоя детали можно представить в виде, как показано на рис. 4.

В исходном состоянии структура материала представлена в виде частиц, близких к сферической форме, соединенных между собой "мостиками" межчастичного контакта, образованными в результате спекания материала. Относительная плотность такого материала будет характеризоваться отношением объема твердой



Рис. 5. Зависимость изменения микротвердости H_{μ} по глубине поверхностного слоя *h* образцов из материала ПК 6,3 при ВиОУО в стальных шарах

части системы спекшихся частиц к общему объему системы:

$$\nu = \frac{V_{\tau,\Phi}}{V_0} \,. \tag{5}$$

Пористость такой системы выразится как

$$\theta = 1 - \nu \tag{6}$$

и будет лежать в пределах $0 \le \theta \le 1$.

При взаимодействии частиц обрабатывающей среды с поверхностью при ВиОУО образуются следы в виде лунок (отпечатков), которые, покрывая всю поверхность, создают напряженно-деформированное состояние по толщине. При полном покрытии поверхности отпечатками можно предположить, что сжатие всех слоев по толщине в среднем будет соответствовать деформации осевого сжатия под одним отпечатком.

Для динамических методов ППД известна зависимость, предложенная И.В. Кудрявцевым [4], связывающая зону пластичной деформации с размером пластического отпечатка $h_{nn} = k_{nn}d$ (для железа и его сплавов $k_{nn} \approx 1,5$).

Однако для виброударной обработки деталей из порошковых материалов эта зависимость дает завышенные значения глубины пластической деформации. Наши исследования показывают, что глубина пластической деформации при ВиОУО захватывает всего несколько слоев частиц приповерхностного слоя. Об этом же свидетельствует изменение микротвердости по толщине образцов из порошка железа фракцией ≈100 мкм (рис. 5).

Без большого ущерба для точности глубину зоны пластической деформации можно принять:

$$h_{\rm III} \approx a_{\rm II} k_{\rm III}$$

где *a*_n – средний размер частиц исходного порошка спеченного материала;

 $k_{nn} = 1...3 -$ коэффициент.

Очевидно, что деформация частиц порошка и заполнение пор будут убывать по мере удаления от поверхности в глубину материала, причем объем твердой части системы $V_{r,\phi}$ не меняется, а только уходит из объема восстановленного отпечатка.

Исходя из полного покрытия отпечатками диаметром *d* всей поверхности, плотность исходного порошкового материала в объеме зоны пластической деформации выразится соотношением:

$$v_0 = \frac{V_{\tau,\Phi}}{V_0} \approx \frac{V_{\tau,\Phi}}{\pi d^2/4(h+h_{\rm nn})},$$

где *h* – глубина восстановленного отпечатка.

Плотность поверхностного слоя порошкового материала после ВиОУО:

$$=\frac{V_{\mathrm{r.}\phi}}{V}=\frac{V_{\mathrm{r.}\phi}}{\pi d^2 h_{\mathrm{n.}}/4}$$

Изменение пористости поверхностного слоя, исходя из линейно убывающей концентрации твердой части системы, выдавленной из объема восстановленной лунки по глубине, с учетом (6) будет равно:

$$\Delta \theta = \theta - \theta_0 = \frac{2h}{h_{\text{nn}}} (\theta - 1) \left(1 - \frac{x}{h_{\text{nn}}} \right), \tag{7}$$

где x – толщина деформированного слоя.

Для сопоставления величин h и $h_{n\pi}$ с уровнем кинетической энергии частицы рабочей среды, идущей на деформацию поверхностного слоя \mathcal{P}_{π} , рассмотрим баланс энергий без учета потерь, идущих на изменение скорости детали при ее столкновении с частицей.

Исходя из принципа независимости развития пластической и упругой деформаций, энергия, затрачиваемая на образование пластического отпечатка \mathcal{P}_2 , и энергия, восстанавливаемая при отскоке частицы \mathcal{P}_1 , определяются из выражений:

$$\mathcal{P}_2 = \int_0^h F \mathrm{d}h, \qquad (8)$$

$$\mathcal{P}_1 = \int_0^l P_1 \mathrm{d}l \,, \tag{9}$$

где *F* – сила при пластическом вдавливании;

h — глубина восстановленного отпечатка;

*P*₁ – текущее значение силы при упругом восстановлении отпечатка;

l – упругая составляющая глубины отпечатка.

Учитывая, что уравнение Мейера

$$F = A_1 D^2 \left(\frac{d}{D}\right)^n,$$

где A_1 и n_1 — коэффициенты, зависящие от свойств материала,

$$h \approx \frac{d^2}{4D_1},\tag{10}$$

где D₁ – диаметр кривизны восстановленной лунки,

$$\frac{1}{D_1} = \frac{1}{D} - \frac{7,5(1-\mu^2)}{dE} \sigma_s , \qquad (11)$$

σ_s, *E*, µ – предел текучести, модуль упругости и коэффициент Пуассона спеченного материала.

По данным работы [6] для спеченных материалов:

$$\sigma_s = \sigma_{s\kappa} (1 - \theta)^m,$$

где σ_{sk} – предел текучести, компактного материала; *m* – эмпирический коэффициент.

Диаметр пластического отпечатка, учитывая, что он при упругом восстановлении отпечатка изменяется незначительно, может быть определен по формуле:

$$d = 4 \sqrt{\frac{3\mathcal{P}_{\pi} D(3/8K_{y}^{2})}{\sigma_{sx}(1-\theta)^{m}}}.$$
 (12)

Зависимость получена при значениях: n = 2, $\vartheta_1 = = \vartheta_{\pi} K_y^2$, $\vartheta_2 = \vartheta_{\pi} (1 - K_y^2)$.

Таким образом, используя зависимости (7–12), можно рассчитать требуемый уровень кинетической энергии частиц обрабатывающей среды \mathcal{P}_{a0} , оказывающий существенное влияние на уплотнение поверхностного слоя деталей из порошковых материалов (снижение пористости), а затем на этой основе, используя зависимости (2–4), определить область амплитудно-частотных (A_0 , f) и временных τ режимов виброударной отделочно-упрочняющей обработки с требуемой вероятностью того, что данное энергетическое воздействие будет оказано на всю поверхность детали.

Расчеты показывают, что при энергиях частиц рабочей среды $\mathcal{P}_{a0} \approx 10^{-3}...10^{-2}$ Дж заметное изменение



Рис. 6. Зависимость изменения пористости θ по толщине поверхностного слоя *h* образцов из материала ПК 6,3 до (1) и после (2) ВиОУО в стальных шарах диаметром 8 мм

пористости поверхностного слоя происходит уже после 15...20 мин виброударной обработки.

На рис. 6 показана зависимость изменения пористости по толщине поверхностного слоя образцов из материала ПК6,3 с размером частиц исходного порошка около 100 мкм (типа порошка ПЖКВ 4.160.24 производства ЗАО "СтаКС" (г. Красный Сулин, Ростовская область), выявленная металлографическим методом и подтверждающая возможность эффективного (до двух раз) уплотнения поверхностного слоя, проявляемого на глубине до 150 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

 Металлические порошки и порошковые материалы: справ. / Б.Н. Бабич, Е.В. Вершинина, В.Г. Люлько и др. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 520 с.

2. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / под ред. В. Шатта: пер. с нем. М.: Металлургия, 1983. 520 с.

3. Вибрационная поверхностно-пластическая обработка порошковых антифрикционных материалов на основе железа в сб. "Современные проблемы механики и физико-химических процессов резания": Матер. междунар. науч. конф. / В.Г. Люлько, П.Ю. Анкудимов, А.Г. Беляев и др. Киев, 2002.

4. Бабичев А.П., Бабичев И.А. Основы вибрационной технологии. Ростов-на-Дону: Изд. центр ДГТУ, 1998. 624 с.

5. Кобринский А.Е., Кобринский А.А. Виброударные системы. Динамика и устойчивость. М.: Наука, 1973. 591 с.

6. Конструкционные порошковые материалы / И.Д. Радомысельский, Г.Г. Сердюк, Н.И. Щербань и др. Киев: Техника, 1985. 152 с.

AHOHC

Читайте в следующем номере журнала:

Амбросимов С.К. Феноменологическая модель исследования энергосиловых затрат на резание при опережающем деформирующем протягивании с упругопластическим нагружением (УПН).



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

В.В. Федосов (МГТУ им. Н.Э. Баумана), А.В. Федосова (Национальный университет, Колумбия)

Влияние интегральной дисперсности частиц на отбор тепла порошком при газопламенном напылении-наплавке

Предложено при нанесении взамен усредненной дисперсности порошков рассматривать интегральную дисперсность, учитывающую гранулометрический состав как непрерывную функцию. Определены суммарные уровни отбора и отдачи тепла частицами при прохождении теплоносителя (газового пламени) для ряда промышленных порошковых сплавов. Построена нейросетевая модель прямых связей отбора тепла частицами при переменных диапазонах дисперсности.

Proposed replacement powders with average dispersion causing seen integrated filters, taking into account grading as unbroken function. Identified aggregate levels of selection and the impact of particles in gas flame for a number of industrial powder alloys. Build neural networks model of direct links with the selection heat particle dispersion ranges of variables.

Источники, в которых описаны процессы газотермического напыления, как правило, указывают на высокую эффективность нагрева дисперсных материалов и связывают это в первую очередь с энергетикой теплоносителя, интенсивностью конвективной теплопередачи, размерами и скоростью движения частиц. Размеры частиц в таких оценках выступают конкретной дискретной величиной х или усреднением \bar{x} крайних значений, которые в свою очередь принадлежат довольно широкому интервалу Е, например, для плазменного и газопламенного напыления или наплавки от 20 до 300 мкм. Вместе с тем реальные технологии получения и нанесения гранулированных порошков оперируют исключительно диапазонами размеров частиц. Диапазоны характеризует гранулометрический состав (распределение фракций по размерам); однако функцией этот состав не является и в расчетах также не позволяет избежать дискретности. О степени нагрева реальных порошков приходится судить по среднемассовой температуре частиц, определяемой экспериментально по энтальпии, приходящейся на весь материал покрытия. Мощность, переданную порошку теплоносителем, считают пропорциональной температуре, длине активной зоны, теплоотдаче и обратно пропорциональной скорости струи [1]. Различие в гранулометрическом составе называют одной из основных причин, затрудняющих получение заданных эксплуатационных свойств покрытий [2]. При расширении фракционного состава порошков должны быть учтены доли каждого вида частиц и их вклады в формирование покрытия [3], причем требуется знание не средней температуры частиц дисперсной фазы при встрече с основой, а индивидуальной или наиболее вероятной для каждой области дисперсности [4].

Из-за значительных отличий температур разноразмерных частиц любые усреднения гранулометрического состава порошков неприемлемы и состав следует представлять непрерывной функцией. Таким образом, параметром дисперсности взамен дискретных x, \bar{x} или $\sum_{i=1}^{k} (x_i \delta_i) (k$ – число ступеней ситового анализа; $\delta_i - i$ -е значение k-ступенчатого ситового анализа) становится подмножество $X(x \in X)$ в границах мно-

жества $E(X \in E)$. В табл. 1 приведены интервалы дис-

Таблица 1

Вид обработки		Į	циаметр частиц, мк	м	
Напыление с оплавлением	1545	2063	40100	45106	45125
Плазменная наплавка	80160	63200	100280	160280	280400

персности (подмножеств X) группы промышленных самофлюсующихся порошковых сплавов для газотермического нанесения, производимых ОАО "Полема" (Тула). Разбросы размеров частиц в любом диапазоне довольно велики (от 1,5- до 3-кратных), что предполагает значительные различия их температурно-скоростных характеристик при нанесении.

Только при $R_{\text{max}} - R_{\text{min}} \rightarrow 0$ употребление \bar{x} будет корректным, однако такие монодисперсные порошки существуют лишь теоретически. Одновременно, необходимо учитывать характер распределения массы частиц *m* на [R_1 , R_2], где R_{max} , R_{min} , R_1 , R_2 – максимальный, минимальный и граничные значения радиусов частиц.

Случаи монотонного убывания (возрастания) m(R) не имеют места. В реальности распределение является экстремальным (выпуклым вверх), с возможным некоторым сдвигом точки максимума ($\partial m/\partial R = 0$) в сторону одной из границ. Дополнительно для X могут быть приняты условия непрерывности изменения размеров частиц и минимального присутствия частиц с граничными размерами ($m(R_{1,2}) \rightarrow 0$).

В данной статье рассмотрена роль переменной, непрерывной и содержащей максимум распределения дисперсности порошка, как интегрального параметра, в эффективности отбора тепла при движении частиц в струе теплоносителя (газопламенного). При таком подходе возможны реальные оценки суммарного теплообмена порошка с теплоносителем, а также пределов производительности по расходу порошка в зависимости от тепловой эффективности теплоносителя. Задача возникает из-за специфического сочетания функций предельных температур и масс частиц на интервале [R_1 , R_2]. Все программируемые расчеты проведены в системе MATLAB 7.

Как известно, повышение температуры тела до значения T, °С, при поступлении в него тепла Q, кал, определяется зависимостью Q = cmT, где m – масса тела, г; c – удельная теплоемкость тела, кал/(г.°С). Считаем телом порошок, поступающий в теплоноситель с производительностью p, г/с; повышение температуры порошка – функцией радиуса частиц T(R); тогда Q, кал/с, – суммарный секундный отбор тепла. Определение Q сведется к интегралу:

$$Q = c \int_{R_1}^{R_2} m(R) T(R) \mathrm{d}R, \qquad (1)$$

где m(R) = ph(R) и $T(R) - функции параболического типа, а <math>R_1$, R_2 – граничные радиусы частиц конкретного диапазона.

Функция h(R) определяет долевое распределение размеров частиц в диапазоне R_1, R_2 :

$$h(R) = a_2 R^2 + a_1 R + a_0.$$
 (2)

Формируем уравнения для определения неизвестных коэффициентов, два из которых следуют из условия пересечения параболы с осью *X*:

$$a_2 R_1^2 + a_1 R_1 + a_0 = 0,$$

 $a_2 R_2^2 + a_1 R_2 + a_0 = 0.$

Третье уравнение следует из условия: $\int_{R_1}^{R_2} h(R) dR = 1$,

откуда

$$a_2(R_2^3 - R_1^3)/3 + a_1(R_2^2 - R_1^2)/2 + a_0(R_2 - R_1) = 1.$$

На рис. 1 приведены функции h(R) порошков с характерными диапазонами из табл. 1, иллюстрирующие смысл данного условия.

В табл. 2 программно рассчитаны значения коэффициентов a_2 , a_1 и a_0 для некоторых сплавов.

Функция T(R) определяет предельные температуры нагрева (-T(R) – температура остывания) порошка в теплоносителе:

$$T(R) = b_2 R^2 + b_1 R + b_0.$$
(3)

Обоснование функции T(R) для ацетилено-кислородного пламени выполнено в [5] с реальным числом учтенных параметров процесса. Схема взаимодействия порошка и теплоносителя соответствует процессу газопорошковой наплавки и напыления (например, горелками типа ГН-2, Super Jet Eutalloy (Швейцария)). Этот процесс получил достаточно широкую известность в сочетании с группой самофлюсующихся порошковых сплавов (на основе Ni–Cr–B–Si), как

Таблица 2

Kaathhuuuuu	Дисперсность (диаметр частиц), мкм							
коэффициенты	1545	2063	40100	80160	63200	100280		
<i>a</i> ₂	-0,0018	$-6,037 \cdot 10^{-4}$	$-2,222 \cdot 10^{-4}$	$-9,375 \cdot 10^{-5}$	-1,866.10-5	-8,230.10 ⁻⁶		
<i>a</i> ₁ –	0,0533	0,0251	0,0156	0,0113	0,0025	. 0,0016		
<i>a</i> ₀	-0,3000	-0,1902	-0,2222	-0,3000	-0,0588	-0,0576		



Рис. 1. Долевая функция h(R) порошковых сплавов с различными диапазонами дисперсности R, мкм (слева направо: (15...45), (20...63), (40...100), (80...160), (63...200), (100...280))

обеспечивший конкурирующие свойства, но он уступает-более энергоемким теплоносителям в производительности (особенно для тонких покрытий по соотношению площади покрытия и времени) и по этой причине не автоматизирован. Однако такой процесс незаменим как локальный способ, немедленно формирующий окончательно оплавленное покрытие на поверхностях деталей со стандартной и произвольной в пространстве геометрией. Данная технология является одной из наиболее малозатратных, выполняется на несложном (портативном) оборудовании с допустимой заменой ацетилена на более дешевый пропан.

Большинство теплоносителей характеризует неоднородность температурного и скоростного профилей струи, что сильно дифференцирует конечную температуру частиц при встрече с основой. Более низкие температуры периферии теплоносителя частично компенсируются также уменьшенной скоростью частиц в этих зонах, что увеличивает время нагрева (температуру) частиц. Однако это добавление к итоговой пролетной температуре (температуре, которую частица приобретает после прохождения струи теплоносителя) периферийных частиц не будет значительным.

Существенно стабилизировать или выровнить температуру частиц переменной дисперсности крайне сложно, особенно это характерно для процессов с выделенной стадией напыления. Известны рекомендации по отсечению периферийных частиц, однако это увеличивает затратные показатели процесса. Если напыление совмещено с оплавлением (газопорошковая наплавка), то проблема периферийных зон менее остра. В общем случае максимальный разброс значений температур частиц обусловлен перегревом самых мелких частиц в околоосевой зоне струи и недогревом наиболее крупных частиц в периферийных зонах струи [2, 3].

При газопорошковой технологии напыление и наплавка практически совмещены в отличие от классического газопламенного напыления, которое для самофлюсующихся порошковых сплавов предусматривает отдельную операцию оплавления. Аналогом является процесс наплавки-напыления (Plasma transferred arc, РТА) (НПФ "Плазма-центр"), при котором действуют одновременно основная (электрод-изделие) и пилотная (электрод-сопло) дуги. Пилотная дуга служит для расплавления присадочного порошка, а основная - для поддержания необходимой температуры частиц порошка на детали. Этим достигается возможность раздельного регулирования ввода тепла в порошок и изделие. Обе технологии, различающиеся видом теплоносителя относят к "гибридным". Их особенности хорошо видны на примере газопорошковой наплавки-напыления.

Проблемы первого этапа – нагрева порошка в струе - практически аналогичны большинству технологий напыления. Второй этап - столкновение нагретых частиц не с твердой поверхностью или слоем ранее нанесенных деформированных частиц, а с расплавом - позволяет снять или существенно упростить решение ряда проблем, когда оплавление является отдельно выделенной и последующей операцией (требования высоких контактных скоростей и температур частиц, зависимость коэффициента использования порошка от первичного закрепления частиц, различие агрегатных состояний частиц, низкая эффективность нагрева частиц в периферийных зонах и др.). Вместе с тем, из-за сравнительно низкой энергетики газового пламени (температура+скорость) отбор тепла порошком должен быть допустимым и контролируемым.

Объектами нагрева являются порошок в струе, расплав на поверхности основы и непосредственно основа, причем градиенты нагрева необязательно совпадают по величине или знаку. Достигаемые температуры объектов различны и лежат в довольно широких интервалах: порошок $(0,5...1,3)T_{nn}$; расплав $(0,8...1,2)T_{nn}$; основа $(0,3...0,6)T'_{nn}$ (где T_{nn} и T'_{nn} – температуры плавления порошка и основы, причем $T_{nn} \approx (0,6...0,8)T'_{nn}$). При таком разбросе допускаются одновременно разные фазовые состояния объектов (твердое и жидкое). Для основы ввод тепла нежелателен и должен быть ограничен.

Поскольку основное количество тепла в основу поступает через расплав, время его поддержания и перегрев свыше T'_{nn} должны быть сведены к минимуму. В результате допустимыми становятся следующие сочетания состояний при контакте частиц с расплавом:

 нерасплавленные частицы и затвердевший расплав;

2) нерасплавленные частицы и жидкий расплав;

 расплавленные частицы и затвердевший расплав;

4) расплавленные частицы и жидкий расплав;

5) переходные состояния между 1-4.

Дополнительно усложняют картину для порошка непостоянство температуры частиц по пятну распыления (периферийные зоны), для расплава — непостоянство объема расплава (соотношение площади глубины). На все это накладывается достаточно неопределенный временной фактор, так как линейная скорость перемещения расплава нечетко согласуется с периодичностью подачи порошка и регулируется оператором визуально.

При увеличенных расстояниях от сопла (2...5)L, где L – длина ядра пламени, резко возрастает роль расплавленных мелких частиц, которые участвуют в создании условий захвата (закрепления) более крупных с еще невысокой температурой частиц на поверхности расплава, градиент температуры которого в этот момент отрицателен. Подачу порошка следует ограничить, так как могут возрасти потери частиц за счет отражения (случаи 1 и 3).

При уменьшении расстояния от сопла до (1...2) L градиент расплава положителен, он переходит в жидкую фазу, которая берет на себя функцию захвата менее прогретых частиц, а роль расплавленных частиц нивелирована, в этот момент целесообразна подача порошка. Эта ситуация сохраняется недолго из-за высокой жидкотекучести расплава, затрудняющей формирование нужной геометрии покрытия. Кроме того, легко допустить избыточный объем расплава и, следовательно, перерасход порошка, а в дальнейшем - необходимость дополнительной и дорогостоящей шлифовки. Интенсивный отбор тепла на нагрев порошка в струе и поддержание жидкого расплава в какой-то мере сократят тепловложение в основу, но его общая избыточность останется значительной, так как удерживать в расплаве только приповерхностный слой не удается (в жидкую фазу быстро переходит вся толщина покрытия) (случаи 2, 4).

Положительная роль расплава состоит в значительном снижении требований:

• к разгону частиц в струе (если для однооперационных процессов (напыление) минимально допустимые скорости частиц составляют несколько десятков м/с, то для совмещенных процессов уже пригодны "медленные" частицы (со скоростью ≈5 м/с));

• к неоднородности состояния частиц дисперсной фазы [3].

На рис. 2 приведены предельные температуры нагрева и остывания частиц в зависимости от их разме-



Рис. 2. Предельные температуры частиц разных диаметров *D* при нагреве (сплошные) и остывании (пунктиры) при прохождении пламени мощностью:

 $a - 0.85 \text{ m}^3/\text{y}; 6 - 3.7 \text{ m}^3/\text{y}, I, 5 - \text{v} = 5 \text{ m/c}; 2, 6 - \text{v} = 10 \text{ m/c};$ 3, 7 - v = 15 m/c; 4, 8 - v = 20 m/c

ров и скорости при прохождении теплоносителя – газового пламени (расходная мощность $M_{C_2H_2+O_2}$, длина пути 5L). Подобные графики могут быть получены для иных значений мощности пламени, скорости частиц и прочих параметров [5]. Градиентный нагрев по сечению частиц, допустимый в реальности для материалов с низкой теплопроводностью, не рассматривается.

Для определения коэффициентов функции T(R) применялась функция Polyfit. В табл. 3 представлены значения аппроксимирующих коэффициентов b_2 , b_1 и b_0 для данных рис. 2 (зависимости 1-4).

При известных функциях h(R) и T(R) интеграл (1) представляем суммой ряда:

$$Q = cp \sum_{1}^{n} K_n \left(R_2^n - R_1^n \right) / n,$$
(4)

где n - число членов ряда (n = 5),

Таблица 3

¥ 11		Скорос	сть, м/с	
коэффициенты	5	10	15	20
<i>b</i> ₂	0,043/0,044	0,0317/0,0387	0,0259/0,0311	0,0222/0,0269
b_1	-17,466/-17,580	-12,787/-15,590	-10,305/-12,550	-8,718/-10,759
b_0	2610,0/2957,5	1793,25/2239,25	1390,25/1758,25	1145,00/1467,23



Рис. 3. Диаграмма отбора тепла порошками различной дисперсности Q' (как множества) на единицу расходной массы при мощности пламени 0,85 (1, 3) и 3,7 м³/ч (2, 4) и скорости частиц 5 (1, 2) и 20 м/с (3, 4)

К_n – комплексы, состоящие из коэффициентов:

$$K_{5} = a_{2}b_{2};$$

$$K_{4} = a_{2}b_{1} + a_{1}b_{2};$$

$$K_{3} = a_{2}b_{0} + a_{1}b_{1} + a_{0}b_{2};$$

$$K_{2} = a_{1}b_{0} + a_{0}b_{1};$$

$$K_{1} = a_{0}b_{0}.$$

При проведении численных экспериментов контроль суммы задействованных долей функции h(R) составлял не менее 0,995. Значение удельной теплоемкости принято c = 0,2 кал/(г·°С) (среднее для чистого железа в интервале температур 0...1600 °С). Следует учитывать роль этого важнейшего параметра (в реальности – функции), а также два режима мощности пламени $M_{C_2H_2+O_2}$ (0,85 и 3,7 м³/ч).

Первоначальные оценки сделаны для Q' (удельный отбор) с выведенным из формулы (4) значением расхода порошка: Q' = Q/P, кал/г. Этот критерий не связан со временем и характеризует активность порошков к забору тепла при любом расходе порошка (рис. 3).



Рис. 4. Диаграмма отбора тепла Q порошками различной дисперсности (как множества) в единицу времени при мощности пламени 0,85 (1, 3) и 3,7 м³/ч (2, 4), расходе порошка 0,28 (1, 3) и 1,4 г/с (2, 4), скорости частиц 5 (1, 2) и 20 м/с (3, 4)

Для порошков с различными X в диапазоне E [15, 280] отличия убывают в сторону большей дисперсности с кратностью крайних значений 1,5. Повышение скорости частиц в 4 раза снижает активность отбора в 2...2,5 раза. Однако при росте расходной мощности пламени в 4...4,5 раза активность возрастает незначительно - в соотношении 1,2...1,3. Последнее объясняется физической сущностью процесса горения пламени, его предельные температуры которого не зависят от расходной мощности. Роль мощности заключается в растущем объеме ядра пламени и, как следствие, растянутости высоких, но фиксированных температур по длине, а точнее – по объему факела. В результате предельные температуры частиц сопоставимых размеров практически мало связаны с мощностью пламени. С другой стороны, роль мощности велика в удержании разогретого потока частиц до значительных удалений от сопла и получении большей плошали пятна напыления.

Следующие оценки выполнены для Q, кал/с (секундного отбора) по формуле (4), учитывающей расход порошка P. На рис. 4 приведены фрагменты расчетных серий Q для принятых в практике напыления расходах порошка (P = 1...5 кг/ч). Для мощности пламени $M = 3,7 \text{ м}^3/\text{ч}$ учтена максимальная подача порошка P = 5 кг/ч, для оценки предельных значений отбираемого тепла. Далее будет показано, что такое значение P для данной мощности пламени является избыточным.

Сравнение результатов показывает: влияние дисперсности (X, E) аналогично предыдущему для Q', кал/г; значения секундного отбора тепла пропорциональны фактическим расходам порошка; повышение скорости частиц в 4 раза снижает активность отбора в пределах 2 раз. В итоге секундный отбор тепла в наибольшей степени зависит от скорости частиц в потоке. Скорости отбора тепла при усредненной дисперсности \overline{x} в сравнении с интегральной оказываются заниженными (например, отклонения для приведенных данных лежат в диапазоне 8...33 %).

Таким образом, на роль главного фактора при оценке суммарного отбора тепла частицами выдвигается скорость частиц. Это заставляет разработчиков рассматривать последнюю в качестве эффективного параметра управления. Научно-исследовательским центром "Градиент" (Украина) предложена схема газопламенного напыления с локальным участком пониженной скорости газа (частиц), что делает нагрев порошка более интенсивным, расширяет границы допустимой дисперсности частиц и повышает коэффициент полезного действия горелочного устройства.

Следует признать, что скорость частиц является производной десятков параметров процесса напыления (принципов и схем подачи порошка, зависимости от дисперсного состава, сложного взаимодействия частиц со струей теплоносителя с элементами разгона и торможения, малой протяженности технологических зон, размывания потока частиц в результате контакта с открытой атмосферой) и поэтому вопросы ее измерения, стабилизации и управления выливаются в отдельную трудноразрешимую проблему.

Как было показано [5], в активной зоне пламени (длиной до 5L) имеет место не только нагрев, но и остывание частиц. Табл. 4 иллюстрирует перепады тем-

Скорость	Диспе	ерсность (диа	метр частиц	, мкм
v, м/с	50	100	150	200
5	590/981	241/515	107/240	56/131
10	145/338	50/120	18/50	8/24
15	51/134	16/47	5/17	2/7
20	24/63	7/21	2/7	1/3

Таблица 4



Рис. 5. Потери тепла порошками различной дисперсности (как множества) в единицу времени при мощности пламени 0,85 (1, 3) и 3,7 м³/ч (2, 4), расходе порошка 0,28 (1, 3) и 1,4 г/с (2, 4), скорости частиц 5 (1, 2) и 20 м/с (3, 4)

ператур частиц от T_{max} до T_{min} при переменных дисперсности и скорости движения, на основе которых могут быть сделаны оценки (-Q, кал/с, знак "минус" указывает направление).

Результаты программной обработки этих данных представлены на рис. 5. Также проводят необходимый пересчет коэффициентов b_2 , b_1 , b_0 функцией Polyfit в соответствии с данными табл. 5.

Сопоставление диаграмм на рис. 4 и 5 показывает, что порошки мелких фракций (например, 15...45 мкм) способны уже в пламени терять до 50 % набранного при нагреве тепла. Для порошков крупных фракций (например, 140...280 мкм) эти потери находятся в пределах 33 %, однако это относится к сильно нагретым за счет малых скоростей движения частицам. Как только скорости частиц возрастают (до 20 м/с), соотношение -Q/Q, %, резко падает и становится нивелированым для любых порошков (2...7 %).

По длине теплоносителя зоны нагрева и остывания мелких и крупных фракций не всегда совпадают. Между зонами общего нагрева и остывания существует зона, в которой мелкие фракции уже остывают, а более крупные еще завершают нагрев. Хотя прямой теплопередачи между частицами разных фракций не происходит, мелкие фракции, остывая, способствуют выравниванию температур компонентов потока (порошок, теплоноситель).

На рис. 6 представлена зависимость тепловой эффективности пламени *W*, кал/с, от расхода горючего газа, л/ч (за 100 % принято свободное горение (кривая *I*)). Эти данные в сопоставлении с результатами работы нейросети позволяют оценить допустимый отбор тепла порошком и, следовательно, границы



Рис. 6. Тепловая эффективность пламени *W* в зависимости от расхода горючего газа *q*

производительности процесса по расходу порошка. Экспериментально на отдельных режимах допустимая зона отбора определена 10...20 % и распространена на всю линейку расходной мощности пламени (зона ограничена кривыми 2 и 3). Тогда, например, подача порошка дисперсностью 40...100 мкм в количестве 1...5 кг/ч при скорости частиц 5 м/с в пламя с расходом по ацетилену 400 л/ч приведет к относительному отбору тепла 15,3...76,7 %, с расходом 1750 л/ч – 7,7...38,4 %. С учетом допустимой зоны отбора для первой мощности пламени приемлемой будет подача порошка в 1 кг/ч, для второй – до 3 кг/ч, что соответствует практике (например, газопорошковой наплавке).

Таким образом, можно оценить допустимый отбор тепла (подачу порошка) при иных интервалах дисперсности и скоростях движения частиц. Ограничение допустимого отбора тепла связывается с устойчивостью горения пламени, сохранением его тепловых характеристик, возможностью защиты нагретых частиц от окисления, подогрева основы или уже сформированного покрытия. Также следует учитывать, что сама по себе подача порошка неизбежно вносит коррективы в исходные тепловые характеристики струи у пламени, например, за счет разрывов частицами фронта горения и сокращения его номинальной для данных расходов площади. Определение тепловой эффективности теплоносителя в момент подачи порошка представляет значительные трудности. Следует ожидать дополнительных потерь, а не простого вычитания тепла, затраченного на нагрев частиц. С другой стороны, газопорошковая наплавка-напыление ведется в режиме прерывистой подачи порошка в пламя, что в определенной степени регулирует и восстанавливает исходные характеристики пламени и делает возможным отбор тепла на нагрев частиц. По некоторым оценкам реальное падение тепловой эффективности газового пламени превышает 50 %, вызывая заметное охлаждение приповерхностного слоя расплава. Для стабилизации температуры этого слоя возрастает роль расплавленных и сильно нагретых в струе частиц.

Разработанная методика решает поставленную задачу — учитывает дисперсность порошка как множество размеров частиц, однако требует специальных программных расчетов. В целях установления прямых связей исходных данных и целевых критериев применено нейросетевое моделирование. Общие параметры создания нейросети соответствовали возможностям пакета Neural Networks Toolbox MATLAB 7[6]. Вариантом архитектуры выбрана четырехслойная полносвязная сеть с количеством нейронов слоев 2–6–4–2 и принятые процедуры обучения, тестирования и моделирования.

Обучающей выборкой являлись подмножества X, описываемые двумерной матрицей (2, 250) случайных сочетаний R_1 и R_2 :

 $R_1 = \text{round}(10 + 140 \cdot \text{rand});$ $R_2 = R_1 + \text{round}((150 - R_1) \cdot \text{rand}),$

где round - функция округления,

rand – генератор случайных чисел [0, 1],

(10, 150) — границы множества *E*. Дополнительное условие: $R_2 - R_1 \ge 10$.

Вектор входа сети: R_1 , R_2 , мкм; вектор выхода: +Q (нагрев), -Q (остывание) частиц, кал/с.

На рис. 7 приведены результаты опроса нейросетей для трех вариантов учитываемых параметров (мощности пламени, расхода порошка, скорости движения частиц). Выбран режим движущегося подмножества $X_{R_2-R_1=10}$ на множестве E [10, 150]. Полученные зависимости, очевидно, соответствуют 2-му порядку, что вытекает из постановки задачи. В границах множества Е кратность отличий значений +Q составляет 2...2,5. Примерно такие же перепады + Q связаны с изменением скорости движения частиц 5...20 м/с. Таким образом, эффективно управлять нагревом частиц можно выбором Х (границ дисперсности при изготовлении порошка), позиционированием X на Е либо посредством регулирования скорости проброса частиц через теплоноситель. Подобным образом могут быть проанализированы уровни +Q, -Q любых других Х в границах Е.

Температуру частиц и общий отбор тепла порошком определяют энергетика теплоносителя, физикохимические свойства частиц и условия прохождения струи (последние реализуются на уровне аппаратных и технологических решений). Если температуру частиц напрямую связывают с будущим качеством покрытий, то отбор тепла характеризует эффективность



Рис. 7. Определение нейросетью отбора/отдачи тепла частицами $\pm Q$ в зависимости от размещения подмножества $X[R_2 - R_1 = 10]$ на множестве E (сплошные линии $- \pm Q$, маркированные линии - Q):

a – мощность пламени 0,85 м³/ч, расход порошка 1 кг/ч; *б* – 3,7 м³/ч, 2,5 кг/ч; *в* – 3,7 м³/ч, 5 кг/ч; *1* – v = 5 м/с; 2 – v = 20 м/с

использования теплоносителя. Отбор тепла пропорционален расходу порошка, причем между расходами порошка и теплоносителя должно соблюдаться технологическое и безопасное соответствие. Дисперсность является исходным (задаваемым) фактором, а скорость частиц – производным показателем. Если на температуру частиц в большей степени влияет дисперсность, а скорость – в меньшей, то отбор тепла, наоборот, сильнее зависит от скорости и меньше – от дисперсности частиц.

Полученные в данной работе результаты позволяют более ясно представить процесс нагрева порошка теплоносителем в совмещенных технологиях нанесения и учитывать главные влияющие факторы. Таким образом, можно сделать следующие выводы.

 Введены долевые функции для рассмотрения дисперсности порошков в качестве интегрального параметра.

2. С учетом интегральной дисперсности на примере газопорошкового напыления-наплавки проведены расчеты отбора (нагрев) и отдачи (остывание) тепла частицами.

3. При использовании в расчетах интегральной дисперсности взамен усредненной уровни отбора тепла частицами выше на 10...30 %. 4. Построена нейросетевая модель прямых связей отбора тепла частицами при переменных диапазонах дисперсности.

5. Установлено, что в отличие от температуры частиц общий отбор тепла порошком в первую очередь определяется скоростью частиц и меньше зависит от дисперсности.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Кудинов В.В., Бобров Г.В.** Нанесение покрытий напылением. Теория, технология и оборудование. М.: Металлургия, 1992. 432 с.

2. Пузряков А.Ф. Теоретические основы технологии плазменного напыления. М.: Изд-во МГТУ, 2003. 357 с.

3. Анциферов В.Н., Шмаков А.М., Агеев С.С., Буланов В.Я. Газотермические покрытия. Екатеринбург.: УИФ Наука, 1994. 308 с.

4. Нанесение покрытий плазмой / В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белащенко и др. М.: Наука, 1990. 408 с.

5. Федосов В.В., Федосова А.В. Влияние торможения частиц при переносе и нагреве порошка газокислородным пламенем // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 2. С. 23–29.

6. Медведев В.С., Потемкин В.Г. Нейронные сети. МАТLAB 6 / под общ. ред. В.Г. Потемкина // М.: ДИАЛОГ-МИФИ, 2001. 630 с.



УДК 621.357.7

Ю.Р. Копылов, А.В. Толчеев (Воронежский ГТУ)

Технология толстослойного восстановления изношенных деталей гальваномеханическим железнением

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния усилия, частоты механического воздействия и плотности тока на процесс толстослойного гальваномеханического железнения деталей цилиндрической формы.

The results of an experimental research of influence of effort, frequency of mechanical influence and to density of a current on process of formation heavy coating by galvanomechanical ferrous saturation of details of the cylindrical form are submitted.

При гальваническом железнении процесс образования покрытия в связи с экранированием катодной поверхности детали пузырьками молекулярного водорода и образованием оксидов и солей со временем замедляется [1]. В результате этого формирование покрытий толщиной свыше 0,5...0,7 мм связано с определенными технологическими трудностями из-за образования растягивающих остаточных напряжений и растрескивания покрытия. Эти недостатки частично устраняются при использовании асимметричного тока и при гальваномеханическом железнении.

Процесс гальваномеханического железнения ведется следующим образом. К изношенной цилиндрической поверхности детали-катода 2 подсоединяют источник постоянного тока со знаком "минус" (рис. 1), к аноду 3 – со знаком "плюс". Детали 2 сообщают вращательное движение, а инструменту 1 – возвратно-поступательное вдоль восстанавливаемой поверхности [1]. Общий вид экспериментальной установки для гальваномеханического восстановления цилиндрических деталей представлен на рис. 2.

Использовали электролит на основе хлористого железа следующего состава: хлористое железо – 350 г/л; йодистый калий – 4 г/л; серная кислота –



Рис. 1. Схема процесса гальваномеханического осаждения: 1 — выглаживающий инструмент; 2 — деталь-катод; 3 анод; t — период двойного хода 1 мл/л; соляная кислота – 0,8 г/л. Кислотность электролита (pH = 1,0) поддерживали постоянной. В качестве выглаживающего инструмента применяли пластины из минералокерамики [2].

На источнике питания автоматически поддерживалась постоянная плотность тока $j_{\kappa} = 25$, 50 и 80 А/дм². Окружная скорость вращения образца во всех сериях экспериментов $v_{okp} = 1,2\pm0,1$ м/с; усилие прижатия инструмента к поверхности детали $F = 2,3\pm0,2$ Н. Частота продольных перемещений выглаживающего инструмента n = 14, 30 и 63 дв.х./мин.

Параметры цилиндрических образцов: размеры $d_{obp} = 10$ и 60 мм, L = 120 мм; материал образцов — Ст3; исходная шероховатость Ra = 1,25...2,65 мкм; микротвердость 170...224 HV.

Контролируемые параметры технологического процесса: диаметр образца; толщина восстановленного слоя h_{cn} ; температура электролита T_{3} , °С; ток в



Рис. 2. Общий вид экспериментальной установки для гальваномеханического восстановления цилиндрических деталей

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА



Рис. 3. Образцы с покрытием толщиной 1,08 мм: *a* – общий вид; *б* – фрагмент образца без микротрещин; *в* – микротрещины в покрытии (×30)

цепи питания I_{un} , А; напряжение U_{un} , В. Подготовку образцов к нанесению покрытия проводили по известной технологии: обезжиривание растворителем и мелом; промывка горячей и холодной водой; декапирование в 30%-ном растворе серной кислоты при $j_{\kappa} =$ = 70 А/дм² в течение $\tau = 20...25$ с и промывка. Далее образец устанавливали в проточный контейнер, который заполняли электролитом, подавали постоянный ток, реализуя разгонный и рабочий режимы осаждения. В каждой серии было проведено по 5 экспериментов.

В результате экспериментов были получены покрытия толщиной 0,5...1,8 мм на сторону (рис. 3, *a*). Предположительно основными причинами возникновения микро- и макротрещин являются растягивающие остаточные напряжения, достигающие 1200 МПа, перестройка кристаллической структуры, обезуглероживание и наводораживание поверхностного слоя.

Первая серия экспериментов характеризуется плотностью тока $j_{\kappa} = 25$ А/дм², окружной скоростью вращения образца $v_{okp} = 1,2$ м/с, частотой перемещений инструмента n = 14 дв.х./мин. Толщина восстановленного слоя в течение $\tau = 120$ мин растет прямо пропорционально до $h_{c\pi} = 0,45$ мм на сторону. Температура электролита в начальные $\tau = 20$ мин остается постоянной $T_3 = 25$ °С, далее – слабо растет. Ток в цепи питания изменяется незначительно в пределах $I_{un} = 9,3...10,6$ А; напряжение по вольтметру U_{un} слабо падает с 19 до 13 В пропорционально времени до $\tau =$ = 90 мин, далее остается постоянным (рис. 4). Выход по току составляет $\eta = 79,96$ %.

Вторая серия отличается от первой более высокой плотностью тока, $j_{\kappa} = 50$ А/дм², и большей частотой перемещений инструмента n = 30 дв.х./мин. Толщина



Рис. 4. Зависимости температуры *T*, диаметра образца *d*, тока *I*, напряжения *U* от времени т на разных режимах обработки: $a - j_{\kappa} = 25 \text{ A/дм}^2$, n = 14 дв.х./мин, $v_{\text{окр}} = 1,2 \text{ м/c}$, $\eta = 79,96\%$; $\delta - j_{\kappa} = 50 \text{ А/дм}^2$, n = 30 дв.х./мин, $v_{\text{окр}} = 1,2 \text{ м/c}$, $\eta = 81,47\%$; $e - j_{\kappa} = 80 \text{ А/дм}^2$, n = 64 дв.х./мин, $v_{\text{окр}} = 1,2 \text{ м/c}$, = 1,2 м/c, $\eta = 83,92\%$

восстановленного слоя растет прямо пропорционально плотности тока до 0,78 мм на сторону. Температура электролита в начальные $\tau = 20$ мин остается постоянной $T_3 = 25$ °C, а далее слабо растет до 40 °C. Ток незначительно увеличивается в пределах $I_{un} =$ = 19,3...22,5 A; напряжение U_{un} вначале слабо падает с 35 до 27,4 В при $\tau = 90$ мин, далее остается постоянным. Выход по току составляет $\eta = 81,47$ % (рис. 4, δ).

Третья серия экспериментов характеризуется более высокой плотностью тока $j_{\kappa} = 80 \text{ A/дм}^2$ и большей частотой продольных перемещений инструмента (n = 63 дв.х./мин). Толщина слоя h_{cn} растет в течение $\tau = 120$ мин восстановления до значения 1,8 мм



Рис. 5. Зависимости толщины h восстановленного слоя (a) и выхода по току железа η (δ) от плотности тока j_{κ} и частоты продольных перемещений выглаживающего инструмента относительно оси детали n

(см. рис. 3), соответственно растет диаметр образца d_{obp} . Температура электролита в начальные $\tau = 20$ мин остается постоянной ($T_3 = 25$ °C), затем возрастает. Ток в цепи питания незначительно растет в пределах $j_{un} = 19,3...22,5$ А; напряжение U_{un} слабо падает пропорционально времени с 35 до 27,4 В до $\tau = 90$ мин, далее остается постоянным. Выход по току составляет $\eta = 83,92$ %.

В результате анализа графиков формирования восстановленного слоя и зависимости выхода по току от плотности тока и частоты продольных перемещений выглаживающего инструмента, представленных на рис. 4 и 5, можно сделать следующие выводы.

 Ток растет прямо пропорционально увеличению толщины покрытия и диаметра образца. Это объясняется тем, что для поддержания неизменной плотности тока при растущей толщине осадка, а следовательно, диаметра образца и активной площади осаждения, требуется соответственное увеличение рабочего тока.

 Напряжение осаждения связано с температурой электролита обратной зависимостью. При этом после 90...100 мин процесса осаждения происходит прекращение роста температуры электролита и падения напряжения. Это может быть связано со снижением электродной поляризации, которую можно разделить на концентрационную поляризацию и перенапряжение. Концентрационная поляризация сосредоточена в объеме раствора и является следствием замедленной доставки ионов к поверхности электрода, а перенапряжение, связанное с торможением фазовых переходов на границе электрод-электролит, сосредоточено на границе фаз. Концентрационная поляризация и перенапряжение вызывают смещение электродного потенциала относительно равновесного значения [3], что обусловливает первоначально завышенное значение напряжения на вольтметре блока питания. При повышении температуры заряженные частицы получают дополнительную энергию, их активность увеличивается, облегчается транспортирование ионов железа к катодной поверхности осаждения и условия перехода иона в атом железа на границе фаз, а также врастание его в осадок. Концентрационная поляризация, перенапряжение и напряжение на вольтметре блока питания уменьшаются. При стабилизации температуры со временем заряженные частицы не будут получать дополнительной энергии, их активность останется на прежнем уровне, прекратится изменение поляризации и перенапряжения, значение напряжения на вольтметре стабилизируется.

При большей плотности тока ухудшаются условия катодного выделения водорода, температура электролита достигает более высоких значений, ионы железа становятся более активными, и улучшаются условия осаждения железа. При меньших скоростях механического выглаживания инструментом воздействия инстского выглаживания инструментом воздействия инструмента на один и тот же участок, а следовательно, и моментом прерывания процесса осаждения проходит больший промежуток времени, в течение которого происходит процесс кристаллизации и удаление оксидов, а значит, осаждается большее количество железа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Толчеев А.В. Современные способы восстановления крупногабаритных деталей машин / Брянск. Мат-лы 5-й междунар. науч.-техн. конф. "Обеспечение и повышение качества машин на этапах их жизненного цикла". Брянск, 2005. С. 271–272.

2. Мелков М.П. Гальваническое наращивание деталей машин железом. М.: Лесная промышленность, 1971. 136 с.

3. Левин А.И. Теоретические основы электрохимии. М.: Металлургия, 1972. 256 с.

С.В. Николенко, А.Д. Верхотуров, Г.П. Комарова

(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН)

Закономерности образования измененного поверхностного слоя при электроискровом легировании

Установлены закономерности образования измененного поверхностного слоя при электроискровом легировании стали 35 в зависимости от режима обработки. Полученные результаты позволяют разделить электродные материалы, используемые для электроискрового легирования, на три группы. Установлено, что металлы, образующие неограниченные и частично ограниченные твердые растворы с железом, а также обладающие полиморфизмом, образуют белые слои.

The laws of formation of the changed superficial layer at electrospark alloying steel 35 depending on a mode of processing are established. The received results allow to divide the electrode materials used for electrospark alloying on three groups. It is established, that metals the forming unlimited and partially limited solid solutions with iron and as possessing polymorphism, form white a layer.

Введение

В процессе электроискрового легирования (ЭИЛ) на поверхности стали образуется измененный поверхностный слой (ИПС), который называют белым слоем (БС). Подобные слои наблюдались неоднократно на поверхностях материалов, подвергшихся шлифованию, обработке дробью, на поверхностях трения, на внутренних поверхностях орудийных стволов при точении, фрезеровании, воздействии высококонцентрированных потоков энергии. Общим для всех случаев является образование этих слоев в условиях локального действия высоких температур и давлений.

Свое название белый слой получил в связи с тем, что при травлении микрошлифа образца стали, подвергнутого электроискровому легированию, стандартными реактивами этот слой не протравливается и при рассмотрении под микроскопом проявляется в виде белой полоски на протравленной основе. Аналогичная картина наблюдается при травлении таких фазовых составляющих микроструктуры, как а-ү твердый раствор железа, цементит, карбиды, нитриды, карбонитриды, бориды, интерметаллидные фазы, безигольчатый мартенсит, образующийся при сверхбыстрой закалке. Эти составляющие микроструктур имеют хорошую полируемость, высокую отражательную способность, почти все - высокую твердость и белый цвет при травлении [1, 2]. БС всегда образуется при ЭИЛ сталей электродами из графита, стали, чугуна, некоторых чистых металлов, композитных материалов [3, 4].

Однако закономерности формирования ИПС, в том числе БС, недостаточно изучены, хотя представляют значительный научный и практический интерес, также заслуживает внимания электроискровое легирование чистыми металлами как модельными материалами.

Целью проводимых исследований было установление закономерностей образования измененного поверхностного слоя стали при электроискровом легировании.

Материалы и методики эксперимента

Работы по модифицированию поверхностного слоя стали электроискровым легированием проводились на установке IMES-03 на мягких (чистовых) (рабочий ток $I_{\text{раб}} = 2$ А, ток короткого замыкания $I_{\kappa_3} = 5$ А) и жест-ких (черновых) ($I_{\text{раб}} = 10$ А, $I_{\kappa_3} = 24$ А) режимах.

В качестве основы использовали сталь 35 (ГОСТ 1050–74) и электролитическую медь. На рис. 1 приведена схема процесса электроискрового легирования.

Для установления общих закономерностей и установления связей между физико-химическими свойствами материала подложки и физико-химическими свойствами измененного поверхностного слоя были исследованы слои, полученные переходными металлами Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, W, Ta, а также Al, Mn, Co, Ni, Cu.



Рис. 1. Принципиальная схема процесса ЭИЛ: *1* – искровой разряд; *2* – искровой промежуток; ЗТВ – зона термического влияния

Металлографические исследования проводили на микроскопе МИМ-10, дюрометрические — на микротвердомере ПМТ-3М, на "косых" шлифосечениях цилиндрических образцов стали в исходном состоянии с шероховатостью поверхности после механической обработки и на образцах, поверхность которых подвергали электроискровой обработке разными по химическому составу электродами. Гранулометрический состав продуктов эрозии определяли по методике К.К. Намитокова на микроскопе МБС-9 [5].

Коэффициент упрочнения рассчитывали по формуле

$$K_{\rm ynp} = \mathbf{H}_{\mu}^{\rm Ac} / \mathbf{H}_{\mu}^{\rm och}$$

где $H_{\mu}-$ микротвердость легированного слоя и основы соответственно.

Результаты и обсуждение

На рис. 2 приведены микроструктуры легированного слоя (ЛС) стали 35, полученные на мягких и жестких режимах электроискровой обработки. Установлено, что при легировании стали 35 на мягких режимах образуются белые слои. Металлы Ni и Co дают 100%-ную сплошность слоев, образуя ограниченные и неограниченные твердые растворы с Fe и интерметаллиды. Рентгенофазовый анализ (РФА) подтверждает наличие твердого раствора железа в виде аустенитно-мартенситной структуры, наличие интерметаллидов FeNi, FeCo, а также оксидов FeO. Твердость белого слоя в 2...3 раза превышает твердость самого легирующего элемента и немного превышает твердость основы. При ЭИЛ алюминием белый слой образуется из вторичных структур и представляет собой аустенит и мартенсит, что подтверждается РФА, металлографическими анализами ЛС и продуктов эрозии - наличие фаз железа, увеличение твердости. При легировании тугоплавкими металлами Nb, V, Zr сплошность покрытия уменьшается с 90 до 54 % за счет обратной эрозии. Твердость белого слоя возрастает за счет образования сложных карбидов железа и легирующих металлов, а также образования нитридов и интерметаллидов. Качество слоев снижено за счет образования пор, раковин и трещин. При легировании W, Ta, Ti сплошность слоя наблюдается в пределах 84...100 %. Твердость ЛС высока за счет образования мартенсита, карбидов, интерметаллидов, нитридов (табл. 1).

На рис. 3 приведена гистограмма коэффициента упрочнения стали 35 при ЭИЛ на мягком режиме. Сталь упрочняют всеми исследованными металлами за исключением меди, которая разупрочняет стальную основу. Медь практически не растворима в железе, не образует при ЭИЛ белого слоя, но за счет хорошей смачиваемости поверхности основы образует плотное покрытие, которое состоит из чистой меди и ее оксидов. Твердость покрытия немного выше твердости чистой меди за счет измельчения зерна в слое.

При легировании стали 35 на жестких режимах происходят сильное перемешивание и проплавление основы на большую глубину. В результате наблюдаются снижение сплошности покрытия за счет обратной эрозии, рост твердости ЗТВ в 1,5...2 раза по сравнению с твердостью основы. Возрастает дефектность слоя: количество пор, кратеров, трещин. Твердость белого слоя условно соответствует слоям, полученным при мягких режимах (табл. 2). Наряду с мартенситом и карбидами РФА показывает наличие нитридов легирующих металлов, а также их оксидов. На рис. 3, б приведена гистограмма коэффициента упрочнения стали 35 при ЭИЛ на жестком режиме. Сталь упрочняется всеми исследованными металлами, исключение составляет никель, разупрочняющий стальную основу. При травлении шлифов всеми стандартными реактивами структура белого слоя не выявляется. При увеличении времени травления темнеет как основа, так и ЛС.

Были проведены выборочные исследования продуктов эрозии, так как их гранулометрический состав несет информацию о соотношении фаз в эрозии. Согласно основным положениям [6–9] продукты эрозии, формирующиеся при электроискровом разряде шарообразной или близкой к ней форме, образуются из жидкой фазы, тогда как частицы неправильной формы с рваными краями являются результатом хрупкого разрушения материалов. Содержание частиц твердой фазы, достигающее 50...60 %, ухудшает формирование ЛС. Что касается размеров частиц, то чем меньше размер частиц продуктов эрозии анода, тем прочнее их сцепление с основой, тем плотнее ЛС и, следовательно, выше твердость слоя.

Гранулометрический состав продуктов эрозии зависит от физико-химических свойств легирующего материала, его структуры, режима обработки и характеризует фазовое состояние эродируемого вещества в процессе ЭИЛ.

На рис. 4, *a*, *б* приведены микроструктуры продуктов эрозии Ni. Установлено незначительное влияние режима обработки (табл. 3). Продукты эрозии представляют собой частицы округлой и неправильной формы, различимые по твердости за счет большего окисления и пористости при жестком режиме. Частицы состоят из металлического никеля и его оксидов.

При легировании Al влияние режима наиболее значительное (рис. 4, *в*, *г*). При мягких режимах ЭИЛ, несмотря на 100%-ную сплошность ЛС, продукты эрозии представляют собой нетравящуюся вторичную структуру с высокой твердостью (см. табл. 3).

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА



к)

Рис. 2. Характерный вид микроструктуры легированного слоя, полученного после ЭИЛ стали 35 ниобием (*a-в*), алюминием (*г-е*), никелем (*ж-и*) и цирконием (*к-м*):

л)

 $a, c, \mathcal{M}, \kappa - I_{\text{pab}} = 2 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 5 \text{ A} (\times 240); \delta, \partial, s, \pi - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 24 \text{ A} (\times 240); e, e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A}, I_{\kappa_3} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}} = 10 \text{ A} (\times 240); e, u, m - I_{\text{pab}}$

При ЭИЛ с током короткого замыкания $I_{\kappa_3} = 24$ A сплошность ЛС уменьшается до 60 %, продукты эрозии состоят из оксидов алюминия с низкой твердостью.

При легировании Nb на жестком режиме снижается сплошность покрытия, наряду с оксидами ниобия появляется вторичная структура с иглами цементита (рис. 4, ∂ , e). Частицы на обоих режимах осколочного

м)

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Таблица 1

Материал электрода		C	0	-				7
Металл	Микротвер- дость, ГПа	Сплошность ЛС, %	Голщина ЛС, мкм	Микротвердость ЛС, ЗТВ, ГПа	Kynp	после закалки и отпуска $H_{\mu} = 5,11$ ГПа)		
Al	0,30	100	1952 (25)	ЗТВ – 3,414,12; слой – 4,126,45	1,03	Сильное перемешивание. Слой мартенситной структуры, AlN, Al ₂ O ₃		
Ti	1,30	84	469 (21)	3TB – 2,865,11; слой – 9,4713,28	2,23	Обратная эрозия, раковины, трещины. Структура: мартенсит + карбиды, TiN, Ti ₂ O ₃		
v	1,53	75	538 (14)	3TB – 3,418,45; слой – 4,675,6	1,00	Мартенсит + карбиды, в слое VN, FeV		
Co	2,10	100	1562 (18)	3TB – 5,116,16; слой 5,117,17 (у поверхности 2,86)	1,20	Слой пористый, аустенитно-мартенситной структуры, интерметаллиды, FeCo		
Ni	2,052,15	100	529 (25)	3TB — 5,11; слой — 4,317,17	1,12	В слое сильное перемешивание, сталь чере- дуется с Ni. Слой аустенитно-мартенситной структуры, FeNi, FeO		
Cu	1,03	74	661 (15)	ЗТВ — 6,61; слой — 1,571,88	0,34	Слой красновато-голубоватого цвета. Наряду с медью присутствуют оксиды меди		
Zr	1,27	54	731 (15)	3TB – 5,116,45; слой – 11,4514,2	2,51	В слое обратная эрозия, трещины, кратеры. Структура: мартенсит + карбиды, Fe ₂ Zr, ZrN		
Nb	2,2	90	326 (13)	3TB – 4,124,49; слой – 7,9713,28	2,08	В слое раковины, поры, трещины. Мартенсит + карбиды, Fe ₂ Nb, NbN		
Та	1,76	98	639 (25)	3TB – 4,126,45; слой – 5,66,81	1,21	В слое поры, трещины, кратеры, поры. Структура: мартенсит + карбиды, TaN, FeTa		
W	4,12	100	836 (23)	3TB – 5,886,45; слой – 7,1711,45	1,82	В слое поры, раковины, трещины. Структура: мартенсит + карбиды, Fe ₂ W, WN		
Сталь 35	5,11	82	1034 (21)	3TB – 4,124,31; слой – 5,68,93	1,42	Структура слоя: перлит, мартенсит, карбиды		

Результаты ЭИЛ стали 35 ($I_{pa6} = 2 \text{ A}, I_{\kappa 3} = 5 \text{ A}$)



Рис. 3. Гистограмма коэффициента упрочнения Купр стали 35 на мягком (а) и на жестком (б) режимах

типа с высокой твердостью, свойственной оксидам ниобия (см. табл. 3).

При легировании Zr сплошность ЛС на обоих режимах низкая, порядка 52...54 %. На обоих режимах частицы продуктов эрозии – осколочного типа с высокой твердостью, что соответствует оксиду циркония, также имеется вторичная структура (см. табл. 3). Твердофазная составляющая наиболее высокая у циркония (95...96 %) в связи с высокой растворимостью в нем кислорода. Металлы, обладающие большим сродством к кислороду, способностью образовывать в процессе ЭИЛ оксидные фазы, имеют высокое соотношение твердой фазы к жидкой в продуктах эрозии.





a, θ , $\partial - I_{pa\delta} = 2$ A, $I_{\kappa 3} = 5$ A; δ , e, $e - I_{pa\delta} = 10$ A, $I_{\kappa 3} = 24$ A

Для углубления представлений о формировании измененного поверхностного слоя в качестве основы использовали медь, не обладающую полиморфными превращениями.

Изучив металлографические данные о физико-химических свойствах ЛС (табл. 4), видим, что белый слой при ЭИЛ меди не образовался. Сплошность и толщина покрытий на меди наиболее высокая у никеля и кобальта. Микротвердость ЛС выше при ЭИЛ меди твердым сплавом ВК8, что объясняется включением карбидов вольфрама в поверхностных слоях меди. Медь разупрочняется при ЭИЛ оловом и свинцом, хотя в целом микротвердость ЛС выше, чем у олова и свинца, так как образуются твердые растворы.

На основе во всех случаях идентифицируется медь в элементной форме, а при ЭИЛ кобальтом, никелем и цирконием - оксиды меди. При ЭИЛ меди алюминием РФА не показывает его наличие в слое, что объясняется пределом чувствительности метода (2 % по фазе) и возможно переносом алюминия в оксидной форме. При этом известно, что продукты хрупкого разрушения плохо закрепляются на материале основы (табл. 5).

Проведенные исследования позволили установить, что все металлы, представляющие интерес для легирования стали, схематично можно разделить на три группы (рис. 6).

Группа I – элементы (Ni, Co, Mn, Cr, V) близки к железу по порядковому номеру в периодической системе, атомному радиусу и кристаллической решетке.

e

Таблица 2

Материал электрода		-		and the second second		
Металл	Микро- твердость, ГПа	Сплош- ность ЛС, %	Толщина [*] ЛС, мкм	Микротвердость ЛС, ЗТВ, ГПа		Примечания (твердость стали 35 после закалки и отпуска Н _µ = 5,11 ГПа)
Al	0,3	63	370 (9)	3TB — 5,115,88; слой — 4,126,45 (зона переплава — 8,9314,20)	1,03/2,26	Обратная эрозия. Мартенсит, Al ₂ O ₃ , AlN. В зоне переплава – мартенсит, иглообразные кристаллы FeAl ₃
Ti	1,3	72	326 (9)	3TB – 3,418,45; слой – 6,4510,79 (вторичная структура – 13,28)	1,69/2,6	В слое — раковины, поры, кратеры. Вторичная структура — мартенсит + карбиды. Слой — мартенсит + карбиды, TiN, TiO ₂
v	1,53	59	679 (12)	3TB — 4,314,45; слой — 5,888,45 (проплав — 4,127,17)	1,4/1,1	Обратная эрозия, кратеры, трещина через слой. В слое – аустенитно-мартенситная структура, карбиды, VN, VO. В проплаве – аустенитно-мартенситная структура и карбиды
Co	2,1	75	221 (8)	ЗТВ – 4,677,17; слой – 6,457,17	1,33	В слое – поры, кратеры. Структура – мартенсит, FeO, CoO, Co ₃ N
Ni	2,052,15	99	333 (10)	ЗТВ – 4,1211,45; слой – 1,833,07 (зона переплава – 6,817,65)	0,48/1,41	В слое – мелкие поры. Структура – феррит, аустенит, Ni ₃ N, FeO. В зоне переплава – мартенсит + карбиды
Zr	1,27	52	315 (6)	3TB — 3,074,49; слой — 6,457,17 (вторичная структура — 13,2816,70)	1,33/2,93	В слое – сплошные кратеры. Вторичная структура – сплошные мелкие карбиды. Слой – мартенсит, карбиды, ZrO ₂ , ZrN в бе- лых участках
Nb	2,2	60	626 (13)	3TB – 6,817,17; слой – 11,4516,70 (проплав – 7,1710,79)	2,75/1,76	В слое – поры, обратная эрозия, кратеры. Структура – мартенсит, карбиды Nb ₂ N, Nb ₂ O ₅ . В проплаве – мартенсит + карбиды
Та	1,76	93	368 (7)	3TB – 3,674,12; слой – 5,116,81 (проплав – 3,415,6)	1,17/0,88	В слое – поры, кратеры, проплавы. Аустенит – мартенсит. Слой – мартенсит, карбиды, TaN, Ta ₂ O ₅
w	4,12	64	1049 (17)	3TB — 6,8111,45; слой — 10,1311,45 (проплав — 9,4711,45)	2,11/2,05	В слое – поры, обратная эрозия, проплавы. Слой – мартенсит + карбиды, WN, WO ₃
Сталь 35	5,11	84	1766 (34)	ЗТВ — 4,887,17; слой — 6,168,45	1,43	Слой – мартенсит + карбиды

Результаты ЭИЛ стали 35 ($I_{pa6} = 10$ A, $I_{\kappa_3} = 24$ A)

Данные элементы образуют неограниченные твердые растворы с железом. Ванадий образует неограниченно твердые растворы только с α -Fe. Кроме того, Mn, Cr и V имеют менее достроенную электронную d-оболочку и, следовательно, имеют большее сродство к углероду стали, чем железо, образуя свои карбиды наряду со сложными карбидами (Cr, V, Mn, Fe)_xC_y. Эти металлы имеют 100%-ную вероятность образования БС, но твердость слоя повышается незначительно по сравнению с твердостью основы при ЭИЛ сталей Ni и Co, так как в присутствии Fe они не образуют карбидов. При ЭИЛ сталей Cr, V и Mn твердость легированного слоя повышается в 3...4 раза за счет образования карбидов.

Группа II (Cu, Al). Медь практически не растворима в железе, не образует при ЭИЛ белого слоя, но за счет хорошей смачиваемости поверхности основы образует плотное покрытие, состоящее из чистой меди

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Таблица З

Материал	Реж	ким	Микротвердость,	Размер	The second s
электрода	<i>I</i> _{раб} , А	<i>I</i> _{кз} , А	$\Gamma\Pi a (P = 0,5 H)$	частиц*, мкм	Примечание
Ni	2	5	1,93,7	25500 (50)	Частицы округлой и неправильной формы
	10	24	1,32,3	25650 (70)	Частицы пористые с трещинами, снижение твердости за счет пористости и окисления
Al	2	5	5,116,45	30300 (90)	Частицы округлой и неправильной формы с металлическим блеском, не поддаются травлению, вторичная структура
	10	24	0,50,6	50400 (170)	Частицы пористые, поддаются травлению, похожи на оксиды алюминия
Nb	2	5	14,216,7	30360 (60)	Частицы осколочного типа, хрупкие, окисленные, вторич- ная структура
***, j = 1	10	24	8,4511,45	25675 (200)	Частицы осколочного типа, вторичная структура с иглами цементита
Zr	2	5	11,011,45	25200 (45)	Частицы осколочного типа, окисленные, вторичная структура
	10	24	11,45 - 13,28	25450 (150)	Частицы осколочного типа, окисленные, вторичная структура

Характеристики продуктов эрозии

В скобках указано преобладающее значение.



Рис. 5. Гистограмма значений коэффициента упрочнения K_{упр} металлами

и ее оксидов. Твердость покрытия немного выше твердости чистой меди за счет измельчения зерна в слое. Алюминий имеет ограниченную растворимость в железе, большое сродство к кислороду. Поэтому вероятность образования БС невелика, наблюдается в основном оксидная фаза. Возможно образование первичных грубых игл фазы FeAl₃.

Группа III (Ti, V, Zr, Nb, Mo, Ta, W) – тугоплавкие элементы. Из них V, Mo, W имеют одинаковые кристаллические решетки с α-Fe, но атомные радиусы немного отличаются. Эти металлы могут образовывать с железом ограниченные твердые растворы при высоких температурах. Это приводит к образованию аустенитно-мартенситной структуры в условиях ЭИЛ. Элементы Zr, Nb, Ta имеют намного больший атомный радиус, чем железо, поэтому не образуют



Рис. 6. Электродные материалы, используемые при ЭИЛ сталей

твердых растворов. Все металлы группы III образуют с железом интерметаллидные фазы: FeV, Fe₂Mo, Fe₂W, Fe₂Ti, FeTi, Fe₂Nb, Fe₃Nb, Fe₂Nb₃, Fe₂Ta, Fe₂Zr, а также карбидные фазы с углеродом стали, поэтому вероятность образования БС велика, а его твердость превышает твердость основы в 4...5 раз.

Установлено, что металлы, образующие неограниченные и частично ограниченные твердые растворы с железом, а также обладающие полиморфизмом, образуют БС. Исключение составляет алюминий, так как белый слой представляет собой фазы железа – аустенит и мартенсит. Проведенные металлографические

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Таблица 4

Характеристики покрытий, полученных	при ЭИЛ	меди м	еталлами и	сплавами
-------------------------------------	---------	--------	------------	----------

Материал электрода	Характеристики покрытия	Kynp	Примечания (твердость меди $H^{20}_{\mu} = 0.8$ ГПа)
Sn	Покрытие — твердый раствор Cu в Sn у основы, к поверхности — чистое олово. Белого слоя нет. $H_{\mu \pi B,p}^{20} = 0,1390,142$ ГПа; $H_{\mu}^{Sn} = 0,11$ ГПа	0,18	Медь и олово взаиморастворимы при темпера- туре выше 100 °C
Zn	Покрытие — твердый раствор Cu в Zn y основы, к поверхности — чистый цинк. Белого слоя нет. $H^{20}_{\mu r n.p} = 1,141,2$ ГПа; $H^{Zn}_{\mu} = 0,450,5$ ГПа	1,46	Медь и цинк образуют непрерывный ряд твер- дых растворов
Al	Покрытие — твердый раствор Си в Al и оксиды алюминия. Белого слоя нет. $H^{20}_{\mu \tau n.p} = 1,73,38$ ГПа; $H^{Al}_{\mu} = 0,3$ ГПа	3,18	Медь и алюминий образуют твердые растворы
Pb	Покрытие — свинец. Белого слоя нет. $H^{20}_{\mu Pb} = 0,08 \ \Gamma \Pi a$	0,10	Расплавы смешиваются при температуре 952 °С и выше. Свинец (вредная примесь в сплавах ме- ди) располагается по границам зерен
Со	Покрытие – твердый раствор Си в Со у основы, к поверхности чистый кобальт. Белого слоя нет. $H^{20}_{\mu \pi B, p} = 1, 62, 1$ ГПа; $H^{Co}_{\mu} = 2, 1$ ГПа	2,31	Диаграмма состояний отсутствует
Ni	Покрытие — твердый раствор Си в Ni у основы, к поверхности чистый никель. Белого слоя нет. $H^{20}_{\mu \pi в. p} = 2,152,4$ ГПа; $H^{Ni}_{\mu} = 2,052,15$ ГПа	2,63	Медь и никель образуют непрерывный ряд твер- дых растворов
BK8	Наблюдаются включения карбидов вольфрама в поверхностных слоях меди. $H^{K}_{\mu} = 10,3 \ \Gamma \Pi a;$ $H^{Cu}_{\mu} = 0,84 \ \Gamma \Pi a;$ размеры карбидов 1224 мкм	12,8	Медь и вольфрам взаимонерастворимы

исследования физико-химических свойств ЛС, показали, что белый слой при ЭИЛ меди не образовался.

Выводы

Проведены систематические экспериментальные исследования влияния физико-химических свойств материала легирующего электрода на структуру, свойства ЛС в целях установления закономерностей образования белого слоя при электроискровом легировании стали 35 в зависимости от режима обработки. Проведенные металлографические исследования формирования легированного слоя на образцах из стали 35 показали, что при электроискровом легировании на мягких ($I_{pa6} = 2 \text{ A}, I_{\kappa 3} = 5 \text{ A}$) и жестких режимах ($I_{pa6} = 10 \text{ A}, I_{\kappa 3} = 24 \text{ A}$) образуются белые слои.

Таблица 5

Результаты рентгенофазового анализа ЛС после ЭИЛ меди металлами ($I_{pa6} = 2$ A, $I_{\kappa 3} = 5$ A)

Материал электрода	Фазовый состав ЛС		
Al	Cu		
v	Cu, VO _{0,9}		
Co	Cu, Co		
Ni	Cu, Cu ₂ O, Ni		
Zr	Cu, CuO (следы)		
Nb	Си (следы ниобия)		
Ta	Cu, TaO		
W	Cu, W		

Установлено, что металлы, образующие неограниченные и частично ограниченные твердые растворы с железом, а также обладающие полиморфизмом, образуют БС. Исключение составляет алюминий, так как белый слой представляет собой фазы железа – аустенит и мартенсит.

Таким образом, специфические свойства БС, образующегося при ЭИЛ стали исследуемыми металлами, обусловлены как химико-термическим воздействием электрического разряда, так и направленным переносом материала анода на катод, их активным перемешиванием и химическим взаимодействием.

ЛИТЕРАТУРА

1. Металловедение и термическая обработка стали: справ. Т. І. М.: ГНТИ литературы по черной и цветной металлургии. 1961. 747 с.

2. Понилов Л.Я., Зайцев Л.П. Электрополирование и электротравление металлографических шлифов. М.: Металлургия. 1963. 410 с.

3. Сафронов И.И. Исследование возможности применения карбидных и боридных соединений титана, ниобия, циркония, хрома в качестве электродов для электроискрового легирования // Автореф. канд. дис. Киев: ИПМ АН УССР. 1967. 26 с.

 Превращение в поверхностных слоях сплавов железа при ЭИЛ графитом / А.И. Михайлюк, А.Е. Гитлевич и др. // Электронная обработка материалов. 1986. № 4. С. 23–27.

 Намитоков К.К. О соотношении пароподобной и жидкой фаз в продуктах электрической эрозии металлов // Украинский физический журнал. 1962. № 10. С. 1136–1139.

6. Коваленко С.В., Верхотуров А.Д., Головко Л.Ф., Подчерняева И.А. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов. М.: Наука. 1986. 277 с.

 Намитоков К.К. О соотношении пароподобной и жидкой фаз в продуктах электрической эрозии металлов // Украинский физический журнал. 1962. № 10. С. 1136–1139.

8. Намитоков К.К. Об агрегатном состоянии, составе и строении продуктов электрической эрозии металлов. В кн.: Физические основы электроискровой обработки материалов. М.: Наука. 1966. С. 86–109.

9. Красюк Б.А. Исследование порошков-продуктов эрозии электроискровой обработки. В сб.: Электроискровая обработка металлов. М.: Изд-во АН СССР. 1963. С. 126–132.

В.Е. Архипов, Л.И. Куксенова, Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков (ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, Москва)

Покрытия на основе хрома и бора, полученные методом СВС

Представлены результаты исследования структуры и свойств покрытий, полученных на стали 45 методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC) с использованием в качестве основных ингредиентов шихты соединения хрома и бора. Показана возможность значительного повышения твердости формируемого покрытия толщиной 35...40 мкм за счет изменения содержания бора в шихте и времени процесса, а именно выдержки в реакторе. На основе рентгеноструктурного анализа выявлены основные структурные составляющие слоя на поверхности стали, которые представляют из себя боридные соединения типа Cr₂B и FeB. Продемонстрирована возможность повышения твердости нанесенных покрытий за счет последующей термической обработки при уменьшении толщины слоя. Проведена оценка распределения хрома и основных дефектов покрытия после обработки стали методом CBC и последующей термической обработки.

The results of investigation of the structure and properties of coatings, obtained on steel 45 by the method of self-propagating high temperature fusion reaction (SHF) with utilization as the main ingredients the furnace charge of chromium and boron composition. The possibility of significant increase of the producing coating with thickness of 35...40 mkm due to the change of boron content in the furnace charge and the process running time, namely, the exposure time in reactor was shown. Based on X-rays structure analysis the coating main structure components, which appeared to be boron compositions like Cr_2B and FeB, were revealed. The possibility of hardness increasing due to subsequent heat treatment even by decreasing of coating thickness was shown. The estimation of chromium and the coating main defects distribution after steel SHF treatment and successive heat treatment was carried out.

Состояние поверхности во многом определяет служебные характеристики деталей, особенно тех, которые работают на износ. Для улучшения характеристик поверхности изделий могут быть использованы многочисленные методы термической и химико-термической обработки, а также разнообразные способы нанесения покрытий. К наиболее современным, но и малоизученным способам обработки металлов относится метод *самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* (CBC), который применяется для решения ряда технологических задач [1, 2].

Из процессов, используемых в промышленности для нанесения покрытий на поверхность металлических изделий или модификации основы, метод CBC Таблица 1

Основные составляющие шихты в весовом соотношении

Номер образца	Состав шихты (%)
1	40 % (Cr ₂ O ₃ +Al)+ 3 % NH ₄ Cl+КП
2	40 % (Cr ₂ O ₃ +Al)+3 % NH ₄ Cl+ 2 % NaF+КП
3	33 % (Cr ₂ O ₃ +Al)+13 % B+ +(-"-"-)+(-"-"-)+(-"-"-)
4	25 % (Cr ₂ O ₃ +Al)+15 % B+ +(-"-"-)+(-"-"-)+(-"-"-)
5	20 % (Cr ₂ O ₃ +Al)+20 % B+ +(-"-"-)+(-"-"-)+(-"-"-)
6	40 % (Cr ₂ O ₃ +Al)+5 % B+ +(-"-"-)+(-"-"-)+(-"-"-)
Прия	и е ч а н и е. КП – конечный продукт сгорания шихты

наиболее близок процессу диффузионного насыщения в "твердой упаковке" (металлическом ящике с деталями и шихтой), который проводится в термических печах общего назначения [3], т.е. образцы или детали размещаются в шихте, которая служит основой для поставки к поверхности необходимых легирующих элементов. В зависимости от времени и температуры процесса можно получить покрытия требуемого состава с полной или частичной диффузией легирующих элементов в основу.

В условиях метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза за счет подбора соответствующего состава шихты и инициирования реакции горения с выделением значительного количества тепла удается сократить время процесса формирования покрытия достаточно высокого качества. Однако отсутствие данных о закономерностях изменения структуры и свойств материалов и формируемых покрытий при обработке методом СВС в зависимости от параметров технологии затрудняет ее использование при обработке деталей и внедрение процесса в промышленность. Установление взаимосвязи структурного состояния, формирующегося в результате использования метода СВС, является основой для разработки конкретных рекомендаций использования технологии СВС для обработки деталей. При этом в качестве основных технологических параметров, определяющих конечный результат, могут быть рассмотрены режимы процесса СВС, например, температура и время выдержки, а также состав шихты.

В данной работе представлены экспериментальные результаты, показывающие влияние таких технологических параметров, как состав шихты и время выдержки на структуру и свойства формируемых покрытий, что позволит оптимизировать параметры процесса при внедрении его в промышленность.

При планировании экспериментов для определения влияния состава шихты на структуру и свойства формируемых покрытий время обработки не изменялось и составляло 60 мин, при этом при обработке образцов использовали режим воспламенения и реактор цилиндрического типа. Состав шихты для проведения экспериментов, в котором в качестве основных составляющих варьировали содержание бора и оксида хрома, представлен в табл. 1.

Дополнительно для образцов, обработанных методом CBC в шихте с составом — 33 % $(Cr_2O_3+Al)+$ +13 % B+3 % NH₄Cl+2 % NaF+KП, изменяли время выдержки, которое составляло 15 мин (образец 7) и 30 мин (образец 8) соответственно.

Многие детали машин для повышения эксплуатационных характеристик подвергаются термической обработке. поэтому для выяснения влияния последующего термического воздействия на формируемые методом СВС покрытия часть образцов после обработки была подвергнута термической обработке (нагрев под закалку, выдержка, закалка) по режимам, рекомендованным для стали 45.

Для изучения микроструктуры образцов использовали металлографический оптический микроскоп Neopfot-3 при увеличении ×360. Исследования микроструктуры поверхностных слоев осуществляли на поперечных шлифах по традиционной технологии. Контроль микротвердости стали по глубине проводили с помощью микротвердомера ПМТ-3 при вдавливании алмазной пирамиды под нагрузкой 0,2, 0,5 ·и 1,0 Н с автоматической регистрацией и записью результатов. Для изучения топографии нанесенных покрытий, дефектов полученных слоев и микроструктуры образцов использовали растровый электронный микроскоп. Структуру шлифов с определением качественного распределения хрома по глубине и площади нанесенных покрытий изучали с помощью растрового электронного микроскопа при съемке во вторичных электронах и в характеристическом излучении К_аСг при увеличении ×1900.

Структурное состояние поверхностных слоев стали после обработки методом CBC и CBC + закалка определяли с помощью неразрушающего метода контроля поверхности — метода скользящего пучка рентгеновских лучей [4]. Рентгеносъемки проводили в СоК_{α} излучении при углах наклона образца к направлению рентгеновского луча в камере 6 и 20°, что позволяло получить информацию о структуре поверхности на разной глубине [5]. Изучение поверхности образцов проводили в состоянии поставки, т.е. без дополнительной механической или химической обработки поверхности.

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА



Рис. 1. Зависимость твердости формируемого покрытия HV на основе хрома и бора от состава шихты и расстояния от поверхности *h*:

1 - 20 % (Cr₂O₃+Al)+20 % B; 2 - 33 % (Cr₂O₃+Al)+13 % B; 3 - 40 % (Cr₂O₃+Al)+5 % B





I – 15 мин, *2* – 30 мин, *3* – 60 мин

Результаты измерения твердости нанесенного покрытия показали ее существенную зависимость от состава шихты (рис. 1). Из представленных результатов видно, что она достигает максимального значения порядка 15 000 МПа при использовании шихты с повышенным содержанием бора, 20 % (см. табл. 1, образец 5), причем разброс значений твердости значителен и на глубине 0,03 мм составляет от 13 500 до 17 350 МПа. Снижение содержания бора в шихте до 13 % приводит к существенному снижению твердости до 5000 МПа (см. табл. 1, образец 3). Последующее снижение содержания бора в шихте до 5 % уже

Таблица 2

Фазовый состав стали 45 с покрытием на основе хрома и бора

	Вид о	бработки		
CBC		CBC + TO		
<i>d/n</i> , Å	Фаза	<i>d/n</i> , Å	Фаза	
		3,69; 3,45; 3,16; 2,97	Новое образование	
2,02; 1,43; 1,17; 1,01	α-Fe	2,02; 1,43; 1,17; 1,01	α-Fe	
2,59; 2,158; 2,04; 1,86; 1,64; 1,29; 1,207; 1,05	Cr ₂ B	2,59; 2,158; 2,00; 1,86; 1,64; 1,29; 1,207; 1,05	Cr ₂ B	
2,75; 2,49; 2,28; 2,02; 1,90; 1,81; 1,60; 1,43; 1,239; 1,166	FeB	2,750; 2,400; 2,280; 2,020; 1,900; 1,810; 1,600; 1,430; 1,239; 1,166	FeB	

П р и м е ч а н и е. *d/n* – параметр, характеризующий кристаллическую решетку.

незначительно сказывается на твердости формируемого покрытия (см. табл. 1, образец 6).

Аналогичные результаты были получены при изучении влияния времени выдержки на твердость формируемого покрытия при сохранении одного состава шихты 33 % (Cr_2O_3+Al)+13 % В (см. табл. 1, образец 3). Время выдержки в реакторе также оказывает существенное влияние на твердость формируемого покрытия (рис. 2). Как видно из представленных результатов, при снижении времени выдержки и одинаковом составе шихты твердость покрытия существенно возрастает с 4800 МПа (60 мин) до 11 500 МПа (15 мин) (образец 7). В данном случае наблюдается значительный разброс значений твердости в интервале 9300...15 200 МПа на глубине измерения 0,02 мм.

Выявленные результаты показывают наличие зависимости между временем выдержки и твердостью при одинаковом составе шихты, так как выдержка в течение 30 мин также приводит к повышению твердости формируемого покрытия, хотя и не столь значительному. У образцов, обработанных методом CBC с временем выдержки 30 мин, твердость покрытия составляет порядка 6000 МПа (см. рис. 2). Результаты рентгеноструктурного анализа поверхностного слоя стали 45 после обработки методом CBC с использованием шихты на основе хрома и бора приведены в табл. 2.

На рентгенограммах стали после обработки методом СВС на анализируемой глубине регистрируются



Рис. 3. Микроструктура поперечного шлифа стали 45 после обработки CBC (*a*, *б*) и с последующей TO (*b*, *c*) с использованием хрома и бора:

a, в – с использованием растрового электронного микроскопа (×1900); б, г – после съемки в характеристическом излучении К_аCr

системы дифракционных линий, принадлежащих разным фазам. Одна система линий — отражения от ОЦК кристаллической решетки железа. Вторая система дифракционных линий размыта в радиальном направлении и является отражениями от атомных плоскостей мелкозернистого борида железа состава FeB. Третья система линий представлена рефлексами точечного характера. Это отражения от атомных плоскостей крупнозернистого борида хрома Cr₂B (табл. 2).

Последующая закалка стали приводит к тому, что дифракционные линии, принадлежащие бориду хрома Cr_2B , становятся сплошными и на них выявляются отдельные точечные рефлексы, что свидетельствует о частичном измельчении зерна борида. При закалке стали в поверхностных слоях кроме фаз α -Fe, CrB и FeB регистрируется новая структурная составляющая (см. табл. 2). Характер дифракционных линий свидетельствует об отражении от кристаллов разной степени дисперсности. На данном этапе работы идентифицировать новую структурную составляющую не удалось, однако ее наличие возможно связано с

формированием оксидов при нагреве образцов с покрытиями на воздухе.

Результаты растровой электронной микроскопии поперечных шлифов, представленные на рис. 3, показывают, что при обработке методом СВС в поверхностном слое толщиной 10...15 мкм регистрируют каналы из сообщающихся между собой пор с заостренными гранями (рис. 3, а). Каналы расположены в основном перпендикулярно к поверхности. После закалки в поверхностном слое регистрируется множество микротрещин и отдельных разрушенных частиц, между которыми просматриваются инородные включения (рис. 3, в). Этот факт позволяет предполагать, что появление новой системы дифракционных линий на рентгенограмме закаленного образца является следствием насыщения поверхностного слоя элементами окружающей среды, например закалочной или окалинообразования. Результаты растровой электронной микроскопии указывают на то, что плотность поверхностного слоя толщиной порядка 10...15 мкм после закалки существенно меньше, чем при обработке методом СВС.

В соответствии с результатами, представленными в ряде работ [6], можно предположить, что в процессе нагрева стали под закалку происходит миграция пор к поверхности. При этом поры с заостренными гранями создают большие концентрации напряжений, которые в совокупности с напряжениями, возникающими при закалке, вызывают разрушение и растрескивание поверхностного слоя.

Распределение хрома по толщине поверхностного слоя представлено на рис. 3, δ и *г*. Как видно из представленных данных после обработки стали методом CBC толщина слоя, содержащего хром, составляет 35...40 мкм. С увеличением расстояния от поверхности плотность хрома постепенно убывает (рис. 3, δ). При последующей закалке толщина слоя, содержащего хром, уменьшается до 10...15 мкм, при этом увеличиваются плотность распределения хрома в участ-ке, непосредственно прилегающем к поверхности, и равномерность распределения хрома по слою (рис. 3, *г*).

Полученные результаты распределения микротвердости по толщине показывают, что поверхностный слой толщиной 35...40 мкм имеет микротвердость порядка 7600 МПа, под поверхностью (переходный слой на глубине 50...60 мкм) — 2200 МПа. В объеме материала регистрируется микротвердость 2800 МПа, характерная для исходного состояния стали 45.

Закалка стали, обработанной методом СВС, приводит к уменьшению толщины нанесенного покрытия до 10...15 мкм и увеличению микротвердости до 9000 МПа. Микротвердость в переходном слое и основном материале одинакова и составляет 7000 МПа.

Таким образом, проведенные исследования показали, что при обработке стали методом CBC с использованием в шихте основных компонентов на основе хрома и бора поверхностный слой состоит из мелкодисперсной фазы борида железа и крупнозернистой фазы состава Cr_2B (преобладающая фаза). Насыщение поверхностного слоя толщиной 35...40 мкм хромом и бором сопровождается формированием боридов разного состава и приводит к увеличению твердости до 7600 МПа, при этом под нанесенным покрытием наблюдается переходная зона с твердостью 2800 МПа.

При закалке в поверхностном слое (покрытии) регистрируется новая структурная составляющая, предположительно являющаяся результатом насыщения поверхности элементами окружающей среды или окалинообразования. По толщине образцов из стали, обработанных методом CBC в сочетании с закалкой, наблюдается покрытие толщиной 10...15 мкм и твердостью порядка 9000 МПа на упрочненной матрице.

Таким образом, можно сделать следующие выводы.

1. Установлена методами металлографического и электронного анализа возможность формирования методом CBC на стали 45 покрытия толщиной 35...40 мкм на основе хрома и бора.

2. Методом дюрометрического анализа показана возможность влияния на твердость формируемого покрытия изменения состава шихты, а именно повышение содержания бора приводит к возрастанию твердости слоя до 15 000 МПа.

3. Методом дюрометрического анализа показана возможность влияния на твердость формируемого покрытия изменения времени протекания процесса, а именно — уменьшение времени выдержки в реакторе приводит к росту твердости до 11 000 МПа.

4. Методом рентгеноструктурного анализа выявлены основные структурные составляющие наносимого покрытия, которыми являются бориды хрома и железа – Сг₂В и FeB.

5. Установлено, что последующая термическая обработка образцов с покрытием, полученным методом СВС, не влияет на фазовый состав, но приводит к уменьшению толщины формируемого покрытия и росту его твердости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Левашов Е.А., Рогачев А.С., Юхвин В.И. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. М.: Бином, 1999. 176 с.

2. Евтушенко А.Т., Пазарэ С., Торбунов С.С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез инструментальной стали. МиТОМ. 2007. № 4. С. 43–46.

3. Земсков Г.В., Коган Р.Л. Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1978. 306 с.

4. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И., Босов С.В. Рентгенографический метод исследования структурных изменений в тонком поверхностном слое металла при трении. Заводская лаборатория. 1973. № 3. С. 293–296.

5. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металлов. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.

6. Удовицкий В.И. Долговечность диффузионно-насыщенных кремнием деталей машин. М.: Машиностроение, 1983. 240 с.



МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

УДК 621.793: 9.048

В.Н. Гадалов, Д.Н. Романенко, И.М. Горякин (Курский ГТУ), Ю.П. Камышников (ООО "ДЕМО", Воронеж), В.И. Шкодкин (ООО "Завод по ремонту горного оборудования", Железногорск)

Локальное избирательное нанесение электрофизических покрытий на металлообрабатывающий инструмент

Проанализированы причины интенсивного изнашивания рабочих поверхностей металлорежущих инструментов из быстрорежущих сталей. Предложены электрофизические методы нанесения покрытий из твердых сплавов, применяемых для повышения стойкости режущих инструментов.

Causes of intensive deterioration of work surfaces of metal-working tools from highspeed steels are analysed. Electrophysical methods of drawing of coatings from the cemented carbides used for increasing stability of the cutting tools are offered.

Интенсивность изнашивания инструмента из быстрорежущих сталей в процессе резания зависит от обрабатываемого и инструментального материала, геометрии инструмента, применяемых технологических сред, режимов и других условий. Различают три основных вида изнашивания рабочих поверхностей режущих инструментов: адгезионное, абразивное и диффузионное. Повысить износостойкость инструмента можно путем комплексного улучшения его свойств – структурной однородности, поверхностной твердости, теплостойкости и химической стойкости.

Широкий спектр разработанных и разрабатываемых методов нанесения многофункциональных электрофизических покрытий, таких как электроискровое легирование (ЭИЛ) и его разновидность — локальное электроискровое нанесение (ЛЭН) покрытий, осуществляемое на установках ЭФИ-45 и ЭЛФА-541 соответственно, позволяет при оптимальных режимах упрочняющей обработки повысить стойкость инструмента из быстрорежущих сталей и деталей из конструкционных сталей в несколько раз.

Обработка материала сопровождается выделением теплоты в зоне резания (рисунок, a), обусловленной пластической деформацией и трением. Как показали исследования процесса стружкообразования, температура t изменяется по сложному закону (кривая *abce*). На линии AD (в плоскости сдвига) в результате интенсивной пластической деформации температура t в тонком слое достигает 1173...1373 К, что приводит

к упрочнению металла заготовки за счет теплоотвода смежными слоями с более низкой температурой.

Для доэвтектоидных сталей (стали марок 10-40) увеличение скоростей резания выше 3 м/с приводит к



Тепловая модель зоны резания (*a*), график влияния положения плоскости сдвига, характеризуемой углом β , на коэффициент износостойкости K_{μ} задней поверхности рабочей части токарного резца (*б*)

отклонению угла β , характеризующего положение плоскости сдвига *AD* в объеме снимаемого припуска ($\beta > 0$), обусловливающее предварительное деформационное упрочнение поверхностного слоя заготовки на глубину заведомо выше толщины срезаемого слоя металла. При этом вершина режущего клина *A* ведет себя как выглаживающий инструмент, что приводит к его интенсивному изнашиванию.

Упрочнение материала в зоне резания является следствием протекающих в ней структурных превращений. Температура в зоне стружкообразования при ее перемещении по передней поверхности режущего клина дополняется теплотой, вызванной силами трения по передней поверхности, после чего рассеивается в объеме стружки. Таким образом, на участке *BC* передней поверхности (см. рисунок, кривая *bc*) происходит повышение температуры.

С увеличением скорости резания возрастает температура вследствие локальных деформаций в зоне обработки. На участке *AB* передней поверхности режущего клина формируется белый слой со сложной химической структурой, являющийся результатом диффузионных процессов и термических превращений. Интенсивное изнашивание инструмента приходится на участок *BC* с характерным образованием лунки.

Условия работы вершины режущего клина A инструмента и интенсивность его изнашивания по задним поверхностям зависят от положения плоскости сдвига. На рисунке δ представлено изменение коэффициента износостойкости K_{μ} задней поверхности инструмента в зависимости от определяемого углом β положения плоскости сдвига AD, вдоль которой вероятно развитие трещины. Анализ рисунка δ показывает, что при $\beta \approx 0$ условия резания наиболее эффективны. При $\beta \leq 0$ вероятность раскрытия трещины разрушения значительна и совпадает с плоскостью сдвига AD, при этом условия работы кромки лучше, чем при $\beta > 0$.

Условия и особенности взаимодействия инструмента и заготовки являются определяющими для повышения износостойкости инструмента, т.е. формирования на его рабочих поверхностях слоев с улучшенными физико-механическими свойствами и рельефом. Условия в зоне резания переменны, следовательно, локальным избирательным нанесением электрофизических покрытий можно создать условия для самозатачивания режущих кромок или обеспечить равную прочность различных рабочих поверхностей, тем самым повысив износостойкость кромок и поверхностей и, в целом, самого режущего инструмента.

Для проверки вышесказанного были выбраны стандартные (торцевые и др.) и фасонные фрезы, спиральные сверла, резцы (для чернового и чистового точения, отрезные, а также фасонные).

Электроискровому упрочнению методом ЭИЛ на установке ЭЛФА-541 подвергали металлообрабатывающий инструмент в струе инертного газа (аргона), что позволило избежать окисления его поверхности.

В качестве электродов использовали цилиндрические стержни диаметром 1...1,5 мм из сплавов ВК6М и Т15К6. Упрочнению подвергали сверла диаметром 4...20 мм с цилиндрическим и коническим хвостовиками, а также цилиндрические фрезы диаметром до 40 мм. Для спирального сверла наиболее тяжелонагруженными рабочими участками являются главная режущая кромка и переход от нее к вспомогательной режущей кромке (уголок). Качество отверстия определяется износостойкостью сверла по задней поверхности винтовой части, поэтому необходимо наносить на заднюю поверхность сверл твердое двухслойное покрытие, интенсивно отводящее тепло от зон температурных всплесков. Такое покрытие формируют из твердого сплава типа ВК или ТК: например, первый слой - твердый сплав ТК - обеспечивает повышенное сопротивление разрушению рабочего слоя, а второй слой, из меди, эффективно отводит тепло.

Для сверл ширина покрытия от края главной режущей кромки по передней поверхности составляла 0,6...1,2 мм, по задней поверхности – 1,5...2 мм. Ширина упрочненного слоя на поверхности направляющих ленточек составляла 2...10 мм, а по поверхности вдоль линии перемычки – 0,6...2 мм.

Упрочнение фрез проводили по передней и задней поверхностям вдоль режущей кромки с шириной упрочнения 1,6...4,3 мм.

Проведенная оценка адгезионной прочности покрытий, полученных ЛЭН из твердого сплава ВК6М на фрезы из быстрорежущей стали Р18Ф2, методом царапания [1] показала ее увеличение на 20...25 % по сравнению с исходным состоянием.

Анализ изношенной поверхности зубьев фрез после упрочнения ЛЭН установил особенности их изнашивания и разрушения. Фрезы без упрочнения изнашиваются с образованием нароста вследствие сильной адгезии инструментального и обрабатываемого материала, после ЛЭН нарост материала не фиксируется.

Изнашивание фрез с износостойким покрытием происходит в две стадии: на первой покрытие разрушается вследствие истирания и отслоения от основы; на второй стадии изнашивается инструментальная основа на оставшейся без покрытия задней поверхности зуба. Способность материала основы после локального электроискрового нанесения покрытия дольше сохранять работоспособность приводит к значительному уменьшению площади "оголенной" поверхности зуба фрезы.

Испытания на ускоренный износ были проведены при фрезеровании паза на пластинках из стали У12. Износостойкость при выбранном "сухом" режиме резания определяли отношением пути фрезы в пластине к линейному износу зубьев фрезы за время испытания. Обобщенные результаты стойкостных испытаний фрез после ЛЭН показали увеличение их долговечности в 1,5...1,6 раза. Стойкость фрез зависит от материала электрода: наименьшей стойкостью обладают фрезы с покрытием из сплава T15K6, фрезы с покрытием из BK6M более износостойки.

Для токарных резцов нанесение покрытия ЛЭН на переднюю поверхность создает преимущественный износ на задних поверхностях, по которым осуществляют переточку, поэтому представляется рациональным нанесение двухслойного покрытия (твердый сплав-медь) на задние поверхности в зоне их пересечения, позволяющего получить условия для самозатачивания режущего клина.

У отрезного резца работают главная и вспомогательные режущие кромки, которые определяют качество поверхностей разделения заготовки. Для этих резцов эффективно проводить ЛЭН покрытия на главную и вспомогательную поверхности, а переточку делать по передней. Инструмент, подлежащий переточкам по заданным поверхностям, подвергают упрочнению после каждой переточки.

Максимальная толщина и высокая твердость упрочненного слоя получаются при использовании

электродов на хромовой основе (феррохромовых, хромомарганцевых) и из чистого хрома (табл. 1). В случае применения твердосплавных или металлических электродов поверхностный слой получается твердый, износостойкий, но большой толщины (до 0,12 мм), в результате чего увеличиваются размеры изделия. При использовании электродов из графита не происходит увеличение габаритных размеров изделия, сохраняется исходная шероховатость упрочняемой поверхности, но не обеспечивается выполнение повышенных требований к твердости и износостойкости упрочненного слоя, образуемого в результате науглероживания и закалки.

Упрочнение металлорежущего инструмента ЭИЛ на установке ЭФИ-45 следует начинать по передней поверхности и ленточке (для сверла), а затем по задним поверхностям, что обеспечивает качественное покрытие и уменьшает опасность возникновения коротких замыканий (для ЛЭН покрытий на установке ЭЛФА-541 бесконтактным способом, вышесказанное не имеет значения).

После упрочнения инструмента рекомендуется применять поверхностное пластическое деформирование — выглаживание, которое осуществляется вручную шлифовальной шкуркой или алмазными кругами, либо с помощью приспособлений, оснащенных специальными гладилками с наконечниками из синтетических алмазов и минералокерамики. Вместо выглаживания алмазными кругами можно применять доводку поверхности электродом из электрографита ЭГ-4. В точном инструменте достаточно упрочнить

Таблица 1

Упрочняемые изделия	Материал упрочняющего электрода и его марка	Эксплуатационные особенности	
Развертки, зенкеры, сверла, протяжки,	Графит ЭГ-2, ЭГ-4	Сохраняет заданные чертежом размеры и шероховатость поверхности инструмента	
фрезы и другой режущий инструмент	Твердый сплав ВК2, ВК3, ВК6М	После упрочнения требует доводочного шлифования	
Пуансоны, матрицы, кондукторные втул- ки, втулки направляющих колонок, адап- теры протяжных станков	Твердый сплав ВК3, ВК8, Т15К6, Т60К6, Т30К4	Возможно многократное восстановление с последующим шлифованием	
Инструмент и детали машин, работающие в условиях высоких контактных напряже- ний и абразивного изнашивания	Твердый сплав Т15К6; хром Хр5, Хр6; бе- лый чугун	То же	
Подающие и зажимные цанги, детали типа вал-подшипник	Литой карбид вольфрама		
Измерительные инструменты, детали с по- вышенными требованиями точности	Графит ЭГ-2, ЭГ-3, ЭГ-4, КП-6	Сохраняет первоначальные геометриче- ские размеры и форму обработанной по- верхности	

Рекомендации по выбору материалов электродов

Таблица 2

Результаты практического применения ЛЭНП при упрочнении режущего инструмента

internation protocole	Режущий инструмент (упрочняемые поверхности)						
Параметры покрытий	Спиральное сверло	Стандартная	Резцы				
	(передняя и задняя поверхности, лен- точка, перемычка)	и фасонная фреза (передняя и задняя поверхности)	отрезной (главная и вспомогательные поверхности)	проходной черновой (передняя и задние поверхности)	проходной чистовой (передняя и задние поверхности)		
Толщина покры- тия, мкм	5060	5065	7585	5565	2530		
Шероховатость покрытия <i>Rz</i> , мкм	510	510	712	1015	46		
Микротвердость, Н/м ²	1200014000	1200014000	1150012500	1200012500	1300014000		

только переднюю поверхность вдоль режущей кромки и ленточки для сверла.

ЛЭН покрытий режущего инструмента проводили по оптимизированной технологии [2, 3], обеспечивающей минимальную эрозию электрода и шероховатость поверхности. Правильно выбранная технология ЛЭН позволяет существенно увеличить период стойкости инструмента, улучшить качество обрабатываемого металла, повысить производительность и частично снизить энергетические затраты на процесс резания (табл. 2). Стойкость инструментов после ЛЭНП увеличивается в среднем в несколько раз: фрезы до 2,6; сверла – 1,6; резцы – 1,5...1,7; фрезы фасонные – 1,4...1,6.

Применение метода ЛЭН покрытий с высокими прочностными характеристиками поверхностных слоев позволяет не только осуществить упрочнение инструмента, но и решить ряд технических и экономических задач, направленных на сбережение ресурсов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Использование метода склерометрии для оценки металлов и сплавов с электрофизическими покрытиями / В.Н. Гадалов, О.А. Бредихина, Б.Н. Квашнин и др. // В кн.: Новые материалы и технологии в машиностроении. Вып. 6. Брянск: БГИТА. 2006. С. 10–15.

2. Гадалов В.Н., Павлов И.В., Поздняков М.В. Оптимизация режимов нанесения покрытий методом электроискрового легирования // Медико-экологические информационные технологии – 2001: сб. матер. IV-й Междунар. научн.-техн. конф. Курск: КГТУ. 2001. С. 292–296.

3. Бредихина О.А., Гадалов В.Н., Квашнин Б.Н. Построение математической модели и оптимизация качества поверхности по шероховатости при локальном электроискровом нанесении покрытий электродом ВК8 на быстрорежущую сталь // Материалы и упрочняющие технологии–2006: сб. матер. XIII Рос. научн.-техн. конф. Курск: КГТУ. 2006. Ч. 1. С. 111–115.

ПРЕДСТАВЛЯЕМ НОВУЮ КНИГУ

Комбалов В.С. Методы и средства испытаний на трение и износ конструкционных и смазочных материалов: справочник / под ред. К.В. Фролова, Е.А. Марченко. – М.: Машиностроение, 2008. – 384 с.; ил.

Цена с НДС 407 р.

Рассмотрены схемы и технические характеристики отечественных и зарубежных установок, машин и стендов, предназначенных для триботехнических испытаний конструкционных и смазочных материалов в различных условиях, а также специальные средства для определения параметров испытаний, необходимых для расчетной оценки процессов трения и изнашивания при выборе пар трения и условий их смазывания. Приведены различные методы испытаний, в том числе в вакууме и в контролируемых газовых средах. При этом широко представлена нормативно-техническая документация по испытаниям на трение и износ.

Для широкого круга конструкторов и специалистов, занимающихся вопросами трения, износа и смазки в различных областях промышленности, может быть полезна студентам и преподавателям высших учебных заведений при проведении исследований на лабораторных установках и стендах. УДК 621.822.6.004.67: 668.3: 631.3.02

Р.И. Ли, М.В. Щетинин (Мичуринский государственный аграрный университет)

Исследование долговечности и технология восстановления неподвижных соединений подшипников акриловым адгезивом AH-105

В результате теоретических исследований получен критерий подобия, определяющий связь между параметрами неподвижного соединения, восстановленного полимерным материалом, его долговечностью и нагрузкой на подшипник. Приведены данные экспериментальных исследований, подтверждающие корректность теоретических положений. Представлены результаты экспериментальных исследований акрилового адгезива АН-105 и разработанная технология восстановления неподвижных соединений подшипников качения.

As a result of theoretical researches is received the criterion of similarity defining communication between parameters of unmovable joint, restored by a polymeric material, its longevity and loading on the bearing. The data of experimental researches confirming a correctness of theoretical positions are resulted. The results of acril adhesive AH-105 experimental researches and the developed technology of unmovable bearings joints restoration are described.

Восстановление неподвижных соединений подшипников качения адгезивами позволяет полностью предотвратить фреттинг-коррозию сопрягаемых поверхностей соединения, которая является одной из основных причин отказа подшипников. Долговечность восстановленных неподвижных соединений превышает в 3,6 раза долговечность новых [1]. Благодаря деформации наружного кольца подшипника происходит благоприятное перераспределение нагрузки между телами качения. В результате долговечность подшипников качения по сравнению с расчетной возрастает до 4 раз при местном и до 5 раз при циркуляционном нагружении наружного кольца подшипника [2].

Долговечность восстановленных неподвижных соединений зависит от толщины клеевого шва, радиальной нагрузки на подшипник и его типоразмера, поэтому в технологии восстановления необходимы данные о максимально допустимой толщине клеевого шва применительно к различным типоразмерам подшипников и значениям эксплуатационных нагрузок.

Исследование долговечности восстановленных неподвижных соединений отличается большой трудоемкостью и длительностью. Например, чтобы получить зависимость долговечности *t* неподвижных соединений от зазора в соединении до склеивания *S*, необходимо проводить стендовые испытания в течение 6...7 мес, а результаты испытаний применимы в ограниченном диапазоне типоразмеров подшипников [3]. С увеличением размеров образцов, испытываемых при циклическом нагружении, долговечность последних, т. е. предел выносливости, снижается. Причиной этого является влияние масштабного фактора.

При выборе размеров образцов для обеспечения возможности сопоставления результатов необходимо

учитывать влияние масштабного фактора на характеристики усталостной прочности. Оно оценивается коэффициентом влияния абсолютных размеров $\varepsilon = \sigma_{-1d}/\sigma_{-1d_0}$, которое определяется как отношение предела выносливости детали диаметром *d* к пределу выносливости лабораторного образца размером *d*₀. При испытаниях металлов на усталость диаметр лабораторного образца *d*₀ принимают равным 7...10 мм [4]. Однако и при диаметре от 7 до 10 мм оказывает влияние масштабный фактор, причем даже в большей степени, чем, например, в пределах от 15 до 18 мм и тем более от 25 до 28 мм и выше.

Существенное влияние масштабного фактора проявляется при наличии градиента напряжений. При испытаниях гладких образцов эффект масштаба проявляется при изгибе и кручении и практически отсутствует при растяжении, т. е. при однородном напряженном состоянии. Ввиду того что в области больших диаметров изменение градиента напряжений незначительное, интенсивность снижения пределов выносливости уменьшается, а пределы выносливости образцов при изгибе и растяжении-сжатии имеют близкие значения.

К основным факторам, вызывающим снижение предела выносливости с увеличением размеров восстановленных неподвижных соединений, относят:

 увеличение вероятности появления дефектов в связи со статистической природой усталостных явлений;

2) увеличение объема полимерного материала, охватываемого повышенными напряжениями.

Поэтому при исследовании усталостной долговечности клеевых соединений необходимо учитывать масштабный фактор. Необходима методология, позволяющая обоснованно сократить объем испытаний на усталость восстановленных (клеевых) неподвижных соединений. Значительное сокращение объемов экспериментальных исследований возможно, если результаты исследования подшипниковых узлов одного типоразмера будут пригодны применительно к любым типоразмерам.

В научных исследованиях в настоящее время широко используют моделирование, в основе которого лежит подобие модели и натуры. Согласно первой теореме подобия, у явлений, подобных в том или ином смысле (физически, математически и т.д.), можно найти определенные сочетания параметров, называемых критериями подобия и имеющих одинаковые значения. Под критерием подобия понимается обобщенная переменная (ОП) – безразмерный комплекс физических величин, определяющий тот или иной процесс [5].

Клеевые швы восстановленных подшипниковых узлов различных типоразмеров являются подобными, так как используют один и тот же полимерный материал, материал подшипников, и подшипниковые узлы подвергают одинаковому виду циклического нагружения (симметричный цикл). Из первой теоремы подобия следует, что критерии подобия в подшипниковых узлах различных типоразмеров, являющихся подобными, будут равны. Следовательно, проблему сокращения объемов испытаний можно решить, если проводить исследования долговечности восстановленных неподвижных соединений с использованием критериев подобия. При этом результаты исследования подшипниковых узлов одного типоразмера будут пригодны для использования применительно к другим типоразмерам. Для этого необходимо получить критерии подобия, определяющие связь между параметрами полимерного материала, нагрузкой и долговечностью восстановленного неподвижного соединения.

Усталостное разрушение в полимерных материалах при циклическом нагружении можно объяснить с помощью теории зародышеобразования [6]. В самом простом случае разрушение образца из полимерного материала происходит в момент, когда при каком-то цикле нагружения начинается нестабильный рост трещины. Количество циклов нагружения до разрушения образца называют усталостной долговечностью. В общем случае усталостная долговечность определяется как сумма времени до образования нестабильной трещины и времени до макроскопического разрушения, имеющих место в полимерном материале при циклическом нагружении.

Д.К. Преворсек с сотрудниками [7] применили теорию зародышеобразования для описания процесса усталостного разрушения полимерного материала и показали, что долговечность последнего определяется временем образования нестабильной трещины. Скорость образования трещины при циклическом нагружении предложено определять по формуле

$$R_{NF} = (VkTZ/2\pi fh) \exp(-\Delta F/kT) \exp[B'\sigma_a^2 g(b) + 1,84], (1)$$

где V – объем образца, м³;

 $k = 1,380662 \cdot 10^{-23}$ Дж/К – постоянная Больцмана;

T – температура испытания, К;

Z – неоднородность напряжений;

f – частота, Гц;

 $h = 6,626 \cdot 10^{-34}$ Дж·с – постоянная Планка;

 ΔF — энергия активации, Дж;

v — объем пор, м³;

$$B' = vq^2/2 EkT;$$

q - коэффициент интенсивности напряжений;

σ_{*a*} – амплитуда напряжений, Па;

 $g(b) = 0,37b^2 + 0,58b,$

где b – отношение среднего напряжения и амплитуды напряжения, $b = \sigma_m / \sigma_a$;

Е – модуль упругости полимерного материала, Па.

Усталостную долговечность образца из полимерного материала $\lg N$ при циклическом нагружении можно определить по формуле [7, 8]:

$$lg N = lg (2\pi fh/VkTZ) + (1/2,3kT)[\Delta F - vq^2 \sigma_a^2 g(b)/2E - 1,84kT].$$
(2)

Для определения критериев подобия использовали вторую теорему подобия, известную также под названием π-теоремы. Всякое полное уравнение процесса, записанное в определенной системе единиц, может быть представлено в виде зависимости между критериями подобия, т.е. безразмерных соотношений, составленных из входящих в уравнение параметров [5]. Любой физический процесс описывается уравнением связи между параметрами процесса и параметрами элементов системы. В данном случае процессом является изнашивание при циклическом нагружении клеевых неподвижных соединений, а параметрами процесса – напряжение σ , температура T и частота нагружения f. Системой является подшипниковый узел с неподвижным соединением, восстановленным полимерным материалом, а параметрами элементов системы – толщина клеевого шва h_{кш}, модуль упругости полимерного материала Е, диаметр наружного кольца D и ширина B подшипника.

В общем виде это уравнение связи имеет вид:

$$f(P_1, P_2, ..., P_i, ..., P_k, ..., P_s, ..., P_m) = 0,$$
 (3)

где $P_1, P_2, ..., P_m$ – параметры, $1 \le i \le k, k+1 \le s \le m$.

Уравнение (3) полное, поэтому является однородным и все входящие в него параметры можно выразить в относительных единицах, т.е. в долях от некоторых величин P_{01} , P_{02} , ..., P_{0m} , имеющих соответственно такую же размерность, что и P_1 , P_2 , ..., P_m :

$$f(P_1/P_{01}, P_2/P_{02}, ..., P_i/P_{0i}, ..., P_k/P_{0k}, P_{k+1}/P_{0k+1}, ..., P_s/P_{0s}, ..., P_m/P_{0m}) = 0.$$

Применим *п*-теорему к формуле (2) и запишем ее в виде (3):

$$f(\sigma_a/\sigma_{a0}, \Delta F/\Delta F_0, T/T_0, f/f_0, V/V_0) = 0.$$
(4)

Не все величины, в долях от которых желательно выразить пять параметров в уравнении, можно выбрать произвольно. Для определения этих величин выписали размерности всех параметров в системе единиц СИ:

$$[\sigma_{a}] = [L^{-1}M^{1}T^{-2}\theta^{0}] = [\sigma_{a0}],$$

$$[\Delta F] = [L^{2}M^{1}T^{-2}\theta^{0}] = [\Delta F_{0}],$$

$$[T] = [L^{0}M^{0}T_{0}\theta^{1}] = [T_{0}],$$

$$[f] = [L^{0}M^{0}T^{-1}\theta^{0}] = [f_{0}],$$

$$[V] = [L^{-3}M^{0}T^{0}\theta^{0}] = [V_{0}].$$

(5)

Прологарифмировав выражения (5), получили систему линейных уравнений, у которых коэффициентами являются показатели степени основных единиц. Далее определили количество независимых между собой параметров, равное четырем. Затем перезаписали аргументы (4) в последовательности: вначале записали отношения четырех независимых величин, а затем одной зависимой. В нашем случае уравнение (4) не изменилось. Далее выразили оставшиеся единицы, т.е. [V_0] через независимые [σ_{a0}], [ΔF_0], [T_0] и [f_0], используя для этого выражение

$$P_{0s} = P_{01}^{Y1} P_{02}^{Y2} \dots P_{0i}^{Yi} \dots P_{0k}^{Yk},$$

где $y_i = D_{i,s}/D$,

$$[V_0] = [\sigma_{a0}]^{X_1} [\Delta F_0]^{X_2} [T_0]^{X_3} [f_0]^{X_4}.$$

Неизвестные показатели степени X определили как отношение определителя $D_{i,s}$ к определителю системы D = -3:

$$[V_0] = [\sigma_{a0}]^1 [\Delta F_0]^{-1} [T_0]^0 [f_0]^0.$$

Критерий подобия π₁ имеет вид:

$$\pi_1 = V / (\sigma_a \Delta F^{-1} T^0 f^0).$$

После ряда преобразований получили

$$\pi_1 = [K(h_{\rm KHI}S^2)]/\sigma_a, \qquad (6)$$

где *h*_{кш} – толщина клеевого шва, м;

S – площадь клеевого шва, м²;

K – величина, постоянная для данного полимерного материала, $K = \rho \Delta F/M$.

Поясним физический смысл критерия подобия с точки зрения обеспечения долговечности и влияния масштабного фактора. С увеличением размеров образца, в частности площади и толщины клеевого шва или полимерного покрытия, долговечность образца при циклическом нагружении будет снижаться [1–3]. Это обусловлено следующими причинами: 1) с увеличением вероятности появления дефектов в связи со статистической природой усталостных явлений; 2) повышением неравномерности свойств по сечению клеевого шва или полимерного покрытия с увеличением абсолютных размеров; 3) увеличением зоны объема материала, охватываемого повышенными напряжениями [4]. Поэтому, чтобы получить такую же долговечность, как на модели малых размеров, на оригинале больших размеров необходимо соответственно снизить значение радиальной нагрузки *P*.

Проведены экспериментальные исследования для оценки адекватности формулы критерия подобия π_1 (6) и определения физико-механических свойств клеевых соединений в целях разработки технологии восстановления неподвижных соединений подшипников качения акриловым адгезивом AH-105.

Первоначально исследовали долговечность неподвижных соединений подшипников 207, восстановленных акриловым адгезивом АН-105. Наибольший интерес представляет исследование долговечности при симметричном цикле, так как при этом виде нагружения долговечность конструкционных материалов имеет наименьшее значение [9]. Испытания на долговечность проводили на специально разработанных и изготовленных стендах на базе электромеханических вибраторов ИВ-107А и ИВ-99Б, которые обеспечивают циклическое нагружение наружных колец подшипников 205, 207 и 209. Подшипниковые узлы нагружали циклическими радиальными нагрузками: 20,0; 15,8; 12,8; 9,9 и 5,0 кН. За критерий долговечности клеевого шва приняли наработку до начала сдвига наружного кольца подшипника в посадочном отверстии щита, что фиксировалось по смещению рисок, отмеченных на торцах деталей неподвижного соединения.

На рис. 1, *а* показана зависимость долговечности *t* клеевых соединений подшипника 207 от толщины клеевого шва АН-105 при радиальной нагрузке 20 кН. В соответствии с данными работ [1-3] долговечность полимерного покрытия уменьшается с увеличением толщины покрытия. Зависимость, построенная в полулогарифмических координатах, имеет нелинейный характер. Подобные зависимости называют кривыми Веллера. Стрелки у точек означают, что проворота кольца подшипника во время испытаний не зарегистрировано. Испытания на долговечность при отсутствии сдвига наружного кольца подшипника в щите проводили в течение $N = 5,94 \cdot 10^7$ цикл. нагружения, что соответствует 330 ч работы стенда.

При толщине клеевого шва $h_{\text{кш}} = 0,2$ мм долговечность наименьшая, проворот наружного кольца наблюдается через 6 ч работы стенда. При $h_{\text{кш}} = 0,175$ мм долговечность соединения возрастает в 1,34 раза (8 ч). При толщине клеевого шва $h_{\text{кш}} = 0,15$ мм долговечность (12 ч) возрастает по сравнению с $h_{\text{кш}} = 0,175$ мм в 1,5 раза, а с $h_{\text{кш}} = 0,2$ мм в 2 раза. Значительный рост долговечности наблюда-





a – 20 кН; *б* – 15,8 кН

ется при толщине клеевого шва $h_{\rm kui} = 0,125$ мм (48 ч). По сравнению с $h_{\rm kui} = 0,15$ мм долговечность возрастает в 4 раза, а с $h_{\rm kui} = 0,2$ мм в 8 раз. Это объясняется масштабным фактором [4]. Чем больше толщина полимерного покрытия, тем больше объем полимерного материала и больше вероятность возникновения дефектов (поры, микротрещины и т.д.), которые снижают долговечность полимерного покрытия. При толщине полимерного покрытия $h_{\rm kui} = 0,1$ мм сдвига наружного кольца подшипника в течение 330 ч работы стенда не зарегистрировано.

Поэтому при циклической радиальной нагрузке P = 20 кН максимальная допустимая толщина клеевого шва АН-105 при восстановлении неподвижных соединений подшипников 207 составляет 0,1 мм. На рис. 1, δ представлена зависимость долговечности t клеевых соединений подшипника 207 от толщины клеевого шва АН-105 при радиальной нагрузке 15,8 кН.

В соответствии с [2, 6] долговечность полимерного материала при циклическом нагружении зависит от

амплитуды напряжения. С уменьшением амплитуды напряжения долговечность полимерного материала повышается. С уменьшением циклической радиальной нагрузки от 20 до 15,8 кН (рис. 1, *a* и *б*) при толщине покрытия h = 0,2 мм долговечность повышается в 2 раза (от 6 до 12 ч). При толщине клеевого шва $h_{\rm kul} = 0,175$ мм долговечность повышается в 3,125 раза (от 8 до 25 ч). Значительный рост долговечности (в 4 раза) наблюдается при толщине клеевого шва $h_{\rm kul} = 0,15$ мм (от 12 до 48 ч). Аналогичный характер имеют зависимости при значениях радиальной нагрузки 12,8 и 9,9 кН.

Исследованиями установлено, что максимальная допустимая толщина клеевого шва при циклической радиальной нагрузке P = 20,0; 15,8; 12,8 и 9,9 кН составляет соответственно 0,10; 0,13; 0,17 и 0,23 мм.

По экспериментальным данным определена эмпирическая формула зависимости амплитуды напряжений от критерия подобия, которая имеет вид $\pi_1 = \sigma^{-3,544}$. Средняя относительная погрешность формулы составляет около 2 %.

Для оценки адекватности формулы (6) были реализованы контрольные эксперименты по определению предельно допустимой толщины $[h_{\text{кш}}]$ клеевого шва при восстановлении неподвижных соединений подшипников 205 и 209, подвергаемых максимально допустимой радиальной нагрузке P = 5,0 и 20,0 кН соответственно. Результаты контрольного эксперимента приведены в таблице.

Проверку однородности дисперсии выполнили по критерию Кохрена. Проверку гипотезы адекватности модели (6) производили по *F*-критерию Фишера. Реализация контрольного эксперимента показала адекватность формулы критерия подобия π_1 с доверительной вероятностью 0,95. Разработана номограмма для определения максимально допустимой толщины клеевого шва AH-105 по значениям эксплуатационных нагрузок и типоразмера подшипника (рис. 2).

Методом диэлькометрии исследовали процесс полимеризации герметика АН-105. Исследования показали, что в отличие от известных анаэробных герметиков марок Анате рм и Унигерм акриловый адгезив АН-105 выгодно отличается более высокой скоростью полимеризации, а время отверждения, при котором образуется сшитый полимер, составляет 4,0, 3,5 и 3,0 ч при температурах 20, 30, 40 °С соответственно.

Результаты контрольного эксперимента

Площадь клеевого шва <i>S</i> , см ²	Амплитуда напряжения цикла о, МПа	Допустимая толщина клеевого шва [h _{кш}], мм			Средняя толщина	Дисперсия
		<i>h</i> ₁	h ₂	h ₃	клеевого шва [h _{cp}], мм	среднего значения S_i^2
50,711	4,0244	0,125	0,1	0,1	0,108	0,00021
24,492	2,0831	0,525	0,6	0,5	0,542	0,00308



Рис. 2. Номограмма для определения максимально допустимой толщины клеевого шва АН-105 по значениям эксплуатационных нагрузок и типоразмера подшипника

На следующем этапе эксперимента исследовали прочность клеевых соединений при аксиальном сдвиге. Прочность клеевых соединений зависит от толщины клеевого шва и составляет 16,3, 14,75 и 14,2 МПа при толщине клеевого шва 0,05, 0,075 и 0,1 мм соответственно.

Адгезив АН-105 отличается от известных анаэробных герметиков марок Анатерм и Унигерм более высокой скоростью отверждения и меньшим временем набора прочности. Через 0,5 ч при температуре отверждения 20 °C клеевые соединения имеют прочность 1,2 МПа, что вполне достаточно для транспортировки последних.

После обобщения результатов экспериментальных исследований разработана технология восстановления неподвижных соединений подшипников качения акриловым адгезивом АН-105, которая включает следующие операции: зачистка до металлического блеска и двукратное обезжиривание поверхностей, подлежащих склеиванию; нанесение компонента А герметика АН-105 на поверхность охватывающей и компонента Б на поверхность охватываемой деталей соединения; сборка деталей в центрирующем приспособлении и вращение одной детали относительно сопрягаемой на один оборот в одну, затем в другую стороны (при этом обеспечивается перемешивание компонентов А и Б); отверждение клеевого соединения в течение 4,0 ч при температуре 20 °C (через 1 ч можно разобрать центрирующее приспособление, так как клеевое соединение достигает транспортировочной прочности).

Технология восстановления внедрена в ЗАО "Агрофирма-Русь" (Липецкая область). Годовая экономия от внедрения новой технологии в ЗАО "Агрофирма-Русь" составит около 290 тыс. руб. Таким образом, по результатам исследований можно сделать следующие **выводы**.

Объемы испытаний можно существенно сократить, если проводить исследования долговечности восстановленных неподвижных соединений с использованием критериев подобия. При этом результаты исследования подшипниковых узлов одного типоразмера будут пригодны для использования применительно к другим типоразмерам. Получен критерий подобия (6), определяющий связь между параметрами клеевого шва, нагрузкой и долговечностью восстановленного неподвижного соединения.

• Исследования показали, что в отличие от изученных ранее анаэробных герметиков марок Анатерм и Унигерм, акриловый адгезив АН-105 отличается более высокой скоростью полимеризации и время отверждения, при которой образуется сшитый полимер, составляет 4,0, 3,5 и 3,0 ч при температурах 20, 30, 40 °C соответственно.

• Клеевые соединения АН-105 через 0,5 ч отверждения имеют прочность 1,2 МПа, что достаточно для транспортировки последних. Прочность клеевых соединений зависит от толщины клеевого шва и составляет 16,3, 14,75 и 14,2 МПа при толщине клеевого шва 0,05, 0,075 и 0,1 мм соответственно.

• Разработана номограмма для определения предельно допустимой толщины клеевого шва при восстановлении неподвижных соединений подшипников качения различных типоразмеров.

• На основе результатов исследований разработана технология восстановления неподвижных соединений подшипников качения акриловым адгезивом АН-105.

ЛИТЕРАТУРА

 Курчаткин В.В. Восстановление посадок подшипников качения сельскохозяйственной техники полимерными материалами: Дис. ... д-ра техн. наук. М., 1989. 407 с.

2. Ли Р.И. Восстановление неподвижных соединений подшипников качения сельскохозяйственной техники полимерными материалами: Дис. ... д-ра техн. наук. М., 2001. 340 с.

3. Шубин А.Г. Повышение долговечности посадочных отверстий корпусных деталей сельскохозяйственной техники, восстановленных герметиком 6Ф: Дис. ... канд. техн. наук. М.: 1980. 160 с.

4. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний: справ. М.: Металлургия, 1978. 304 с.

5. Веников В.А., Веников Г.В. Теория подобия и моделирование. М.: Высшая школа, 1984. 482 с.

6. **Нарисава И.** Прочность полимерных материалов: пер. с япон. / под ред. А.А. Берлина. М.: Химия, 1987. 398 с.

7. Prevorsek D.C. // Polym. Sci. Symp. 1971. Vol. 32. P. 343.

8. Yokobory T. // J. Phys. Soc. Japan. 1952. Vol. 7. P. 44.

9. Беляев Н.М. Сопротивление материалов. М.: Наука, 1976. 607 с.



Контроль качества Упрочняющей обработки

Е.А. Курандо (МГТУ "СТАНКИН")

Рентгенофлуоресцентный метод определения толщины покрытий

Описан рентгенофлуоресцентный метод измерения толщины покрытий. Приведены результаты измерений толщины покрытия моноатомного состава по рассмотренной методике. Проведено сравнение результатов измерения толщин, полученных рентгенодифрактометрическим и гравиметрическим методами. Предложена методика измерения толщины для покрытий полиатомного состава.

The roentgen fluorescent measurement method of the coating thickness is described. The measurement results of the coating thickness are shown, which structure is monatomic. The measurement results of thickness are compared, which are obtained by the roentgen diffractometer and gravimetric methods. The principles of polyatomic coatings measurement are suggested.

В отличие от рентгеновских методов измерения толщины проката тонколистового проката и фольг [1] существующие рентгеновские методы измерения толщины покрытий по принципу действия разделяют на рентгенодифрактометрические и рентгенофлуоресцентные. Первые основаны на измерении интенсивности определенной интерференции от поверхности с покрытием и от основы. Рентгенофлуоресцентным методом толщина покрытия определяется либо по нарастанию интенсивности характеристического излучения покрытия с увеличением его толщины, либо по поглощению в покрытии характеристического излучения основы.

Один из недостатков вышеописанных способов заключается в необходимости весьма жесткой стабилизации интенсивности первичного рентгеновского излучения, а также в применении эталонов толщины покрытия. Это приводит в итоге к ограничениям точности измерения толщины, времени измерения, в выборе типов источников излучения, особенно при промышленном применении измерителей толщины покрытий, в частности, в агрегатах вакуумного, химического и электрохимического нанесения покрытий.

В настоящей работе описан рентгенофлуоресцентный метод измерения толщины покрытий, основанный на определении различия в поглощении покрытием двух спектральных линий характеристического излучения основы.

Можно показать, что для двух линий характеристического спектра основы λ_1 и λ_2 интенсивность I_2 излучения, выходящего со стороны покрытия, определяется соотношениями: $I_{2}(\lambda_{1}) = I_{1}(\lambda_{1})\exp[-\mu(\lambda_{1})\rho d \csc \varphi - \mu' \rho d \csc \psi];$ (1) $I_{2}(\lambda_{2}) = I_{1}(\lambda_{2})\exp[-\mu(\lambda_{2})\rho d \csc \varphi - \mu'' \rho d \csc \psi],$

где р – плотность вещества покрытия,

d – толщина покрытия,

μ', μ" – массовые коэффициенты поглощения покрытием первичного (возбуждающего) излучения,

ф – угол выхода характеристического излучения,

 ψ — угол входа первичного излучения,

*I*₁ – интенсивность излучения без покрытия. Из (1) следует:

$$d = \frac{\ln[I_{1}(\lambda_{1})/I_{1}(\lambda_{2})] - \ln[I_{2}(\lambda_{1})/I_{2}(\lambda_{2})]}{\rho[\mu(\lambda_{1}) - \mu(\lambda_{2})] \operatorname{cosec} \varphi + \rho(\mu' - \mu'') \operatorname{cosec} \psi}.$$
 (2)

Соотношение (2) позволяет установить толщину покрытия путем определения отношений интенсивностей двух характеристических спектральных линий основы от образца с покрытием $I_2(\lambda_1)/I_2(\lambda_2)$ и без него $I_1(\lambda_1)/I_1(\lambda_2)$ при известных значениях $\mu(\lambda_1)$, $\mu(\lambda_2)$, μ' и μ'' . Следует отметить, что предложенный метод не требует измерения интенсивности первичного (возбуждающего) излучения от рентгеновской трубки, так как отношение интенсивностей от него не зависит.

Измерение характеристического излучения для определения толщины покрытия проводили с помощью устройства на базе рентгеновского дифрактометра ДРОН-2. Схема устройства изображена на рисунке.

Объектом измерений служили плоские железные образцы в форме диска толщиной 1,5 мм с медным

Номер образца	Рентгенодифракто- метрический метод	Гравиметрический метод 0,24	
1	0,17		
2	0,44	0,40	
3	0,53	0,57	
4	0,78	0,74	
5	1,27	1,26	
6	3,35	3,14	
7	8,34	8,03	

Толщины покрытий, полученные различными методами, мкм

покрытием. В качестве λ_1 и λ_2 были выбраны линии FeK_{$\alpha_{1,2}$} и FeK_{β_1} как наиболее интенсивные в характеристическом спектре железа и для которых коэффициенты µ заметно различаются.

Эти линии принадлежат одной серии с одинаковым конечным уровнем перехода, так что для них $\mu' - \mu'' = 0$. Поэтому соотношение (2) упрощается, и для рассматриваемого случая при $\phi = 7^{\circ}$:

$$d = \frac{1}{1677,6} \left[\ln \frac{I_1(\lambda_1)}{I_1(\lambda_2)} - \ln \frac{I_2(\lambda_1)}{I_2(\lambda_2)} \right], \text{ cm.}$$
(3)

Линии λ_1 и λ_2 выделяет графитовый кристалл-монохроматор (см. рисунок). Экспозиция составляла 20 с, напряжение на трубке с Мо-анодом — 30 кВ, ток — 20 мА, расстояние от анода рентгеновской трубки до образца составило 150 мм, интенсивности линий FeK_{$\lambda_{1,2}$} и FeK_{β_1} для основы без покрытия составляли в среднем 820 и 175 имп./с, фон ≈ 1 имп./с.

Отношение $I_1(\lambda_1)/I_1(\lambda_2)$ для заданной "геометрии" устройства постоянно. Среднее значение $I_1(\lambda_1)/I_1(\lambda_2)$ (по 10 измерениям) было определено заранее и составило в данных условиях 1,545 (измерение $I_2(\lambda_1)$ и $I_2(\lambda_2)$ проводили поочередно). В таблице представлены результаты измерений толщины медного покрытия по вышеописанной методике. Для сравнения там же приведены результаты определения толщины тех же образцов гравиметрическим методом. При расчете толщины покрытия по формуле (3) плотность медного покрытия принимали равной $\rho = 8,93 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$, значения µ были взяты из таблиц [2].

Среднеквадратическая погрешность измерения толщины рентгенофлуоресцентным методом для образца 2 составляет 0,04 мкм.

Как видно по таблице результаты измерения толщин, полученные разными методами, удовлетворительно совпадают. Некоторое отличие для образца 1 обусловлено, по-видимому, шероховатостью и нали-



Схема устройства для измерения толщины покрытий: I — рентгеновская трубка с анодом из Мо; 2 — образец (с покрытием и без него); 3 — графитовый кристалл-анализатор; 4 — сцинтилляционный счетчик с кристаллом NaI(Te); 5 — диафрагмы, ограничивающие горизонтальную расходимость пучка; 6 — щель Соллера, ограничивающая вертикальную расходимость; φ — угол выхода характеристического излучения основы

чием сквозных пор в тонком ($\approx 0,2$ мкм) покрытии. Толщина покрытия 8 мкм в этих условиях являлась критической, так как при этом интенсивность фона составляла 0,2 % от интенсивности K_{β_1} — линии характеристического излучения, и случайная погрешность возрастает до 15...20 %.

Если основа имеет сложный химический состав, то в качестве λ_1 и λ_2 можно выбрать характеристические линии, принадлежащие различным элементам вещества основы.

Общим необходимым критерием при выборе аналитических линий характеристического спектра основы является максимально возможное различие $\mu(\lambda_1)$ и $\mu(\lambda_2)$ и, по возможности, выполнение условия $\mu \rho d \approx 1$ для каждой из выбранных линий.

В настоящей работе определяли толщины покрытий моноатомного состава. В принципе описанный метод может быть применен и для покрытий полиатомного состава. При этом измерения должны проводиться не для двух линий λ_1 и λ_2 , а для (n + 1) линий, где n — число элементов, входящих в состав вещества покрытия известного химического состава. В заключение следует отметить, что вышеописанный метод в отличие от известных не требует применения эталонов толщины.

ЛИТЕРАТУРА

1. Рентгенотехника: справ. в 2-х кн. Кн. 2 / А.А. Алтухов, К.В. Анисович, Х. Береер и др.; под общ. ред. В.В. Клюева. 2-е изд. М.: Машиностроение, 1992. 368 с.

2. Физические величины: справ. / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мелихова. М.: Энергоатомиздат, 1991.



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.791.72

И.М. Полетика, Т.А. Крылова, М.В. Перовская (Институт физики прочности и материаловедения, Сибирское отделение, Томск); Ю.Ф. Иванов (Институт сильноточной электроники, Сибирское отделение, Томск), С.Ф. Гнюсов (Томский политехнический университет); М.Г. Голковский (Институт ядерной физики, Сибирское отделение, Новосибирск)

Структура и механические свойства металла вневакуумной электронно-лучевой наплавки до и после термической обработки^{*}

С использованием энергии релятивистских электронов осуществлена одно- и двухслойная наплавка на низкоуглеродистую сталь Ст3 смесей порошков хрома и карбида хрома в различных весовых соотношениях. Наплавленные слои подвергнуты термической обработке в виде отпуска и последующей закалки. Методами оптической и электронной дифракционной микроскопии, рентгенофазового анализа и микроанализа исследованы фазовый состав и дефектная субструктура наплавленных слоев до и после термической обработки, на основании чего высказаны предположения о механизмах формирования механических свойств покрытий: твердости, износостойкости, трещиностойкости и прочности на изгиб. Показано, что использованный метод наплавки высокотехнологичен, так как позволяет формировать на поверхности низкоуглеродистых сталей покрытия, которые в исходном состоянии обладают более высокими механическими свойствами, в сравнении со сталями после стандартной термической обработки.

One-layer and two-layer surfacing chromium powder mixtures and chromium carbide onto Cm3 lowcarbon steel in different mixing proportions in the relativistic electron beam has been carried out. The surfaced layers have been subjected to thermal treatment in the form of tempering and quenching. The structure and phase composition of the surfaced layers before and after thermal treatment have been investigated by the methods of metallography, electron microscopy of thin foils, X-ray phase analysis and microanalysis. The conclusions about the nature of the property formation of coatings – hardness, wear-resistance, crack-resistance and beam-strength have been made. It's shown that the applied method of surfacing is high technological, as it allows to form coatings on the surface of low-carbon steels, which in their initial condition possess higher mechanical properties than after their standard thermal treatment.

Введение

Детали многих машин и механизмов при их эксплуатации подвергаются абразивному изнашиванию. Для восстановления деталей и (или) их упрочнения широко используют дешевый и достаточно простой метод электродуговой наплавки, который имеет ряд серьезных недостатков: малую скорость обработки; ограниченный диапазон наплавочных материалов, требующих специального изготовления; грубодисперсность и неоднородность получаемой структуры; низкую прочность сцепления материала покрытия с основой; наличие трещин, пор, неметаллических включений.

Указанных недостатков лишен сравнительно новый метод формирования покрытий — наплавка с использованием излучения релятивистских электронов. Ускорители релятивистских электронов разработаны в Институте ядерной физики РАН (Новосибирск) [1] и позволяют выводить пучок электронов в атмосферный воздух, что обеспечивает простоту введения наплавочных материалов, которые высыпают (порошки) или выкладывают (сплавы) непосредственно на поверхность металла перед облучением. С помощью

^{*}Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 05-03-32402-а).

10

ускорителя возможно расплавление практически любых тугоплавких компонентов, причем производительность наплавки достигает 30 см²/с.

По толщине получаемых покрытий и типу образуемых в них структур метод является своеобразным аналогом электрошлаковой дуговой наплавки, но выгодно отличается от нее тем, что обеспечивает хорошее перемешивание наплавочного материала с материалом основы, почти полное отсутствие трещин, раковин, микропор, неметаллических включений, формирование однородной мелкозернистой структуры в покрытии. Метод электронно-лучевой наплавки вне вакуума имеет значительные преимущества и перед вакуумной электронно-лучевой наплавкой [2, 3], главным недостатком которой является необходимость проведения обработки в вакууме, что затрудняет облучение крупногабаритных изделий и требует использования специальных приспособлений для введения наплавочных компонентов. Кроме того, низкая энергия электронов в таких установках и небольшая глубина их проникновения в металлы не позволяют расплавлять тугоплавкие компоненты и снижают производительность процесса.

Несмотря на большие возможности метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки структура и фазовый состав образуемых покрытий, их механические свойства после различных режимов воздействия изучены недостаточно и на ограниченном числе материалов [4–8]. Кроме того, представляет интерес изучение возможности дальнейшей модификации структуры наплавленных слоев и улучшения их механических свойств обычной термической обработкой.

Исходя из всего сказанного в работе были поставлены следующие задачи.

1. Сформировать на поверхности низкоуглеродистой стали износостойкие покрытия методом наплавки на ускорителе релятивистских электронов с использованием для наплавки смесей порошков хрома и карбида хрома в различных весовых соотношениях и на основании изучения структуры и фазового состава покрытий выяснить природу формирования механических свойств.

2. Изучить влияние стандартной термической обработки (закалки, отпуска) на структуру и механические свойства наплавленных покрытий. С этой целью необходимо подвергнуть покрытия высокотемпературному отпуску, приблизив неравновесные структуру и фазовый состав к равновесной диаграмме состояния, соответствующей данному содержанию легирующих элементов в слое, а затем закалке в воду от температуры выше точки Ac₃ на диаграмме, что позволит сравнить структуру и свойства после обычной печной закалки и самозакалки остывающих на воздухе слоев.

Материалы и методы исследования

В качестве основы для наплавки была выбрана листовая низкоуглеродистая сталь Ст3 (толщина листа 14 мм, ГОСТ 380-94), на которую, используя ускоритель ЭЛВ-6, установленный в Институте ядерной физики РАН, наплавляли одно- и двухслойные покрытия. Для наплавки применяли порошок карбида хрома Cr_3C_2 и смеси порошков Cr_3C_2 и Cr в весовых соотношениях 1:1 и 2:1 (плотность насыпки 0,45 г/см²). Для защиты от влияния окружающей среды в наплавочные смеси вводили флюсующие добавки – MgF₂ и MnO. Энергия электронов составляла 1,4 МэВ, ток пучка 26...27 мА. Расстояние от выпускного устройства до поверхности образца - 9 см, диаметр пучка - 1,2 см. Для обработки поверхности применяли режим сканирования с шириной развертки электронного пучка 5 см и скоростью поступательного перемещения образца под пучком 1 см/с. Термическую обработку проводили в лабораторной печи СШОЛ с использованием известковой обмазки. Образцы с наплавленным слоем подвергали отпуску при 650 °С в течение 1 ч и закалке в воду от 850 °С с выдержкой под закалку 0,5 ч.

Структуру наплавленных слоев исследовали на металлографическом микроскопе Neophot, для этого образцы шлифовали, полировали и травили в растворе кислот 20 мл HNO₃ и 100 мл HCl, и на электронном микроскопе ЭМ-125 методом тонких фольг с привлечением методик электронной микродифракции отдельных деталей структуры и темнопольного изображения. Фольги получали электролитическим утонением пластинок в растворе состава: 50 г хромового ангидрида CrO₃ и 450 мл серной кислоты H₂SO₄.

Фазовый состав покрытий определяли методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре ДРОН–2М. На рентгеновском микроанализаторе САМЕВАХ исследовали распределение хрома в слоях электронно-лучевой наплавки. Микроанализатор включал растровый электронный микроскоп, что позволяло определять содержание хрома в отдельных деталях структуры.

Микротвердость измеряли в поперечных сечениях наплавленных слоев и в близлежащих областях основного металла. Проводили испытания на абразивное изнашивание незакрепленными абразивными частицами, подаваемыми в зону трения и прижимаемыми к образцу вращающимся резиновым роликом (ГОСТ 23.208–79).

На установке Инстрон-1185 со скоростью нагружения 1,7 мкм/с проводили испытания на прочность при изгибе (ГОСТ 18228—94) образцов с наплавленным слоем до и после термообработки. Образцы представляли собой шлифованные прямоугольные призмы размером $5 \times 5 \times 45$ мм³ с толщиной слоя наплавки 1,0...1,5 мм. Упрочненный слой испытывал напряжения растяжения, испытания прекращались в момент его разрушения. По результатам испытаний определялись прочность образцов, стрелу прогиба и угол загиба (ГОСТ 6996–66 СНиП III–48–80). При расчете прочности учитывали полную высоту образца. Одновременно на полированной поверхности образцов до и после термообработки методом металлографии исследовали картину образования трещин с момента их зарождения до перехода в металл основы с последующей пластической деформацией.

Результаты и обсуждение

После наплавки в поверхностном слое образуется литая дендритная структура, состоящая из зерен твердого раствора и эвтектики (рис. 1, а). Объемная доля эвтектики определяется составом исходной смеси порошков (количеством введенного в расплав с порошком карбида хрома углерода) и количеством нанесенных слоев. Объемную долю эвтектики для использованных режимов наплавки устанавливали методом секущей по микрофотографиям структуры (табл. 1). На кривых распределения хрома в наплавленных слоях, полученных методом рентгеновского микроанализа, наблюдаются резкие локальные колебания концентрации, связанные с различным содержанием хрома в областях эвтектики и зернах твердого раствора. Средние значения концентрации хрома в эвтектике и зернах для различных режимов наплавки также приведены в табл. 1.

По данным рентгеновского фазового анализа твердый раствор, образующийся в зернах дендритов и составляющий основу эвтектики, представляет собой аустенит. Присутствие ферритной составляющей не обнаружено. Наличие аустенитной фазы в структуре обусловлено как высокой скоростью охлаждения слоя, так и высоким содержанием в нем легирующих элементов - хрома и углерода. При скоростях охлаждения, характерных для данного метода (200...1000 °C/с), диффузионный распад аустенита невозможен. Бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит также произойти не может, поскольку легирующие элементы существенно снижают точки М_н и М_к мартенситного превращения и критическую скорость закалки на мартенсит. Согласно [9] при введении 1 % Сг в сталь с 1 % С критическая скорость закалки снижается в два раза, а количество остаточного аустенита приближается к 80...100 %. В нашем случае среднее содержание хрома в зернах пересыщенного твердого раствора для использованных режимов наплавки значительно выше — 9...21 % (см. табл. 1). Концентрация углерода в покрытиях, оцененная по результатам точного взвешивания компонентов исходного порошка с учетом потерь при наплавке, доли флюса и плотностей предварительной насыпки и получаемого покрытия, достигает 1,7...2 %. К этому значению следует прибавить количество углерода, уже содержащееся в стали Ст3 как в основе для наплавки.

Как указывалось выше, при облучении в пучке релятивистских электронов все без исключения компоненты наплавочной смеси растворяются в расплавленном слое и при охлаждении кристаллизуются в виде



Рис. 1. Микроструктура металла двухслойной наплавки при соотношении Cr_3C_2 и Cr 1:1 до (*a*) и после термической обработки (*б*, *в*):

б - отпуск при 650 °С; в - закалка от 850 °С

новых соединений. По полученным рентгенограммам видно, что при наплавке порошком карбида хрома Cr_3C_2 в эвтектике выделяются карбиды Cr_7C_3 . Введение в легирующую смесь чистого хрома и увеличение отношения количества хрома к количеству углерода создают условия для выделения карбида $Cr_{23}C_6$ с бо́льшим, чем в карбиде Cr_7C_3 , количеством хрома. В структуре наблюдаются два типа карбидов – Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$. Эти данные согласуются с приведенными в [10] результатами рентгеновского анализа слоев электродуговой наплавки аналогичного состава, на основании которых сделан вывод о том, что существует прямая

Таблица 1

Характеристики наплавленных слоев для разных режимов обработки

Ре- жим	Соотно- шение масс Сг ₃ С ₂ и Сг	Коли- чество слоев	Объем- ная доля эвтекти- ки, %	Содер- жание Сг в эв- тектике, % вес.	Содер- жание Сг в зерне, % вес.	Средние значения микро- твердо- сти, МПа
1	-	- 1	25,2	18,79	9,10	4750
2	1:1	1	25,3	25,91	13,44	3800
3	1:1	2	50,8	36,16	22,25	5700
4	2:1	1	41,0	27,31	19,25	5200
5	2:1	2	55,6	33,30	21,65	7000

связь между соотношением в наплавленном слое количеств карбидообразующего элемента и углерода (% ат.) и строением карбидной фазы. При соотношении содержания Cr и C менее 2:1 образуются только карбиды Cr_7C_3 . При соотношении Cr и C более 2:1 появляется тенденция к выделению и обособлению карбидов $Cr_{23}C_6$.

Более полное представление о дефектной субструктуре и фазовом составе наплавки было получено методом дифракционной электронной микроскопии тонких фольг. Согласно этим данным основной упрочняющей фазой в структуре в соответствии с результатами рентгенофазового анализа является карбид Cr₇C₃, который образует пластинчатые выделения в эвтектике (рис. 2, а-в). Заметный вклад вносит карбид Cr₂₃C₆, многочисленные выделения которого в виде наноразмерных (15...25 нм) частиц расположены по границам пластин у-фазы и карбидов Cr₇C₃ (рис. 2, г, д). Помимо основных фаз обнаружено некоторое количество соединений CrC и Cr₃C₂, характеризующих неравновесность структуры электронно-лучевой наплавки, которые выделяются в виде глобулей на периферии областей эвтектики (рис. 2, е, ж), а также небольшое количество выделений σ-фазы (FeCr), расположенных в виде тонких прослоек вдоль границ основных фаз. На рис. 2 стрелками указаны на в, д, ж – рефлексы темного поля, б – пластины карбида хрома Cr₂C₃, г – частицы карбида М₂₃С₆, е – частицы карбида CrC.

Распределение микротвердости в слоях наплавки, как и распределение хрома, имеет характер локаль-



Рис. 2. Электронно-микроскопическое характерное изображение структуры наплавки:

a – светлое поле; δ , e, e – темные поля, полученные в рефлексах [101] Cr₇C₃, [115] M₂₃C₆, [002] CrC соответственно; e, d, \mathcal{H} – микроэлектронограммы к a, e, e соответственно



Рис. 3. Зависимость микротвердости H_{μ} в двухслойном наплавленном покрытии при соотношении Cr_3C_2 и Cr 2:1 в исходном состоянии (*a*), после отпуска при 650 °C (*б*) и после закалки от 850 °C (*в*)

ных колебаний (рис. 3, *a*), что обусловлено чередованием зерен твердого раствора и эвтектики. Средние значения микротвердости H_{μ}^{cp} , которые были вычислены путем усреднения всех значений, измеренных в трех поперечных сечениях для каждого из режимов наплавки, увеличиваются с ростом объемной доли эвтектики в слое и содержания хрома в эвтектике и зернах твердого раствора (см. табл. 1).

Проведенные испытания на абразивную износостойкость наплавленных слоев показали, что в зависимости от режима наплавки значения коэффициента износостойкости K_{μ} , определенные из экспериментальных измерений потери массы исследуемого и эталонного образцов, изменяются в пределах 4,1...8,8 (относительно материала основы 6,1...13,1).

После отпуска наплавленных слоев при 650 °С в течение 1 ч наследуется морфология структуры, сформировавшейся в материале в результате дендритно-ячеистой кристаллизации (рис. 1, б). По данным рентгеноструктурного фазового анализа линии у-Fe на рентгенограммах не выявляются, но отчетливо фиксируются линии α-Fe. Количество карбидов Сг₂С₃ существенно возрастает по сравнению с исходной наплавкой, о чем свидетельствует увеличение высоты их дифракционных максимумов. По-видимому, при отпуске наплавленного слоя происходит распад аустенита и находящийся в зернах пересыщенного твердого раствора и в основе эвтектики углерод связывается в карбиды. Структура приближается к равновесной. При этом твердость покрытия заметно уменьшается (рис. 3, б).

Электронно-микроскопическое исследование методом фольг на глубине около 0,5 мм показало, что высокотемпературный отпуск приводит к распаду зерен твердого раствора на основе γ -фазы с последующим полиморфным $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращением по диффузионному механизму. В результате этого (независимо от количества слоев покрытия) формируется структура, подобная структуре пластинчатого перлита углеродистых сталей (рис. 4, *a*). Микродифракционный анализ с последующим индицированием электронограмм показал, что в матрице на основе α -фазы располагаются параллельно друг другу пластинки карбида состава (Fe, Cr)₇C₃ (рис. 4, *б*, *в*). Поперечные размеры пластинок карбидной фазы изменяются в узком интервале и составляют в среднем 20 нм. Продольные размеры пластинок варьируются в весьма широких пределах 50...1200 нм, простираясь от границы до границы соседних колоний (рис. 4, *a*), либо формируя прерывистые строчки в пределах одной колонии.

Пластинки карбидной фазы разделены прослойками α -фазы, поперечные размеры которой составляют 70...270 нм. В прослойках α -фазы наблюдается дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой 3,3·10¹⁰ см⁻². Дислокации расположены хаотически либо формируют нерегулярные сетки. Частицы карбида (Fe, Cr)₇C₃ могут располагаться и вдоль границ зерен. В этом случае они имеют глобулярную форму; размеры таких частиц изменяются в пределах от 30 до 150 нм.

Высокотемпературный отпуск зерен эвтектики также приводит к $\gamma \Rightarrow \alpha$ диффузионному превращению с образованием слаборазориентированной субзеренной структуры. В объеме субзерен наблюдается дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток, скалярная плотность дислокаций $\approx 4,6\cdot 10^{10}$ см⁻². Одновременно с этим фиксируется протекание начальной стадии коагуляции пластин карбидной фазы эвтектики с образованием частиц глобулярной формы (рис. 4, *г*–*е*). Размеры глобул изменяются в пределах 70...120 нм.

Отпуск наплавленного слоя сопровождается дополнительным выделением частиц карбида $M_{23}C_6$ (М – металл) в зернах эвтектики. Частицы располага-



Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в результате распада зерен аустенита:

а, *г* – светлые поля; *б*, *д* – темные поля, полученные в рефлексах [311] (Fe, Cr)₇C₃ и [151] (Fe, Cr)₇C₃, соответственно; *в*, *е* – микроэлектронограммы к *а* и *г* соответственно (стрелкой указан рефлекс темного поля)

ются преимущественно вдоль границы раздела α -фазы и карбида (Fe, Cr)₇C₃; размеры частиц изменяются в пределах 5...10 нм.

Выдержка отпущенных образцов при температуре 850 °C в течение 0,5 ч и последующая закалка в воду не приводит к разрушению морфологии структуры наплавленного слоя — наблюдаются зерна эвтектики и зерна, исходно названные зернами твердого раствора (см. рис. 1, θ). Все преобразования структуры, вызванные отжигом при температуре 850 °C, протекают в объеме данных типов зерен. Закалка обеспечивает повышение твердости до значений, сопоставимых со значениями твердости в исходной наплавке до ее термической обработки (рис. 3, θ). Рентгеноструктурный фазовый анализ обнаруживает в наплавленном слое после закалки наличие α -железа и соединений Cr₇C₃ и Cr₂₃C₆.

Более подробный анализ с помощью метода электронной микродифракции тонких фольг показывает, что фазовый состав слоя на глубине 0,5 мм независимо от количества слоев (один или два) и типа зерен (зерна эвтектики и зерна бывшего твердого раствора) представлен α -фазой (твердый раствор на основе ОЦК-решетки железа), γ -фазой (твердый раствор на основе ГЦК-решетки железа, аустенит), карбидами (Fe, Cr)₇C₃, (Fe, Cr)₃C и M₂₃C₆ (основным является карбид (Fe, Cr)₇C₃).

Преобразование структуры зерен твердого раствора приводит: во-первых, к коагуляции пластинчатых частиц карбида (Fe, Cr)₇C₃ с образованием частиц глобулярной формы, размеры которых составляют от 40 до 150 нм (рис. 5, *a*); во-вторых, к мартенситному превращению $\gamma \Rightarrow \alpha$ с образованием кристаллов пакетной морфологии (средние поперечные размеры кристаллов 650...700 нм (рис. 5, *a-г*)) и, в-третьих, к частичному превращению карбидной фазы по реакции (Fe, Cr)₇C₃ \Rightarrow M₂₃C₆ (рис. 5, ∂ , e). На рис. 5 стрелками указаны на б и в – рефлексы темного поля (1 и 2 - соответственно для гид), д - прослойки остаточного аустенита, расположенные по границам кристаллов мартенсита, з – пластины α-Fe и карбида Сг₇С₃. Вдоль границ кристаллов мартенсита обнаруживаются прослойки остаточного аустенита (у-фаза), средние поперечные размеры которых 15...25 нм (рис. 5, в, г) и частицы карбида железа (цементит) с поперечными размерами 10...20 нм, образовавшиеся, очевидно, в процессе охлаждения образца при закалке от температуры мартенситного превращения ("самоотпуск" стали). В объеме кристаллов мартенсита формируется сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций ≈1·10¹¹ см⁻².

Преобразование зерен эвтектики, инициированное отжигом при температуре 850 °С, приводит к $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращению. При этом выявлено два типа структур. Одна из них формируется по сдвиговому механизму $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения, что приводит к образованию мартенсита пластинчатой морфологии. Данный механизм преобразования структуры отмечается преимущественно в зернах эвтектики с глобулярными частицами карбидной фазы (рис. 5, ∞). В объеме кристаллов мартенсита наблюдаются сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $\approx 1 \cdot 10^{11}$ см⁻² и микродвойники. Другая структура формируется по диффузионному механизму $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращения, что приводит к образованию прослоек α -фазы. Такой механизм превращения



Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в покрытии в результате отпуска и последующей закалки от температуры 850 °С: *а, ж, з* – светлые поля; *г, д, е* – темные поля, полученные в рефлексах [110] α -Fe, [112] α -Fe+[113] γ -Fe и [022] M₂₃C₆ соответственно; *б, в* – микроэлектронограммы к *а* и *е* соответственно

структуры характерен для зерен пластинчатой эвтектики (рис. 5, 3).

Отжиг зерен пластинчатой эвтектики при температуре 850 °C сопровождается выделением в прослойках на основе у-фазы частиц второй фазы. Это утверждение вытекает из анализа результатов, полученных с применением темнопольной методики исследования структуры пластинчатой эвтектики, которая позволила выявить частицы карбида М₂₃С₆ (со средним размером 3...5 нм) округлой формы, расположенные в прослойках α-фазы предположительно на дислокациях. В зернах глобулярной эвтектики наноразмерных выделений частиц карбида типа М23С6 обнаружено не было. По-видимому, отжиг под закалку приводит к растворению карбида Cr₇C₃ на участках с пластинчатой эвтектикой. Это подтверждается тем, что при темнопольном анализе в объеме пластин карбидной фазы в отдельных случаях выявляется структура в виде крапчатого контраста размером 30...40 нм, указывающая на их дефектное строение. Электронограммы, полученные с таких пластин, отличаются наличием тяжей на рефлексах карбидной фазы, что также указывает на дефектность структуры, выражающуюся в присутствии областей с азимутальной разориентацией, определенной по размытию рефлекса, равной 13°.

Необходимо проанализировать влияние рассмотренных структурных превращений на механические свойства материала наплавки. Диаграммы изгиба уложенных на две неподвижные опоры призматических образцов с наплавленным слоем, который испытывает напряжения растяжения при опускании верхнего захвата на установке Инстрон-1185, представлены на рис. 6, a-e, в координатах напряжение изгиба $\sigma_{изг}$ и стрела прогиба *L*. По рис. 6 видно, что в исходном состоянии (кривые *I* на графиках) образцы равномерно деформируются вплоть до образования трещины, обладая при этом некоторым запасом пластичности.

Картина распространения трещины, представленная на рис. 7, *a*, свидетельствует об образовании одной магистральной извилистой трещины, которая развивается под действием сравнительно низких напряжений, но квазивязко, так как у ее краев присут-



Рис. 6. Зависимость напряжения изгиба $\sigma_{\text{изг}}$ от стрелы прогиба *L* в исходном наплавленном состоянии (*I*), после отпуска при 650 °C (*2*) и после закалки 850 °C (*3*):

а – наплавка Cr₃C₂, 1 слой; б – Cr₃C₂ и Cr в соотношении 1:1, 2 слоя; в – Cr₃C₂ и Cr в соотношении 2:1, 1 слой

ствует зона пластической деформации. О квазивязком характере разрушения можно судить и по возникновению ряда вторичных трещин, не получивших своего развития в наплавленном металле. Заходя в основной металл, магистральная трещина разветвляется на несколько мелких трещин (в том числе и на некотором участке вдоль границы раздела слоев), которые затем притупляются и тормозятся, приводя к значительной пластической деформации материала основы за счет его высокой пластичности (сталь Cт3).

Термическая обработка в виде отпуска при 650 °C в течение 1 ч приводит к увеличению предельной деформации до разрушения и прочности упрочненного слоя для всех образцов в сравнении с их исходным наплавленным состоянием (рис. 6, кривые 1 и 2). Особенно сильно повышается пластичность однослойной наплавки при соотношении компонентов Cr_3C_2 и Cr 2:1 (рис. 6, *в*).

Для разрушения покрытия характерно наличие множества мелких спиралевидных трещин вместо одной магистральной. В процессе увеличения прикладываемой нагрузки сначала развивается пластическая деформация перемычек между вершинами трещин (рис. 7, в), а затем происходит прорастание трещин через эти перемычки и их слияние, что является отличительной особенностью вязкого разрушения [11]. Переходя в материал основы, трещина разветвляется на две, каждая из которых образует угол с плоскостью наплавки примерно 45°, а между собой угол 90° (рис. 7, б). Значительная пластичность основы способствует притуплению данных трещин и, следовательно, прекращению их развития. Трещин на границе сплавления покрытие-основа, как это было у исходных наплавленных образцов (рис. 7, а), не наблюдается (рис. 7, б).

После отпуска и последующей закалки от 850 °С диаграммы напряжение—стрела прогиба представляют собой фактически прямые линии независимо от состава наплавляемых покрытий и числа нанесенных слоев (рис. 6, кривые 3), что характеризует материал как очень хрупкий, разрушающийся при незначительной пластической деформации. На микрофотографиях шлифов в покрытии обнаруживается множество хрупких одиночных трещин с высокой энергией, развивающихся мгновенно через всю толщину покрытия и совершающих значительную пластическую деформацию в материале основы (рис. 7, г). Кроме того, наблюдаются многочисленные отслоения металла покрытия от металла основы.

Испытания на абразивный износ термически обработанных слоев показали, что износостойкость в них падает в 4...5 раз в сравнении с исходной наплавкой как после отпуска, так и после закалки. На рис. 8 для одного из режимов наплавки приведены данные по изменению предела прочности при изгибе $\sigma_{\mu 3 r}$ (рис. 8, *a*); углу загиба β , являющегося дополнительным показателем пластичности к стреле прогиба (фактически дополнительным до 180° к углу изгиба α) и характеризующего пластичность при изгибе (рис. 8, *б*); коэффициенту износостойкости K_{μ} до и после термической обработки (рис. 8, *в*).

Наблюдаемые на рис. 8 изменения прочности, пластичности и износостойкости покрытий, а также изменения твердости (см. рис. 3) после термической обработки связаны с характером образующейся структуры. Распад метастабильного износостойкого аустенита при отпуске (как в зернах твердого раствора, так и в основе эвтектики) приводит к появлению мягкой ферритной составляющей с низкой износостойкостью, не способной удерживать твердые части-





Рис. 7. Разрушение слоев двухслойной наплавки (Cr_3C_2 и Cr в соотношении 2:1) в исходном состоянии (*a*) и после термической обработки в виде отпуска (*б*, *в*) и закалки (*г*): *a*, *б*, *г* - ×50, *в* - ×200

цы карбидных включений, объемная доля которых в процессе отпуска увеличивается. После закалки твердость наплавленного покрытия снова повышается за счет образования высокотвердой мартенситной фазы, но из-за хрупкости мартенсита его пластичность, прочность и износостойкость резко уменьшаются. Частицы карбидов легко выкрашиваются из хрупкой матрицы при изнашивании.

Из полученных результатов следует, что метод наплавки в пучке релятивистских электронов высокотехнологичен, так как позволяет формировать на поверхности низкоуглеродистых (или малолегированных) сталей покрытия с неравновесной структурой и улучшенными механическими свойствами (твердостью, пластичностью, прочностью и износостойкостью) в сравнении со стандартной термической обработкой (отпуском, закалкой) сплавов аналогичного состава.

Заключение

1. Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на низкоуглеродистой стали Ст3 сформированы покрытия со структурой сплавов доэвтектического типа, состоящих из зерен аустенита и эвтектики на основе карбидов Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$. В связи с неравновесностью образуемой структуры присутствуют другие соединения: CrC, Cr_3C_2 , FeCr. Твердость и износостойкость покрытий высокая, они обладают удовлетворительной прочностью и пластичностью.

2. Отпуск слоев при 650 °С приводит к распаду аустенита в зернах твердого раствора и образованию дисперсной перлитоподобной структуры, состоящей из пластин α -фазы и карбидов (Fe, Cr)₇C₃. В зернах эвтектики происходят диффузионное $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращение, коагуляция пластин карбидов Cr₇C₃ и дополнительное выделение наноразмерных карбидов



Рис. 8. Диаграммы изменений предела прочности на изгиб (*a*), угла загиба (*б*) и коэффициента износостойкости (*e*) в зависимости от режима обработки (Cr_3C_2 и Cr в соотношении 2:1, 1 слой): *1* – исходная наплавка; 2 – после отпуска при 650 °C; 3 – после отпуска и закалки от 850 °C

M₂₃C₆. Эти структурные изменения способствуют увеличению пластичности, но резко снижают твердость и износостойкость.

3. Отпуск и последующая закалка от 850 °С приводят к мартенситному превращению в исходных зернах твердого раствора, дальнейшей коагуляции карбидов (Fe, Cr)₇C₃, частичному превращению карбидной фазы (Fe, Cr)₇C₃ \Rightarrow M₂₃C₆. В зернах эвтектики $\gamma \Rightarrow \alpha$ -превращение протекает как по мартенситному, так и по диффузионному механизму с выделением в

прослойках α -фазы наноразмерных карбидов $M_{23}C_6$. Структурные изменения при закалке способствуют увеличению твердости, но при этом падает износостойкость, а при испытаниях на изгиб слои хрупко разрушаются.

4. Метод наплавки в пучке релятивистских электронов высокотехнологичен, поскольку получаемые покрытия обладают высокой твердостью, износостойкостью, удовлетворительной пластичностью и прочностью и не требуют дополнительной термической обработки, после которой структура покрытий приближается к равновесию, но исчезает износостойкая, пластичная и одновременно прочная аустенитная фаза в основе слоя, что сопровождается ухудшением механических свойств.

ЛИТЕРАТУРА

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

2. Радченко М.В., Берзон Е.В., Косоногов Е.Н. Электронно-лучевая наплавка в вакууме порошковой инструментальной стали // Изв. СО АН СССР. Сер. техн. наук. 1989. Вып. 4. С. 115–118.

3. Электронно-лучевая наплавка композиционных покрытий на основе диборида титана / Н.К. Гальченко, С.И. Белюк, В.Е. Панин и др. // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 4. С. 68–72.

4. Особенности формирования структуры и свойств поверхностного слоя стали при облучении пучком релятивистских электронов / И.М. Полетика, М.Д. Борисов, Г.В. Краев и др. // МиТОМ. 1997. № 4. С. 13–16.

5. Полетика И.М., Голковский М.Г., Перовская М.В. Формирование структуры и свойств поверхностных слоев стали и чугуна при закалке электронным пучком // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 6. С. 41–50.

6. Создание бифункциональных покрытий методом электронно-лучевой наплавки / И.М. Полетика, М.Г. Голковский, М.В. Перовская и др. // Перспективные материалы. 2007. № 1. С. 78–85.

7. Формирование коррозионно-стойких покрытий методом наплавки в пучке релятивистских электронов / И.М. Полетика, М.Г. Голковский, Е.Н. Беляков и др. // Перспективные материалы. 2006. № 2. С. 80–86.

8. Jun Ched Oh, Sunghak Lee, Mikhail G. Golkovski. Improvement of the hardness and ware resistance of (TiC, TiN)/Ti-6Al-4V surface alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation // Metallurgical and Materials Transaction. 2001. Vol. 32A. № 12. P. 2995–3005.

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

10. Лившиц А.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. М.: Машиностроение, 1969. 188 с.

11. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. М.: Металлургия. 1983. 352 с.



НОРМАТИВНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ДОКУМЕНТЫ

Стали и сплавы коррозионно-стойкие Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии (по ГОСТ 6032–2003)

Реактивы и режимы травления шлифов для выявления межкристаллитной коррозии

Марка стали и сплава	Реактив и режим травления			
12X18H9, 12X18H9T, 04X18H10, 08X18H10, 08X8H10T, 12X18H10T, 12X18H10E, 03X18H11, 06X18H11, 03X18H12, 08X18H12T, 12X18H12T, 08X18H12E, 02X18H11	Химическое травление в смеси: (92±3) см ³ соляной кислоты плотностью 1,18 г/см ³ по ГОСТ 3118, (5,0±0,1) см ³ серной кислоты плотностью 1,83 г/см ³ по ГОСТ 4204, (3,0±0,1) см ³ азотной кислоты плотностью 1,4 г/см ³ по ГОСТ 11125. Температура 2030 °С. Реак- тивы наносят на поверхность шлифа ватным тампоном. Электролитическое травление в растворе шавелевой кислоты с массовой долей (10,0±0,1) % по ГОСТ 22180. Температура 2030 °С. Плотность тока (1,0±0,2)·10 ⁴ А/м ²			
03X16H15M3, 08X16H15M3Б, 09X16H15M3Б, 03X17H14M3, 08X17H13M2T, 08X17H15M3Б, 10X17H13M2T, 10X17H13M3T, 08X17H15M3T, 02X25H22AM2	Химическое травление в растворе: (50±0,1) см ³ соляной кислоты плотностью 1,18 г/см ³ по ГОСТ 3118, (5,0±0,1) см ³ азотной кислоты плотностью 1,41 г/см ³ по ГОСТ 11125, (50±0,1) см ³ воды. Температура кипения. Электролитическое травление в растворе: (8,50±0,05) г/дм ³ лимонной кислоты по ГОСТ 3652, (8,50±0,05) г/дм ³ сернокислого аммония по ГОСТ 3769. Температура кипения. Плотность тока (1,0±0,2)·10 ⁴ А/м ²			
20X13H4Г9, 08X18ГН2Т, 10X14Г14Т, 12X17Г9АН4, 07X21Г7АН5, 03X21H21М4ГБ, 06XH28МДТ, 03XH28МДТ, XH30МДБ, 10X14Г14H3, 10X14Г14H4T, 10X14АГ15	Химическое травление в растворе: (50,0±0,1) см ³ соляной кислоты плотностью 1,18 г/см ³ по ГОСТ 3118, (5,0±0,1) см ³ азотной кислоты плотностью 1,41 г/см ³ по ГОСТ 11125, (50±1) см ³ воды. Температура кипения. Электролитическое травление в растворе: (10,0±0,2) % шавелевой кислоты по ГОСТ 22180. Температура 2030 °C. Плотность тока (1,0±0,2)·10 ⁴ A/м ²			
09X15H80, 07X16H6, 09X17H7Ю, 09X17H7Ю1, 08X17H5M3	Электролитическое травление в растворе: (8,50±0,05) г/дм ³ лимонной кислоты по ГОСТ 3652, (8,50±0,05) г/дм ³ сернокислого аммония по ГОСТ 3769. Температура 2030 °С. Плотность тока (1,0±0,2)·10 ⁴ A/м ² . Электролитическое травление в растворе: (10,0±0,2) % хромового ангидрида по ГОСТ 3776. Температура 2030 °С. Плотность тока (1,0±0,2)·10 ⁴ A/м ²			
08X22H6T, 08X21H6M2T, 03X24H6AM3	Химическое травление в растворе: (50±0,1) см ³ соляной кислоты плотностью 1,18 г/см ³ по ГОСТ 3118, (5,0±0,1) см ³ азотной кислоты плотностью 1,41 г/см ³ по ГОСТ 11125, (50,0±0,1) см ³ воды. Температура кипения. Электролитическое травление в растворе: (8,50±0,05) г/дм ³ лимонной кислоты по ГОСТ 3652, (8,50±0,05) г/дм ³ сернокислого аммония по ГОСТ 3769. Температура 2030 °С. Плотность тока (1,0±0,2)·10 ⁴ A/м ²			
08X17T, 15X25T, 01-015X18T-ВИ, 01X18М2T-ВИ, 01X25ТБЮ-ВИ	Химическое травление в растворе: (50±0,1) см ³ соляной кислоты плотностью 1,18 г/см ³ по ГОСТ 3118, (5,0±0,1) см ³ азотной кислоты плотностью 1,41 г/см ³ по ГОСТ 11125, (50±1) см ³ воды. Температура кипения			

Определение стойкости к межкристаллитной коррозии нержавеющих сталей. Аустенитные и ферритно-аустенитные (двухфазные) нержавеющие стали. Коррозионные испытания в азотной кислоте путем определения потери массы (испытания по Хью) (ИСО 3651-1:1998)

Область применения

Метод применяют для определения стойкости к межкристаллитной коррозии (МКК) путем испытания в азотной кислоте с измерением потери массы проката, поковок, труб и литья аустенитных и ферритноаустенитных (двухфазных) сталей, предназначенных для использования в сильно окислительных средах (например в концентрированной азотной кислоте). Испытания по методу Хью не следует применять для сталей, содержащих молибден, если стали не предназначены для использования в качестве материала для оборудования, работающего с азотной кислотой.

Результаты испытания на МКК по методу Хью являются показательными только для определения стойкости стали к МКК в указанных средах и не могут быть использованы для определения стойкости стали к другим видам коррозионных разрушений (общей коррозии, питтинга, коррозионного растрескивания и т.д.).

Назначение испытаний

Испытания на МКК проводят в целях обнаружения коррозионного воздействия среды на границы зерен, обусловленного одной или несколькими причинами:

• выпадением по границам зерен карбидов хрома;

 выпадением интерметаллических соединений, таких как σ-фаза, в сталях, содержащих молибден;

 сегрегацией на границах зерен загрязняющих элементов.

Указанные процессы могут протекать при воздействии на аустенитные и ферритно-аустенитные нержавеющие стали температур 500...1000 °С, которым сталь может подвергаться при горячей обработке (ковка, прокатка), а также при сварке из-за технологических нарушений процесса. Оценку результатов испытаний (например, максимально допустимая скорость коррозии) проводят по договоренности между потребителем и изготовителем.

Применение метода

Методом Хью контролируют аустенитные стали повышенной коррозионной стойкости к МКК, предназначенные для сильно окислительных сред. Контроль образцов сталей осуществляют после провоцирующей термообработки. Образцы тонких листов не подвергают провоцирующему нагреву, поскольку в процессе изготовления оборудования тонкие листы быстро охлаждаются.

Провоцирующий нагрев

Провоцирующему нагреву перед испытанием на МКК подвергают стабилизированные и низкоуглеродистые (C = 0,03 %) стали. С этой целью образец выдерживают 30 мин при температуре (70 \pm 10) °C с последующим быстрым охлаждением в воде.

Продолжительность повышения температуры не должна превышать 10 мин. Другие режимы провоцирующего нагрева возможны лишь по договоренности с заказчиком. Сварные образцы не подвергают провоцирующему нагреву.

Коррозионные испытания

Сущность метода

Исследуемый образец взвешивают, затем погружают в кипящий раствор азотной кислоты на 5 циклов продолжительностью 48 ч каждый. Критерием оценки результатов испытаний является потеря массы, определяемая взвешиванием после каждого цикла испытаний.

Образцы для испытаний

Образец для исследования, взятый от обработанного давлением металла, должен иметь больший размер в направлении прокатки. Из обработанного давлением проката и литья вырезку образца следует проводить как можно ближе к поверхности проката. Размеры образца определяют в зависимости от взвешивающего устройства и объема используемого раствора. Длина образца должна не менее чем в два раза превышать его ширину, а общая площадь поверхности сторон образца, перпендикулярных к направлению проката или волокнам образца, должна быть менее 15 % общей площади поверхности образца. При сравнительных испытаниях отношение общей площади поверхности образца к общей площади поверхности частей образца должно быть постоянным.

В зависимости от целей испытаний образцы, подвергнутые или не подвергнутые провоцирующему нагреву, должны соответствовать следующим требованиям.

• Образцы для испытаний следует обработать механически по всей поверхности путем зачистки поверхности абразивом № 120 на бумаге или ткани, не содержащим железа.

• Окалину удаляют без предварительной механической обработки, погружая образцы на 1 ч в раствор: 50 объемов соляной кислоты ($\rho_{20} = 1,19$ г/см³), 5 объемов азотной кислоты ($\rho_{20} = 1,40$ г/см³) и 50 объемов воды при температуре 50...60 °С или в раствор: 50 объемов соляной кислоты и 50 объемов воды при температуре окружающей среды. При такой обработке необходимо быть заранее уверенными, что она не вызывает МКК.

Перед погружением в коррозионный раствор образцы должны быть очищены растворителем, не содержащим ионов хлора.

Аппаратура

Колба Эрленмеера вместимостью 1 дм³, закрываемая либо погружным пальчиковым холодильником, либо четырехшариковым холодильником со шлифом, при использовании которого следует убедиться с помощью индикатора, что пары кислоты не выходят из аппарата в процессе испытания.

Держатели для образцов обычно изготовляют из стекла. Нагревательное устройство должно обеспечивать непрерывное кипение раствора.

Раствор для испытаний

Раствором для испытаний должен быть $(65\pm0,2)$ %-ный (по массе) водный раствор азотной кислоты $(\rho_{20} = 1,40 \text{ г/см}^3)$.

Применять следует продукт, чистый для анализа, содержащий суммарный твердый осадок ≤0,05 г/1000 г, а каждой из возможных добавок в количестве:

свинец (Pb) $\leq 0,005$ г/1000 г; железо (Fe) $\leq 0,014$ г/1000 г; марганец (Mn) (отрицательная реакция); мышьяк (As) $\leq 0,001$ г/1000 г; ион хлора (Cl⁻¹) $\leq 0,003$ г/1000 г; сульфат иона (SO₄)⁻² $\leq 0,05$ г/1000 г; фосфат иона (PO₄)⁻³ $\leq 0,01$ г/1000 г; ион фтора (F⁻¹) $\leq 0,05$ г/1000 г.

Проведение испытания

Используемый объем кислоты для коррозионных испытаний должен быть не менее 20 см³/см². Обычно только один образец помещают в колбу. Однако допускается загружать несколько образцов в одну колбу при условии, что все образцы одной марки стали и изолированы друг от друга не менее чем на 0,5 см. Повышенная коррозия одного из образцов может повысить скорость коррозии остальных образцов, испытываемых вместе с ним.

Обработка результатов

Эффект воздействия раствора азотной кислоты определяют измерением потери массы каждого образца после каждого цикла и за все циклы испытаний.

Скорость коррозии K_1 , г/(м²·ч), или K_2 , мм/год, определяют по формулам:

$$K_{1} = \frac{87600m}{S\rho t};$$
$$K_{2} = \frac{10000}{S\rho t},$$

где *m* — средняя потеря массы после каждого цикла или за все циклы испытаний, г;

S — первоначальная поверхность образца для испытаний, см²;

р – плотность исследуемого образца (8 г/см³ – для хромоникельмолибденовых сталей и 7,9 г/см³ – для хромоникелевых сталей), г/см³;

t – действительное время кипения.

Протокол испытаний

Протокол испытаний должен содержать: номер; марки сталей; режим термообработки; используемые типы холодильников; средние скорости коррозии; ситуации, способные влиять на результаты.

Приводят обычно средние результаты испытаний. Результаты испытаний в зависимости от требования заказчика представляют либо средней скоростью коррозии, либо скоростью коррозии в каждом из циклов.

