### ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



№ 8 (68) август 2010

Издается с января 2005 г.

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

## Председатель редакционного совета

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

### Заместители главного редактора:

редактора: И.Н. ЖЕСТКОВА д-р физ.-мат. наук В.Ю. ФОМИНСКИЙ Заместители председателя редакционного совета: д-р техн. наук В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН д-р техн. наук А.В. КИРИЧЕК д-р техн. наук О.В. ЧУДИНА Редакционный совет: Ю.П. АНКУДИМОВ А.П. БАБИЧЕВ В.П. БАЛКОВ С.Н. ГРИГОРЬЕВ В.Ю. ЗАМЯТИН B.A. 3EMCKOB С.А. КЛИМЕНКО В.А. ЛАШКО В.А. ЛЕБЕДЕВ В.В. ЛЮБИМОВ Φ.И. ΠΑΗΤΕЛΕΕΗΚΟ Х.М. РАХИМЯНОВ Б.П. САУШКИН В.П. СМОЛЕНЦЕВ А.М. СМЫСЛОВ Г.А. СУХОЧЕВ В.П. ТАБАКОВ В.А. ШУЛОВ М.Л. ХЕЙФЕЦ

#### Редакция: Е.П. ЗЕМСКОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы

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

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

## СОДЕРЖАНИЕ

MEX	АНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА
<b>Губа</b> н обкат	юв В.Ф. Отделочно-упрочняющая обработка деталей овыглаживанием
<b>Гуров</b>	<b>9 Р.В.</b> Взаимосвязь режимов обработки и геометрических параметров
инстр	умента с параметрами качества поверхностного слоя при отделочных
и отде	елочно-упрочняющих режимах ОУО ППД
TEPN	ИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
<b>Камы</b>	шанченко Н.В., Гальцев А.В., Дручинина О.А., Неклюдов И.М. Влияние
знако	переменного изгибового нагружения на изменение механических
харак	теристик высокочистого никеля в зависимости от предварительной
термс	юбработки
ОБР	АБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ
<b>Архи</b>	пов В.Е., Москвитин Г.В., Поляков А.Н., Широкова Н.В. К вопросу
сниже	ения потерь при лазерной наплавке
<b>Краш</b>	енинников Д.А., Файншмидт Е.М., Астафьев Г.И., Поломошнов П.Ю.
Оптим	иальное износостойкое покрытие прессового инструмента
для го	орячей деформации титановых сплавов
Смыс	слов А.М., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р., Измайлова Н.Ф. Опыт
приме	енения ионной имплантации поверхности лопаток газовых турбин
из жа	ропрочных сплавов при их производстве и эксплуатации
хим	ИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ
Хим	ІЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА
<b>Кисе</b> л элект	ть Ю.Е., Гурьянов Г.В., Кисель П.Е. К структурным изменениям рохимических покрытий при высокотемпературном нагреве
<b>Бара</b>	нов А.Н., Гамаюнов И.Г., Юдин А.Н. Применение композиционных
покрь	пий на основе хрома для уменьшения падения напряжения
в под	ине алюминиевого электролизера
ОБР	АБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ
Сухоч	нев Г.А., Кириллов О.Н., Небольсин Д.М., Смольянникова Е.Г.,
Кады	рметов А.М. Технологическое обеспечение качества нанесения
защит	ных покрытий комбинированной обработкой
<b>Матлі</b>	ин М.М., Дудкина Н.Г., Болдов А.Н. Особенности пластического
дефор	мирования стальных деталей, упрочненных комбинированной обработкой

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

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

# THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND GOATLINGS

№ 8 (68) August 2010

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants: 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 H.M. RAHIMYANOV **B.P. SAUSHKIN** V.P. SMOLENTSEV A.M. SMYSLOV V.A. SHULOV G.A. SUHOCHEV V.P. TABAKOV M.L. KHEIFETS

### Edition:

E.P. ZEMSKOVA T.V. PARAYSKAYA

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

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

# **CONTENTS**

### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY	
Kamyshanchenko N.V., Galtzev A.V., Druchinina O.A., Neklyudov I.M. Influence of the reversed bend loading on the change of the mechanical characteristics of high-pure nickel depending on the preliminary heat treatment	)
THERMAL PROCESSING	
<b>Gurow R.V.</b> Interaction of modes of treatment and geometric parameters of a tool with parameters of quality in the surface layer of finishing and finishing hardening regimes finishing and strengthening treatment surface-hardening plastic deformation	5
rolling and burnishing	3

### 

Krasheninnikov D.A., Feinshmidt Y.M., Astafyev G.I., Polomoshnov P.Yu. The optimum wear-resistant coatings for hot-pressing tool deformation of titanium alloys . . 19

### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

### **PROCESSING BY COMBINED METHODS**

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

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



## МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.78

В.Ф. Губанов (Курганский государственный университет) E-mail: drviktm@kgsu.ru

### Отделочно-упрочняющая обработка деталей обкатовыглаживанием

Рассмотрена обработка деталей машин обкатовыглаживанием. Приведены схема обкатовыглаживания и авторская конструкция инструмента. Выявлено, что при обкатовыглаживании стойкость рабочей части индентора в 2–3 раза выше, чем при классическом выглаживании. Установлено, что достигаемые обкатовыглаживанием значения среднего арифметического отклонения профиля шероховатости обработанной поверхности, микротвердость поверхности и остаточные напряжения сжатия первого рода соизмеримы с аналогичными параметрами, достигаемыми при классическом выглаживании.

**Ключевые слова:** обкатовыглаживание, инструмент, стойкость индентора, шероховатость, микротвердость, остаточные напряжения сжатия.

Treatment of machine details by rolling and burnishing is considered. The scheme of rolling and burnishing and an author's design of the tool is resulted. Rolling and burnishing firmness of a working part of indentor is in 2-3 times above that at classical burnishing is exposed. It is established, that reached by rolling and burnishing values of an average arithmetic deviation of a profile roughness of the processed surface, microhardness of a surface and residual pressure of compression of the first sort are commensurable with the similar parameters, reached at classical burnishing.

Keywords: rolling and burnishing, tool, firmness of indentor, roughness, microhardness, residual pressure of compression.

В настоящее время известна реализация процесса выглаживания деталей, при котором обеспечивается комплекс параметров профиля шероховатости и микротвердости поверхности [1]. Однако ограничением применения выглаживания является значительный размерный износ индентора, особенно в случае использования в качестве инструментального материала минералокерамики.

Поэтому для отделочно-упрочняющей обработки деталей целесообразно использовать обкатовыглаживание — способ обработки поверхностным пластическим деформированием, в котором сочетаются все достоинства классического выглаживания с более высокой размерной стойкостью инструмента [2].

Суть способа заключается в следующем: индентору выглаживателя придается дополнительное принудительное вращение относительно своей оси, при этом центр индентора выглаживателя смещен относительно оси обрабатываемой детали на некоторую, назначаемую исходя из условий обработки, величину  $\Delta x$  (рис. 1). Таким образом, добавляется дополнительное движение — обкат индентором обрабатываемой детали, в результате которого износ индентора происходит равномерно по сферической поверхности. Конструкция (рис. 2) сферического выглаживателя для обработки наружных поверхностей деталей (тел вращения) включает: индентор со сферической рабочей частью 1, винт 2, вал 3, регулировочную гайку 4, державку 5, муфту 6, электродвигатель 7, два радиально-упорных подшипника 8 [3].

При помощи винта 2 индентор 1 закрепляется в центральном отверстии вала 3. Вал устанавливается в радиально-упорных подшипниках 8, которые монтируются в полости державки 5, имеющей элемент для закрепления ее в резцедержателе станка. Посредст-



Рис. 1. Схема обкатовыглаживания ( $n_3$ ,  $n_B$  – частота вращения обрабатываемой детали и индентора инструмента соответственно;  $S_0$  – подача)



Рис. 2. Сферический выглаживатель для обработки наружных поверхностей деталей

вом регулировочной гайки 4, закрученной в полость державки, осуществляется регулировка радиально-упорных подшипников. Вал соединен муфтой 6 с электродвигателем 7.

Для оценки параметров качества поверхностного слоя деталей после обкатовыглаживания произведена серия экспериментов, в ходе которой обрабатывали цилиндрические поверхности деталей (Ø 40 мм; обрабатываемый материал — сталь 45ХНМФА) инденторами (BOK-60) сферической формы с радиусом рабочей поверхности 3 мм. Натяг составлял 75 мкм; частота вращения шпинделя — 200 мин<sup>-1</sup>; подача — 0,07...0,097 мм/об. Значение исходного среднего арифметического отклонения профиля шероховатости составляло 0,4 мкм.



Рис. 3. Зависимость параметра *Ra* от времени обкатовыглаживания без доводки минералокерамического индентора:

 $1-S_0=0,07\,$  мм/об;  $2-S_0=0,084\,$  мм/об;  $3-S_0=0,097\,$  мм/об



Рис. 4. Распределение микротвердости  $H_{\mu}$  по глубине *h* поверхностного слоя:  $I = S_{\mu} = 0.07 \text{ мм/об: } 2 = S_{\mu} = 0.084 \text{ мм/об: } 3 = S_{\mu} = 0.084 \text{ mm/of: } 3 = S_{\mu} =$ 

 $1-S_0=0,07\,$  мм/об;  $2-S_0=0,084\,$  мм/об;  $3-S_0=0,097\,$  мм/об

Значения среднего арифметического отклонения профиля шероховатости обработанной обкатовыглаживанием поверхности составили: Ra = 0,078 мкм ( $S_0 = 0,07$  мм/об); Ra = 0,094 мкм ( $S_0 = 0,084$  мм/об); Ra = 0,126 мкм ( $S_0 = 0,097$  мм/об).

Износ рабочей части индентора выглаживателя обычно оценивают по увеличению значения *Ra* выглаженной поверхности. На рис. 3 приведена зависимость параметра *Ra* от времени обкатовыглаживания (*t*) без доводки минералокерамического индентора при обработке в течение 8 ч.

Из полученных данных следует, что при обкатовыглаживании стойкость рабочей части минералокерамического индентора в 2–3 раза выше, чем при классическом выглаживании [4].

При обработке обкатовыглаживанием происходит значительное упрочнение поверхностного слоя обработанных деталей (рис. 4). Максимальные значения микротвердости поверхности достигаются на глубине 0,05 мм, а значительное упрочнение поверхности наблюдается по глубине упрочненного слоя до 0,15 мм.

Также формируются высокие остаточные напряжения сжатия первого рода (рис. 5). Они залегают на глубину до 0,12 мм, а максимальные значения остаточных напряжений сосредоточены на глубине 0,04...0,06 мм.

Таким образом, достигаемые при обкатовыглаживании параметры качества поверхностного слоя деталей соизмеримы с параметрами, достигаемыми при классическом выглаживании [5, 6], а стойкость рабочей части индентора значительно выше, чем при выглаживании, что характеризует целесообразность применения этого способа отделочно-упрочняющей обработки.



Рис. 5. Распределение остаточных напряжений σ по глубине *h* поверхностного слоя:

 $1-S_0=0,07\,$  мм/об;  $2-S_0=0,084\,$  мм/об;  $3-S_0=0,097\,$  мм/об

Обкатовыглаживание можно рекомендовать для отделки и упрочнения поверхностей деталей машин. Конструкция инструмента является достаточно простой в практической реализации, следовательно, ее целесообразно использовать на промышленных предприятиях при изготовлении ответственных деталей.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Губанов В.Ф.** Комплексное обеспечение профиля шероховатости и микротвердости поверхности при алмазном выглаживании // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 1. С. 49–52.

2. Губанов В.Ф., Орлов В.Н., Маслов Д.А. Новый способ финишной обработки давлением // Технология машиностроения. 2005. № 12. С. 20–21.

3. Пат. 63282 РФ, U1 В 24 В 39/04. Сферический выглаживатель для обработки наружных поверхностей деталей – тел вращения / В.Ф. Губанов, В.Н. Орлов, Д.А. Маслов; опубл. Б.И. 2007, Бюл. № 15.

4. Ширинская Т.Н., Губанов В.Ф., Орлов В.Н., Марфицын В.В. Износостойкость минералокерамических и алмазных инденторов выглаживателей // Технология машиностроения. 2008. № 10. С. 23–24.

5. Одинцов Л.Г. Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. М.: Машиностроение, 1981. 160 с.

6. Шнейдер Ю.Г. Технология финишной обработки давлением: справочник. СПб.: Политехника, 1998. 414 с.

УДК 621.787.4

Р.В. Гуров (ГОУ ВПО Брянский государственный технический университет) msi@tu-bryansk.ru

### Взаимосвязь режимов обработки и геометрических параметров инструмента с параметрами качества поверхностного слоя при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах ОУО ППД

Изложена методика расчета отделочных и отделочно-упрочняющих режимов отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием на базе модели, полученной в результате экспериментальных исследований.

**Ключевые слова:** технология машиностроения, поверхностно-пластическое деформирование, качество поверхностного слоя, режимы обработки, инструмент.

The methodology of calculation of finishing and finishing and hardening regimes finishing and processing of surface-hardening plastic deformation on the basis of a model derived from the experimental studies is sets. **Keywords:** manufacturing engineering, surface-plastic deformation, the quality of the surface layer, processing modes, tool.

При отделочно-упрочняющей обработке (ОУО) ППД оперативно управлять параметрами качества поверхностного слоя в основном можно режимами обработки — подачей  $S_0$  и рабочим усилием *P*. Геометрические характеристики рабочей поверхности инструмента, такие как профильный радиус  $R_{\rm про\phi}$ ; приведенный рабочий радиус  $R_{\rm пр}$ ; задний угол вдав-

ливания  $\phi_a$ , определяют диапазон управления. При обработке все эти параметры находятся в тесной взаимосвязи.

Рабочее усилие обработки P определяется фактической площадью контакта Ar и степенью упрочнения материала k, которая может быть различной в разных точках в пределах геометрической площадки



### Рис. 1. Расчетная схема для определения номинальной площади контакта:

A и B – точки пересечения профиля инструмента со следом предыдущего прохода и с необработанной поверхностью соответственно; C – точка, определяющая границу следа предыдущего прохода инструмента;  $b_{\rm K}$  – ширина контакта

контакта. Геометрическая площадка контакта задается величиной подачи  $S_0$ , контактным сближением рабочей поверхности инструмента и обрабатываемой поверхности заготовки  $y_{\kappa}$  и геометрическими параметрами рабочей части инструмента. При расчете необходимо учитывать след от предыдущего прохода. При отделочных и отделочно-упрочняющих режимах обработки образованием волны перед инструментом можно пренебречь.

Для расчета ключевых точек в осевом сечении инструмента и заготовки (рис. 1) профиль инструмента смещается в глубь обрабатываемой поверхности на требуемую величину контактного сближения  $y_{\kappa}$ . При этом на обрабатываемой поверхности уже присутствует след от предыдущего прохода, смещенный от текущего профиля на величину продольной подачи  $S_{0}$ .

Из геометрических соображений определяют деформацию в каждой точке контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью  $y_{\kappa i}$ , а по ним и приведенному радиусу инструмента в данной точке  $R_{np_i}$  определяют в сечении, перпендикулярном оси инструмента (рис. 2), координату  $z_i$  начала вхождения в контакт инструмента и поверхности заготовки. Поскольку после прохождения инструмента происходит упругое восстановление поверхности на  $y_{ynp i}$ , то пятно контакта увеличивается в каждой *i*-й точке на  $z_{ynp i}$ .

Для определения рабочего усилия обработки *Р* геометрическая площадка разбивается на элементарные участки. Чем меньше размер участка, тем выше точность определения усилия, но больше объем вычислений. С практической точки зрения, поскольку вычисления производятся с использованием ЭВМ, время расчета будет мало. Поэтому размер площадки можно принимать равным дискретности прибора, с помощью которого производится измерение параметров профиля шероховатости.



Рис. 2. Схема для расчета z<sub>i</sub> и z<sub>упр i</sub>

Расчет рабочего усилия обработки производится по зависимости:

$$P = c' \sigma_{\rm T} A_{\rm o} \frac{\sum_{i=1}^{n} (k_i t p_{\kappa i})}{n}, \qquad (1)$$

где c' = 2,87 -коэффициент стеснения [1, 2];

 $\sigma_{\rm r}$  – предел текучести обрабатываемого материала;  $A_{\rm o}$  – геометрическая площадка контакта инстру-

мента и обрабатываемой поверхности;

*k<sub>i</sub>* – степень упрочнения материала на *i*-й элементарной площадке;

 $tp_{\kappa i}$  — относительная контактная длина профиля шероховатости обрабатываемой поверхности в пределах *i*-й элементарной площадки контакта;

*n* – количество элементарных площадок.

В случае аналитического описания геометрических параметров инструмента суммирование может быть заменено интегрированием.

Для определения  $tp_{\kappa i}$  используется следующая модель.

При ОУО ППД по мере увеличения усилия происходит сглаживание выступов шероховатости. Как показали результаты экспериментальных исследований, профиль дна впадины при обработке изменяется незначительно, т.е. при обработке шероховатой поверхности происходит пластическое перераспределение материала, входящего в шероховатость таким образом, что вытесненный из вершины неровности материал перераспределился во впадину неровности. При этом дно впадины, приподнимаясь, практически сохраняет исходную форму до контакта с поверхностью инструмента.

В соответствии с [1] уравнение для определения относительных опорных площадей микронеровностей будет иметь следующий вид:

до средней линии

$$tp = tm \left(\frac{y}{Rp}\right)^{\vee},$$
 (2)



Рис. 3. Схема расчета параметров неровности при величине *у*<sub>к</sub> меньше переходной:

1 – исходный профиль шероховатости;

2 - профиль шероховатости после ОУО ППД

ниже средней линии

$$tp = 100 - (100 - tm) \left( \frac{R \max - y}{R \max - Rp} \right)^{\text{VB}}, \qquad (3)$$

где *tm*, *R*max, *Rp* – параметры шероховатости;

y - уровень, на котором определяется tp;

v и vв - показатели степени.

При деформации неровности (рис. 3, 4) соотношение между площадями имеет вид

$$A_{v} = A_{v}' = A_{o} - A_{1}.$$
 (4)

Площадь *A*<sub>v</sub> определяется интегрированием кривой *2*, площади *A*<sub>o</sub> по зависимости

$$A_{\rm o} = y_{\rm och} \frac{Sm \left(100 - tm \frac{y_{\rm K}}{Rp}\right)^{\rm v}}{200}, \qquad (5)$$

где у<sub>осн</sub> – величина поднятия дна неровности.

При расчете площади  $A_1$  возможны два случая:

— площадь  $A_1$  ограничена сверху кривой профиля выступа (см. рис. 3), при этом величина контактного сближения  $y_{\kappa}$  не превышает некоего переходного значения;



# Рис. 4. Схема расчета параметров неровности при величине *у*<sub>к</sub> больше переходной:

1 – исходный профиль шероховатости;

2 - профиль шероховатости после ОУО ППД

— площадь  $A_1$  ограничена сверху кривой выступа и впадины (см. рис. 4), при этом величина контактного сближения  $y_k$  больше переходного значения.

Как видно из рис. 3, первый случай возможен когда точка профиля, соответствующая переходу от выступа к впадине, сдвигаясь вверх за счет поднятия дна неровности на  $y_{\text{осн}}$ , еще не достигнет контакта с инструментом.

Площадь  $A_1$  определяется исходя из равенства треугольников *ABC* и *CDE* как разность площади фигуры *CFGE* и прямоугольника *CFGD* (см. рис. 3, 4):

$$A_1 = A_{CFGE} - A_{CFGD} \,. \tag{6}$$

После подстановки и преобразования зависимость (4) принимает вид:

- в первом случае:

$$\frac{Smtm}{200 Rp^{\nu}} \frac{y_{\kappa}^{\nu+1}}{\nu+1} = y_{\text{och}} \frac{Sm\left(100 - tm\left(\frac{y_{\kappa}}{Rp}\right)^{\nu}\right)}{200} - (7)$$
  
$$-\frac{Smtm}{200 Rp^{\nu}} \left(\frac{(y_{\text{och}} + y_{\kappa})^{\nu+1} - y_{\kappa}^{\nu+1}}{\nu+1} - y_{\text{och}} y_{\kappa}^{\nu}\right),$$

Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 8

- во втором случае:

$$\frac{Smtm}{200Rp^{\nu}}\frac{y_{\kappa}^{\nu+1}}{\nu+1} = y_{\text{och}} \frac{Sm\left(100 - tm\left(\frac{y_{\kappa}}{Rp}\right)^{\nu}\right)}{200} - \frac{Sm}{200}\left[100(y_{\kappa} + y_{\text{och}} - Rp) - \frac{100 - tm}{\nu_{\text{B}} + 1}\left(\frac{(R\max(y_{\kappa} + y_{\text{och}}))^{\nu_{\text{B}} + 1}}{(R\max(Rp))^{\nu_{\text{B}}}} - (R\max(Rp))\right)\right] - \frac{Smtm}{200(\nu+1)}\left(Rp - \frac{(y_{\kappa})^{\nu+1}}{Rp^{\nu}}\right) + \frac{Smtmy_{\kappa}^{\nu}y_{\text{och}}}{200Rp^{\nu}}.$$
(8)

Данные зависимости позволяют по заданной величине  $y_{\kappa}$  определить значение  $y_{och}$ . В связи со сложностью выражений расчет целесообразно проводить на ЭВМ численными методами. По известным значениям  $y_{\kappa}$  и  $y_{och}$  определяется относительная контактная длина  $tp_{\kappa}$  по зависимостям:

- в первом случае:

$$tp_{\kappa} = tm \left(\frac{y_{\kappa} + y_{\rm och}}{Rp}\right)^{\nu}, \qquad (9)$$

- во втором случае:

$$tp_{\kappa} = 100 - (100 - tm) \left( \frac{R \max(y_{\kappa} + y_{\text{och}})}{R \max(Rp)} \right)^{\text{VB}}.$$
 (10)

Степень упрочнения *k* может быть определена теоретически по [1], по справочникам или экспериментально. Учитывая относительно небольшое упрочнение, присущее отделочным и отделочно-упрочняющим режимам, можно принимать осредненное по площадке контакта значение степени упрочнения.

Используя зависимости [1, 2] и предложенную модель, можно определить режимы ОУО ППД, обеспечивающие заданные параметры шероховатости поверхности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Суслов А.Г. Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. М.: Машиностроение, 1987. 208 с.

2. Суслов А.Г. Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 320 с.



### ИНЖЕНЕРНАЯ ЭКОЛОГИЯ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА: учебное пособие А.Н. Болдин, А.И. Яковлев, С.Д. Тепляков и др.

Под общ. ред. А.Н. Болдина

### Цена 1000 р.

352 с. : ил. ISBN 978-5-94275-523-2

Приведены основные методики исследований и расчета вредных выделений в литейном производстве, рассмотрены различные технологии литейного производства, применяемые в машиностроительном комплексе России и за рубежом с точки зрения экологии. Даны сведения, необходимые для проектирования литейных цехов, реконструкции уже существующих литейных цехов и оценки их влияния на окружающую среду.

Пособие предназначено для студентов вузов, обучающихся по специальности "Машины и технология литейного производства", а также может быть полезно специалистам-литейщикам.

107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; факс: (499) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU



УДК 539.3

Н.В. Камышанченко, А.В. Гальцев, О.А. Дручинина (БелГУ), И.М. Неклюдов (ННЦ "Харьковский физико-технический институт") E-mail: kamysh@bsu.edu.ru

## Влияние знакопеременного изгибового нагружения на изменение механических характеристик высокочистого никеля в зависимости от предварительной термообработки

Установлено, что при одностороннем знакопеременном нагружении независимо от состояния структуры наблюдается относительно большая величина прироста механических параметров, которые с увеличением числа циклов нагружения уменьшаются. При двухстороннем знакопеременном нагружении на результирующее значение механических параметров оказывает влияние эффект Баушингера.

Ключевые слова: термообработка, микротвердость, механические свойства, физические свойства.

The experimental research, conducted on the commercially pure nickel with different initial structural condition, determined the following: during the single-sided reversed loading, irrespective of structural condition, the significant increase of the mechanical characteristics is observed. With the increase of loading cycles these characteristics decrease. During the double-sided reversed loading the resulting mechanical characteristics are influenced by the Bauschinger's effect. **Keywords:** heat treatment, microhardness, mechanical properties, physical properties.

### Введение

Упрочнение в процессе знакопеременного нагружения представляет сложное явление, включающее в себя одновременно движение дислокаций, ответственных за пластическую деформацию кристаллов, их размножение и взаимодействие между собой. Несмотря на большую проделанную исследовательскую работу в изучении названной материаловедческой проблемы, интерес к изучению деформационного упрочнения кристаллов не ослабевает и основное внимание уделяется разработке технологии обработки металлов и сплавов в целях предотвращения или хотя бы уменьшения опасности разрушения деталей и сооружений от усталостных явлений.

В данной работе приводятся результаты исследования влияния знакопеременного одно- и двухстороннего изгибового нагружения при комнатной температуре на механические характеристики образцов, изготовленных из высокочистого никеля, в зависимости от предварительной термообработки.

# Методика эксперимента, материалы и оборудование

Плоские образцы из никеля чистотой 99,995 % вырезали из листа вдоль проката размером  $10 \times 1,5 \times \times 50$  мм и подвергали отжигу при температуре 1073 К в

течение 60 мин в вакууме p = 1 Па с последующим остыванием вместе с печью. Отожженные образцы в дальнейшем будут составлять первую партию. Часть отожженных образцов (вторая партия) подвергали закалке от 1373 К в воду и погружением в жидкий азот до начала проведения эксперимента. Третью партию отожженных образцов подвергали закалке с последующим деформированием до 2,0 % и отжигом под нагрузкой  $\sigma_{\rm H} = 0.5\sigma_{0.2}$  при комнатной температуре.

Образцы всех партий подвергали изгибовой повторно-переменной деформации на приспособлении с радиусом обжатия соответственно 15; 20; 25; 30 и 35 мм в одно- или двухстороннем направлении с цикловой нагрузкой от 1 до 14 циклов при комнатной температуре.

Прошедшие обработку образцы исследовали на величину удельного электрического сопротивления. Механические характеристики определяли на установке INSTRON 5882 растяжением, микротвердость поверхности образцов – при помощи ПМТ-3М.

### Результаты эксперимента

Пластическая деформация в процессе знакопеременного изгибового нагружения происходит при каждом полуцикле. Величина остаточной деформации при одинаковых условиях знакопеременного нагружения зависит от радиуса изгибового нагружения, числа циклов и исходного состояния структуры.







Рис. 3. Зависимости микротвердости от числа циклов и радиуса изгиба при полуцикловом (a - R = 15 мм;  $\delta - R = 35$  мм) и полном (e - R = 15 мм; e - R = 35 мм) знакопеременном нагружении:

1, 2, 3 - первая, вторая и третья партии соответственно

Остаточная деформация уменьшается с увеличением радиуса изгиба (рис. 1), а механические параметры (предел текучести и микротвердость) возрастают с увеличением числа циклов (рис. 2, 3).

Измерение удельного электрического сопротивления показало, что его изменение происходит синхронно с поведением механических параметров и такая закономерность качественно совпадает с изменением предела текучести или микротвердости до достижения оптимального числа циклов знакопеременного нагружения. Изменение абсолютных значений удельного электрического сопротивления как при одностороннем, так и при двухстороннем знакопеременном изгибовом нагружении зависит от исходного состояния структуры исследуемых образцов никеля (рис. 4).

### Рис. 4. Зависимости удельного электрического сопротивления от исходного состояния структуры, числа циклов и вида знакопеременного изгибового нагружения:

a, b - полуцикловое знакопеременное нагружение; a, c - полное знакопеременное нагружение; 1, 2, 3 - первая, вторая и третья партии соответственно



Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 8

### Обсуждение результатов исследования

Пластическая деформация во время знакопеременного нагружения происходит при каждом полуцикле (см. рис. 1). При смене знака напряжения наблюдается уменьшение первоначальной деформации, что связано, очевидно, со сложным процессом вакансионно-дислокационного взаимодействия, способствующим развитию новой пластической деформации, влияющей на изменение механических характеристик [1]. При последующих переменах знака напряжений величина пластической деформации (и за полуцикл, и за полный цикл) несколько замедляется, затем вновь возрастает.

Степень замедления зависит от радиуса и исходного состояния структуры.

Аналогичным образом меняются и механические параметры: вначале они возрастают, затем образуется площадка или даже уменьшение прироста предела текучести и микротвердости (см. рис. 2, 3).

Для объяснения деформационного упрочнения ГЦК-кристаллов исходят из наличия устойчивых барьеров, способных сдерживать обратное движение дислокаций, появившихся при знакопеременном деформировании. К тому же наблюдаемое увеличение микротвердости, как известно, обуславливается появлением либо новых ступенек на дислокациях, либо образованием новых дислокационных петель.

Уменьшение микротвердости при циклическом нагружении может быть связано с полигонизацией и контролироваться скоростью диффузии и концентрацией вакансий. Из экспериментальных данных следует, что наибольший эффект при этом характерен для образцов первой партии.

После достижения максимального прироста механических параметров наблюдается их быстрый спад, что говорит об образовании повреждаемостей в объеме кристалла, количество которых накапливалось малыми порциями от цикла к циклу.

Деформационное упрочнение, возникающее при знакопеременном изгибовом нагружении, вызывает постепенное сужение петли механического гистерезиса и наибольшая величина ее отмечается в образцах первой партии, уменьшается в закаленных образцах (вторая партия) и существенно уменьшается в деформационно-состаренных образцах (третья партия) (рис. 5).

Полученные результаты позволяют утверждать: с увеличением числа циклов нагружения площадь и ширина петли механического гистерезиса заметно уменьшается, что говорит о зависимости запасенной энергии от числа циклов, радиуса изгиба и исходного состояния никеля.

Как следует из приведенных экспериментальных результатов, деформация и соответственно деформационное упрочнение в начальный период неполного знакопеременного изгибового нагружения независимо от исходного состояния структуры отличаются относительной большой величиной прироста названных параметров, которые с увеличением циклов нагружения уменьшаются.

При полном знакопеременном изгибовом нагружении проявляются все признаки изменения прочностных характеристик, например предела текучести, характерные для эффекта Баушингера (см. рис. 2, 3). Прошедшие предварительное деформационное упрочнение образцы третьей партии обладают меньшим эффектом Баушингера при полном знакопеременном нагружении и отличаются большей "симметричностью" в сравнении с аналогичными результатами, полученными при неполном знакопеременном нагружении. Можно предположить, что дислокации при полном знакопеременном нагружении закреплены таким образом, что они примерно одинаково сопротивляются перемещению в противоположных направлениях.

Известно, что упрочнение, развивающееся деформацией при испытании на усталость, отличается от обычного наклепа и ближе к упрочнению, вызываемому радиационным облучением. Это означает, что в явлении усталости важную роль могут играть точечные дефекты [2].

Наличие и создание в металле точечных дефектов, например закалкой от высоких температур, приводит к заметному изменению механических свойств. В частности, состояние и поведение механических характеристик исследуемого никеля зависят от



Рис. 5. Гистерезисная петля для первой (а), второй (б) и третьей (в) партий. Радиус изгиба 35 мм

точечных дефектов и их комплексов, полученных закалкой от высоких температур. Так, в образцах первой партии, отличающихся от второй и третьей партий внутренним энергетическим состоянием, влияние образующихся в процессе знакопеременного изгибового нагружения точечных дефектов на механические параметры на первых циклах существенно отличается от изменения названных параметров во второй и третьей партиях. Во второй партии, где после закалки от предплавильной температуры в объеме поликристаллов существенно повышается содержание вакансий и их комплексов, влияние созданных и вновь образованных дефектов отличается своим результатом от образцов первой и третьей партий [3, 4].

Во всех партиях на первых этапах знакопеременного нагружения главными механизмами, влияющими на механические характеристики исследуемого металла, по всей вероятности, являются взаимодействия точечных дефектов с дислокациями [2].

Полученные результаты исследования позволяют утверждать, что воздействие знакопеременного циклического нагружения приводит к заметному изменению механических и электрических характеристик ( $\sigma_{0,2}$ , HV,  $\rho$ ). Созданная дополнительно дефектная структура, например закалкой от предплавильной температуры, повышает механические характеристики с одновременным уменьшением проявления эффекта Баушингера.

Работа выполнена в центре коллективного пользования БелГУ (при поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009—2013 гг., государственный контракт № П2275 от 13 ноября 2009 г.) и в ННЦ ХФТИ АН, Украина, в соответствии с договором между БелГУ и ННЦ ХФТИ.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Гальцев А.В. Сравнительные характеристики эффекта Баушингера в зависимости от исходного состояния структуры никеля // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 7. С. 16–22.

2. Гальцев А.В. Закономерность проявления эффекта Баушингера в деформационно-упрочненных после закалки металлах с ГЦК-структурой на примере чистого никеля: дис. ... канд. физ.-мат. наук. 2008. 160 с.

3. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Гальцев А.В. Исследование влияния вакансий и вакансионных комплексов на предел текучести Al, подвергнутого деформационному старению // Изв. вузов. Физика. 2008. № 3. С. 18–20.

4. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Гальцев А.В., Гончаров И.Ю. Влияние эффекта Баушингера на механические свойства никеля от структурного состояния // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 10. С. 14–22.



## ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНОГО И ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОГО РЕЗАНИЯ.

(Библиотека инструментальщика) В.Н. Андреев, Г.В. Боровский, В.Г. Боровский, С.Н. Григорьев

2010 г. 480 с. ISBN 978-5-94275-571-1

Цена 700 р.

Представлены результаты исследований эффективности применения новых инструментальных материалов (твердые сплавы и быстрорежущие стали, керамические материалы, сверхтвердые материалы) и износостойких покрытий для высокоскоростного резания.

Приведены различные конструкции режущего инструмента для обработки тел вращения, плоскостей и отверстий, способствующие эффективному использованию режущего инструмента.

В связи с ужесточением экологических требований к смазочно-охлаждающим технологическим средствам рекомендованы альтернативные способы улучшения условий в зоне стружкообразования.

Для конструкторов инструмента, технологов, может быть полезна студентам втузов.

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



# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.791.947.72:621.375.826:92.039-229.3

**В.Е. Архипов, Г.В. Москвитин, А.Н. Поляков, Н.В. Широкова** (Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва)

E-mail: mnsv@mail.ru

### К вопросу снижения потерь при лазерной наплавке

Рассмотрены основные виды и механизмы потерь лазерной энергии, которые могут происходить при транспортировке лазерного излучения и его взаимодействии с наплавочным материалом и подложкой. Показана возможность снижения потерь лазерной энергии. Приведены основные факторы повышения эффективности процесса лазерной наплавки и способы снижения потерь при взаимодействии лазерного излучения с наплавочными материалами и подложкой.

**Ключевые слова:** лазерная наплавка, энергетические затраты на процесс наплавки, наплавочные материалы, подложка, виды и механизмы потерь при лазерной наплавке.

The main kinds and procedures of laser energy losses, which could take place during laser emission transportation and its interaction with weldup layer and the base sheet are considered. It is shown, that the losses during interaction of emission with gas environment are minimum and might be neglected at the necessary fusing process energy consumption estimation. The paper the main factors of the increase of the laser fusion efficiency and the means of losses reduction by the laser fusion interaction with weldup layer and the base sheet are resulted.

Keywords: laser treatment, fusion process energy losses, weldup materials, base sheet, kinds.

Лазерная наплавка — способ, при котором нанесение различных материалов на поверхность деталей, разогрев и расплавление наплавляемых компонентов осуществляется за счет воздействия интенсивным и концентрированным потоком электромагнитных волн разной частоты, генерируемых лазерами с использованием разных рабочих сред (газы, твердые тела и т.д.). Хотя разогрев наплавляемых компонентов из металлов и сплавов до температуры плавления может быть осуществлен электромагнитным излучением в значительном спектре частот, наибольшее применение в промышленности получили  $CO_2$ -лазеры, генерирующие излучение с длиной волны 10,6 мкм.

Для реализации процесса наплавки, т.е. доведения наплавляемых материалов до жидкого состояния и соединения их с материалом подложки, необходима не только достаточно высокая мощность излучателя (лазера), но и концентрация энергии на определенной (малой) площади поверхности изделия. Для формирования лазерного излучения определенного размера и конфигурации на поверхности изделия – в зоне наплавки – используют оптические элементы, выполненные, например, из металлов со специальной обработкой поверхности для отражения излучения. Технологические преимущества лазерной наплавки перед традиционными методами (электродуговой или газопламенной):

1. Возможность подавать энергию только на незначительный участок поверхности позволяет устранить или снизить перегрев материала основы и, соответственно, уменьшить термическое влияние, что особенно важно при наплавке покрытий на детали сложной конфигурации, например коленчатые валы, где возможно существенное коробление.

2. Возможность расплавления разных по химическому составу наплавочных материалов и их комбинаций позволяет получать уникальные по свойствам покрытия, включая формирование наследственных структур.

3. Возможность концентрировать и транспортировать энергию в труднодоступные места за счет использования оптических элементов позволяет наплавлять покрытия на локальные и труднодоступные участки поверхности.

4. Возможность без существенной перестройки процесса осуществлять наплавку с использованием широкого спектра наплавочных металлов и сплавов в виде порошков, проволоки и ленты позволяет снизить зависимость технологических процессов от расходных материалов.

Все отмеченное выше не должно подталкивать к мысли использовать технологию лазерной наплавки там, где отлично справляются традиционные методы нанесения покрытий. В промышленности есть достаточно много задач, где преимущества лазерной наплавки, например в приведенном выше комплексе, позволяют выполнить те задачи, которые невозможно решить с использованием традиционных методов наплавки или их применение может привести к снижению качества и служебных характеристик изделий.

При разработке и использовании процесса лазерной наплавки могут возникнуть ограничения, связанные не только с отсутствием лазерных устройств достаточной мощности, но и потерями лазерной энергии. Поэтому в данной статье авторы, исследуя основные потери лазерной энергии, связанные с транспортировкой излучения и расплавлением наплавочных материалов, делают выводы и дают рекомендации, которые позволят их устранить или снизить.

Наплавляемый материал (металл, сплавы) может быть подан в зону действия лазерного излучения (наплавки) в виде проволоки, ленты, порошка. Причем наплавляемые материалы (порошки) можно предварительно нанести на мишень (образец, деталь) и зафиксировать на поверхности с помощью напыления (плазменное, газопламенное), а можно подать непосредственно в зону наплавки с использованием дозатора. Вид и форма наплавочных материалов, а также способ их введения в зону наплавки могут влиять на характер теплофизических процессов, проходящих при взаимодействии их с лазерным излучением, и, таким образом, оказывать влияние на возможность реализации процесса наплавки.

Кроме того, предварительное нанесение наплавочных материалов на подложку может быть осуществлено за счет использования разнообразных физических или химических методов осаждения металлов или их соединений. Тот или иной способ подачи наплавочных материалов имеет как положительные, так и отрицательные стороны, что привело к появлению комбинированных схем.

Основным источником энергии для расплавления наплавочного материала служит лазерное излучение, если не учитывать возможное выделение тепла при прохождении экзотермических реакций в наплавочном материале и/или подложке при их нагреве и расплавлении. Производительность процесса напрямую связана с устранением или сведением к минимуму потерь лазерной энергии, которые могут происходить:

 при доставке (транспортировке) энергии электромагнитного излучения в зону наплавки (деталь, образец). Эти потери в основном обусловлены взаимодействием лазерного излучения с оптическими элементами тракта (отражающая и формирующая оптика) и газовой (воздушной) атмосферой;

 при взаимодействии концентрированного (сфокусированного) лазерного излучения с поверхностью образца и детали, когда возможна ионизация газов (формирование плазмы) и экранирование поверхности;

 при взаимодействии концентрированного (сфокусированного) лазерного излучения с поверхностью изделия, включая наплавочные материалы, и возникающих потерь за счет отражения и рассеивания.

Оптический тракт, состоящий из зеркал и формирующей оптики, служит для доставки, точного позиционирования и формирования излучения необходимой (требуемой) заданной формы на поверхности изделия с получением плотности энергии, достаточной для расплавления наплавляемых материалов. При транспортировке лазерного излучения к образцу (детали) энергия может теряться (поглощение, рассеивание) при взаимодействии с атмосферой (пыль, влага) и оптическими элементами (зеркала, линзы).

В зависимости от оптической прозрачности, а также отражательной способности материалов, используемых для изготовления зеркал и линз, потери лазерной энергии могут составлять от 2 до 6 % на каждый элемент оптической схемы [1]. От длительной эксплуатации линзы и зеркала могут деградировать и потери энергии при этом значительно возрастают (до 20 % и более). Однако эти потери контролируемы и могут быть сведены к минимуму как за счет оптимизации схемы оптического тракта, т.е. устранения лишних оптических элементов, так и поддержания их в хорошем состоянии.

Ориентировочные потери лазерной энергии при взаимодействии с оптическими элементами приводятся выше и для их снижения целесообразно количество оптических элементов сводить к минимуму при транспортировке излучения к детали и фокусировке лазерного луча.

Потерями на взаимодействие лазерного излучения с атмосферой можно пренебречь, если длина оптического тракта незначительная и содержание в воздушной среде взвесей, примесей и влаги не превышает естественных норм, например установленных для большинства производств общего машиностроения. В данном случае можно вести речь о том, что эксплуатация элементов оптического тракта для поддержания их в хорошем состоянии при реализации технологических процессов в промышленности не требует создания особых — специальных (стерильных) условий.

Например, авторы при реализации первого в СССР промышленного технологического процесса

лазерной закалки коробки дифференциала заднего моста автомобиля марки "Москвич" (1979 г.) и внедрения технологии лазерной наплавки при восстановлении деталей сельхозтехники (1985 г.) для повышения долговечности использовали простые и доступные технические средства. Для повышения долговечности оптических элементов и снижения потерь лазерного излучения, кроме естественной периодической очистки зеркал и линз от пыли специальными кисточками, операторы лазерных установок надевали на них, в нерабочем режиме, специально изготовленные защитные мешочки из мягкой ткани.

Технологические процессы на заводе и ремонтном предприятии проводили на специализированном участке, отделенном от остальной территории цеха. Защиту от проникновения на участок задымленности и твердых частиц осуществляли обычной воздушной завесой при доставке деталей на территорию участка. Принятые меры позволили добиться сохранения оптических элементов в хорошем (рабочем) состоянии в течение нескольких месяцев при двух-, а иногда и трехсменной работе. Таким образом, потери как от деградации оптических элементов, так и от воздействия атмосферы были сведены к минимуму [2–4].

Основные потери лазерной энергии при лазерной наплавке могут произойти на границе, которую условно можно обозначить "атмосфера—мишень" (деталь, наплавочный материал), как за счет отражения от металлической поверхности детали (нанесенных наплавочных материалов), так и процессов, ведущих к ионизации газа, включая формирование плазмы во время взаимодействия излучения с подложкой [5].

На рассматриваемой стадии процесса лазерной наплавки может происходить ионизация газов с формированием плазмы, экранирующей лазерное излучение от поверхности мишени. Формирование плазмы в приповерхностной зоне, где формируется концентрированный поток лазерной энергии, может иметь две составляющие. Одна из них связана с ионизацией газов как прямым, так и отраженным (рассеянным) от поверхности детали излучением, а вторая может возникнуть за счет контакта газовой атмосферы с нагретой (раскаленной, расплавленной) поверхностью мишени. Металлическая поверхность мишени, изготовленная, например, из железоуглеродистых сплавов, прекрасно отражает излучение с длиной волны 10,6 мкм. Поэтому часть рассеянной от поверхности энергии может дополнительно влиять на ионизацию газов окружающей атмосферы – формирование плазмы.

Возможность и характер влияния ионизации окружающей газовой (воздушной) атмосферы за счет взаимодействия с прямым и отраженным лазерным излучением, а также контакта с расплавленной ванной на эффективность протекания процесса наплавки в данной работе не рассматриваются из-за сложности расчета протекающих процессов.

Потери на металлической поверхности мишени (детали, изделия), изготовленной, например, из железоуглеродистых сплавов, связанные с отражением (рассеиванием) энергии, генерируемой лазером, могут быть значительными (70...80 %) на первой стадии взаимодействия. Однако поглощение энергии резко возрастает (до 80 % и выше) при ее окислении и особенно при переходе в расплавленное состояние [1].

Для снижения потерь и повышения производительности в отдельных случаях можно использовать дополнительные источники энергии для разогрева поверхности детали до высокой температуры (окисление, плавление). Однако такие действия могут привести к увеличению трудоемкости процесса. Другим способом снижения потерь является нанесение поглощающих покрытий с коэффициентом поглощения 80...90 %.

Таким образом, одним из направлений снижения потерь энергии является использование методов, увеличивающих поглощение металлической поверхностью лазерного излучения. Особенно этим технологическим приемом целесообразно пользоваться при непосредственной подаче наплавочного материала в зону наплавки хотя бы на первой стадии процесса, когда деталь не разогрета. К таким технологическим способам наплавки можно отнести подачу наплавочных материалов в виде порошков дозатором, поглощение порошков должно быть выше, чем у металлической поверхности или проволоки и ленты, на которые наносят поглощающие покрытия. Например, самофлюсующиеся порошки системы Ni-Cr-Si-В имеют на поверхности частиц сложный боросиликатный окисел, который достаточно хорошо поглощает лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм.

При лазерной наплавке порошковые наплавочные материалы могут быть предварительно нанесены на подложку на основе связующих компонентов или с использованием методов напыления (плазменное, газопламенное, металлизация и т.д.). Повышение эффективности процесса наплавки обеспечивается как за счет увеличения поглощения лазерной энергии, так и изменения теплофизических характеристик нанесенного слоя материала, например теплопроводности. Применение в качестве связующих (клеющих) компонентов карбоксиметилцеллюлозы, используемой при изготовлении печатной продукции для предварительного нанесения слоя порошка на подложку, позволяет повысить поглощение лазерной энергии до 80 % [2–4].

Основной оценкой эффективности способов предварительного нанесения наплавочных материалов является способность максимально эффективно поглощать и аккумулировать энергию в поверхностном тонком слое с формированием жидкой ванны (ядро расплава), которая способствует резкому увеличению поглощения лазерной энергии.

Сокращения времени для получения расплава на поверхности наплавочного материала можно добиться за счет введения в основной порошок незначительного количества мелкодисперсного порошка металлов или сплавов (механическая смесь), имеющего низкую температуру плавления и обладающего ограниченной растворимостью в основной массе, для того чтобы не влиять на химический состав и механические характеристики покрытия. Более легкоплавкий компонент быстрее расплавится и, не имея растворимости в основном наплавочном компоненте, создаст пленку жидкого металла на поверхности для увеличения поглощения лазерного излучения.

При наплавке самофлюсующегося порошка системы Ni-Cr-Si-B на сталь производительность процесса повысилась. Эксперименты показали, что при аналогичных параметрах обработки (энергия, диаметр лазерного луча на поверхности изделия) толщина наплавленного слоя возросла в 1,5...2 раза, когда в наплавочный порошок системы Ni-Cr-Si-B предварительно добавили порошок алюминия (10...15 % об. – механическая смесь).

Установлено, что потери от отражения—рассеяния лазерной энергии в первый момент взаимодействия с поверхностью нанесенного слоя порошка — могут иметь существенное значение (до 50 % и более) и их целесообразно сводить к минимуму за счет увеличения поглощения лазерного излучения предварительно нанесенным слоем наплавочного материала.

При рассмотрении влияния теплофизических процессов, проходящих в предварительно нанесенном слое наплавочных материалов и сопровождающих их расплавление, целесообразно воспользоваться результатами, представленными в работе [6]. Так как слой, нанесенный с использованием напыления и, особенно, связующих компонентов, не является монолитным и однородным, в нем рассматриваются процессы нагрева и расплавления на основе обобщенного коэффициента теплопроводности.

Покрытие, полученное газотермическим напылением, наиболее полно отвечает структуре с вкраплениями, которая состоит из связующего материала с хаотично или упорядоченно распределенными и не контактирующими между собой включениями (порами). Характерной особенностью структуры является непрерывность связующей компоненты в любом направлении и разрывное расположение вкраплений.

Нанесение порошка в виде обмазки относится к структуре с взаимопроникающими компонентами. Контактирующие частицы образуют непрерывную протяженность твердой компоненты в любом направлении. Разрывы в зоне контакта частиц отсутствуют, однако площадь контакта значительно меньше площади поперечного сечения зерна (частиц). При нагреве площадь контакта может возрастать и структура преобразовываться в структуру с вкраплениями или монолит. Слой наплавочного материала является оптически непрозрачным для лазерного излучения.

Учитывая вышеизложенные правила и формулировки, можно рассчитать эффективную теплопроводность для покрытия, нанесенного газотермическим напылением по формуле [7]

$$\frac{\lambda}{\lambda_1} = \frac{\nu - (\nu - 1)(1 - m_2^{2/3})m_2^{1/3}}{\nu - m_2^{1/3}(\nu - 1)},$$
(1)

где  $\lambda$  — эффективный коэффициент теплопроводности;

 $\lambda_{1}-$ коэффициент теплопроводности основного компонента;

 $v = \frac{\lambda_2}{\lambda_1} (\lambda_2 - \kappa o \Rightarrow \phi \phi$ ициент теплопроводности пор);

*m*<sub>2</sub> – объемная концентрация включений.

В случае незначительного (< 10 %) количества пор (включений) или предельно малого значения коэффициента теплопроводности ( $\lambda_2$ ), т.е. когда перенос тепла осуществляется только через остов, формула (1) принимает вид

$$\frac{\lambda}{\lambda_1} = \frac{2(1 - m_2)}{2 + m_2}.$$
 (2)

Например, при наплавке покрытий порошками самофлюсующегося класса системы Ni–Cr–Si–B напыленный слой, пористость которого не превышает 10 %, представляет собой сплав на основе никеля, где содержание основных компонентов Ni–Cr достигает 90 % ат. и выше, т.е. его можно рассматривать как твердый раствор хрома в никеле при наличии зон теплового возмущения в виде карбидной и карбоборидной фаз и ликваций, неоднородных по химическому составу. Влияние этих зон возмущения на обобщенный коэффициент проводимости следует рассматривать отдельно в каждом конкретном примере.

В данном случае рассматривается порошок одного класса и химического состава при исследовании разных приемов подачи его в зону наплавки. Для вычисления можно воспользоваться правилом Курнакова, аддитивно связывающего свойства сплава-смеси со свойствами компонент через их весовую концентрацию и которое дает результаты, хорошо согласующиеся с опытом при малом различии в свойствах (в 1,5–2,0 раза):

$$\lambda = \lambda_x n_x + \lambda_y n_y. \tag{3}$$

Коэффициенты теплопроводности, теплоемкости и температуропроводности Ni-Cr как при комнат-

ной температуре, так и повышенной ( $\approx$ 700 °C), отличаются не более чем на 10 %, поэтому расчет по формуле (3) дает значение для  $\lambda_1 = 0,942$  Вт/см·град,  $\lambda_2 \approx \approx 0.81$  Вт/см·град.

Эффективная теплопроводность взаимопроникающих систем может быть вычислена по формуле

$$\lambda = \lambda_1 [C^2 M + v(1-C)^2 + 2\lambda C(1-C)(vC+1-C)], \quad (4)$$

где C – относительный размер частиц (структурный фактор – L/h);

M — параметр, зависящий от площади контакта частиц (*y*), функции изменения геометрических параметров частиц ( $\Phi$ ) и нарушения целостности структуры из-за трещин и разрывов ( $\delta$ ).

Рассматривая структуру слоя, предварительно нанесенного на подложку на основе связующих компонентов, можно отметить следующее. Во-первых, частицы порошка занимают положение, соответствующее гексагональной или кубической структуре с плотностью упаковки 0,4 или 0,47 соответственно. При этом они связаны клеем в местах контакта частиц. Во-вторых, при удалении (испарении) воды, которая служит основой для изготовления клея, фиксируются ни чем не заполненные поры с низкой теплопроводностью.

Учитывая вышесказанное, формулу (4) можно преобразовать в

$$\lambda = \lambda_1 C^2 M, \tag{5}$$

где  $\lambda$  – эффективная теплопроводность;

 $\lambda_1-$  теплопроводность материала порошка.

Параметр М представлен в виде

$$M = \frac{y^2}{0.5\delta + (1 - 0.5\delta)\Phi}.$$
 (6)

При малых размерах площади контакта ( $y < 5 \cdot 10^{-2}$ ) функцию  $\Phi$  целесообразно находить по зависимости

$$\Phi \approx 0.017 + 0.4 \, y.$$
 (7)

Предполагая, что разрывы в слое, состоящем из частиц порошка, отсутствуют ( $\delta = 0$ ),  $\lambda_0 \approx 0.045$  Вт/см-град. Если  $\delta \neq 0$ , то параметр *M* и эффективная теплопроводность уменьшаются.

Полученные результаты можно интерпретировать следующим образом. При аналогичных параметрах наплавки отвод тепла от поверхности зависит от  $\lambda$  и, следовательно, для обмазки с меньшим значением этого параметра возможность появления на поверхности ядра расплава и жидкой ванны более вероятна. Появление жидкой компоненты сопровождается скачкообразным увеличением поглощения лазерного излучения и интенсификацией процесса наплавки.

Установлено, что энергетически значительно выгодней наплавка с использованием связующих (клеющих) веществ ("шликерных обмазок"), чем оплавление покрытий, нанесенных напылением (газотермическим, плазменным). Подача в зону наплавки наплавочных материалов в виде ленты и проволоки занимает промежуточное значение по затратам лазерной энергии, так как проволока или лента не имеют плотного контакта с подложкой и тепло аккумулируется в объеме металла с достаточно быстрым его расплавлением.

Процесс наплавки с оплавлением порошковых материалов, предварительно нанесенных на подложку на основе связующего компонента, не только энергетически более выгодный, но и позволяет добиться более качественного покрытия [7]. Расплав распространяется в сторону подложки, охватывая и расплавляя расположенные ниже частицы порошка. При этом формируется единая ванна расплавленного металла с выведением примесей, например шлаковых включений на поверхность.

### Выводы

1. Основные потери лазерной энергии при наплавке покрытий связаны с ее отражением (рассеиванием) от металлической поверхности изделия и/или слоя предварительно нанесенного материала.

2. Основные рекомендации по снижению потерь лазерной энергии при наплавке:

 количество оптических элементов, позволяющих реализовать процесс лазерной наплавки, должно быть минимально при создании условий для их длительной эксплуатации;

 поверхность детали, как и наплавочных материалов, необходимо обрабатывать поглощающими покрытиями или выбирать их с учетом максимального коэффициента поглощения лазерного излучения;

 при использовании наплавочных материалов, имеющих высокую температуру плавления, целесообразно вводить в них металлы или сплавы, имеющие незначительную температуру плавления и растворимость в основном наплавочном материале (механическая смесь);

— при выборе методов подачи металлов и сплавов в зону наплавки и/или нанесения наплавочных материалов на поверхность изделия надо отдавать предпочтение тем, которые могут обеспечить минимальную теплопроводность нанесенного слоя.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технологические** лазеры. Справочник; под общ. ред. Г.А. Абильсиитова. М.: Машиностроение, 1991. Т. 1. 431 с.

2. Архипов В.Е., Биргер Е.М., Краснов Л.Т. Лазерная наплавка деталей топливной аппаратуры // Техника в сельском хозяйстве. 1984. № 2. С. 51–52.

3. **Архипов В.Е., Биргер Е.М.** Лазерная наплавка покрытий // Машиностроение. 1985. № 8. С. 27–29.

4. **Архипов В.Е., Биргер Е.М., Воловик Е.Л.** и др. Лазерная порошковая наплавка деталей с местными износами // Техника в сельском хозяйстве. 1985. № 11. С. 47–48.

5. Дьюли У. Лазерная технология и анализ материалов. М.: Мир, 1986. 501 с.

УДК 620. 178

6. **Архипов В.Е.** Влияние способов подачи порошка на процесс лазерной наплавки // Сварочное производство. 1992. № 2. С. 33–35.

7. **Архипов В.Е., Аблаев А.А., Краснов Л.Т.** Особенности лазерной наплавки при различных способах подачи порошка // Сварочное производство. 1992. № 3. С. 18–21.

Д.А. Крашенинников (ОАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА", г. Верхняя Салда), Е.М. Файншмидт, Г.И. Астафьев, П.Ю. Поломошнов (Нижнетагильский технологический институт (филиал) УГТУ-УПИ) Е-mail: 21firstpy@mail.ru

# Оптимальное износостойкое покрытие прессового инструмента для горячей деформации титановых сплавов

Рассмотрено создание благоприятных граничных условий в зоне контакта инструмента с деформируемым металлом, и произведен подбор оптимального износоустойчивого покрытия, не склонного к адгезионному схватыванию с титановыми сплавами. Освоена технология упрочнения матриц для прессования прутков, труб, профилей методом электроискрового легирования, что позволило снизить затраты на инструмент в 3–5 раз. Ключевые слова: износостойкость, инструмент, покрытие, упрочнение, электроискровое легирование.

Examined the creation of favorable boundary conditions in the zone of contact of tool with the metal being deformed is produced the selection of the optimum wear-resistant coating, not inclined to adgezion gripping with the titanium alloys. The technology of strengthening matrices for the extrusion (bars, pipes, profiles, molds) by the method of electrospark alloying, which made it possible to decrease expenditures for tool 3–5 times was mastered. **Keywords:** endurance, tool, cover, hardening, electrospark alloying.

#### Введение

Повышения стойкости инструмента добиваются применением эффективных смазок, новых материалов, упрочнением инструмента, геометрией инструмента, управлением структурой и свойствами прессуемых материалов [1, 2].

В работе рассмотрено несколько направлений повышения стойкости прессового инструмента: прутковых, трубных, профильных матриц и др. В связи с тем, что на сегодняшний день одним из основных способов производства промежуточных заготовок для трубного, сортопрокатного и профильного производства является прессование [3–5], а стойкости серийных матриц недостаточно для прессования такого объема титановых изделий, то актуальной задачей является повышение стойкости матриц для прессования.

### Анализ условий работы матриц

Температура поверхностных слоев рабочей части матрицы, обусловленная контактом с титановыми сплавами (850...1150 °C), а также выделением дополнительного тепла вследствие трения между металлом

и матрицей неоднородна. Неоднородное температурное поле в очаге деформации вызывает дополнительные напряжения, превышающие прочностные характеристики материала матрицы, и приводит к разрушению матрицы.

В результате сильного разогрева тонкого поверхностного слоя, налипания титана, окалины и продуктов разложения смазки на матрицу, а также схватывания контактирующих поверхностей на рабочей поверхности матрицы образуется зона структурных изменений глубиной примерно 600...800 мкм. При прессовании последующих прутков происходит взаимодействие узлов схватывания с прутком, сопровождаемое глубинным вырыванием частиц металла прутка, что приводит к резкому росту удельных усилий деформации, ухудшению условий работы инструмента, уменьшению его стойкости и ухудшению качества получаемых изделий. В зоне трения ювенильно-чистые поверхности титана, не защищенные оксидной пленкой TiO<sub>2</sub>, контактируют с инструментом и происходит адгезионное схватывание трущихся материалов [6].

В общем случае механизм разрушения матриц достаточно сложен и состоит из процессов интенсивного



Рис. 1. Изменение твердости по сечению трубной матрицы из стали 3X2B8Ф после 120 прессовок (исходная твердость после закалки и отпуска 4755 МПа)

разупрочнения и вторичной закалки рабочих поверхностей матрицы при температурно-силовом воздействии, на которые могут накладываться разгарные процессы, налипание титана и др.

Экспериментальные данные по прессованию в трубную матрицу титанового сплава марки ОТ4 на вертикально-гидравлическом прессе усилием 6,47 МН показывают, что в различных областях деформационного очага металл матрицы ведет себя неодинаково (рис. 1).

Прессование труб из сплава ОТ4 проводили при температуре 860 °С, давлении прессования 500 МПа, коэффициенте вытяжки  $\mu = 3$  и скорости прессования 150 мм/с.

В слое *3* (см. рис. 1) наблюдается интенсивное разупрочнение (сравнимое с отжигом), в слоях *2* и *1* 



Рис. 2. Деформация рабочего пояска на одном из секторов матрицы при прессовании титанового профиля из сплава ОТ4

разупрочнение наблюдается на глубине 0,8...1,5 мм, а поверхностные слои, наоборот, имеют повышенную твердость из-за высокого нагрева и последующей закалки, вызываемой деформационным разогревом. Большинство матриц изготавливают из сталей марок 3X2B8Ф и 4X5MФ1С, а также из стали 5XHM с последующей наплавкой матриц стеллитом B3K.

Аналогичная картина реализуется при прессовании профилей. Резкое снижение механических свойств данных марок сталей до 550...100 МПа при температурах 800...1150 °С и давлении прессования более 400 МПа приводит к пластической деформации поверхностных слоев и заплыву очка матрицы (рис. 2). Технологические параметры прессования титановых изделий приведены в таблице.

Известно, что эффективным средством изменения температурно-деформационных условий является применение технологических смазок. Однако применение обмазок заготовок и смазки инструмента не позволяет полностью устранить контактное взаимо-

Изделие	Температура, °С	Удельное давление на матрицу, МПа	Степень вытяжки, %	Способ защиты матрицы		
Пруток	7501100	400500	310	Стеклошайбы <sup>*</sup> из стекла № 15		
Труба	7501100	500900	1030	Графитная смазка		
Профиль:						
тонкостенный	10501150	8001100	2030	Двуокись циркония		
толстостенный	10501150	600800	1015	Стеклошайбы из стекла № 15		
*Стеклошайба – объемная шайба Ø152 мм, расплавляясь, является смазкой при горячем прессовании.						

ехнологические	параметрь	і прессования	титановых	излелии
	THE PASSAGE PARTY AND A	i inpeceeobaninini		



Рис. 3. Половина матрицы после прессования прутков с характерными следами налипания металла и продуктов разложения смазки

действие титановых сплавов с инструментом, а значит, не позволяет устранить налипание металла на матрицу и добиться заметного повышения стойкости матрицы (рис. 3).

Контакт металла и инструмента можно выразить через безразмерный показатель тепловой активности материалов [7]:

$$K_{\rm 3K} = \sqrt{\lambda_{\rm M} C_{\rm M} \rho_{\rm M} / \lambda_{\rm M} C_{\rm M} \rho_{\rm M}},$$

где  $\lambda_{\mu}$ ,  $\lambda_{M}$  — удельная теплопроводность инструмента и металла соответственно,  $Bt/m^{2.\circ}C$ ;

 $C_{\rm H}, C_{\rm M}$  – коэффициент температуропроводности инструмента и металла, м²/с;

ρ<sub>и</sub>, ρ<sub>м</sub> – плотность инструмента и металла, кг/м<sup>3</sup>.

Чем выше этот показатель, тем выше температура на поверхности контакта металл—инструмент. Следовательно, понижая удельную теплопроводность, а значит, и коэффициент температуропроводности инструмента, повышается температура контакта в очаге деформации.

В связи с тем что снижается градиент температур, образуется градиент механических свойств на металле, причем отрицательный, что является причиной вырывания поверхностных слоев на металле и появления рисок. Температурный градиент неизбежен, необходимо устранять еще и адгезию, а это достигается за счет применения смазок и специального рельефа поверхности на инструменте, удерживающем смазку (например, электроискровое легирование (ЭИЛ) инструмента).

### Подбор износостойких покрытий инструмента

При подборе износостойких покрытий инструмента рассматривали:

- диффузионное хромирование;
- борирование жидкостное и в обмазках;
- однослойное ЭИЛ;
- многослойное ЭИЛ.

# Краткий сравнительный обзор покрытий, получаемых химико-термической обработкой

В 1970–1980-х годах процесс прессования профилей, трубной заготовки и прутков, получивший большое развитие, потребовал проведения ряда работ с целью повышения стойкости инструмента. Процесс интенсивного разупрочнения рабочих поверхностей матриц при температурно-силовом воздействии во время прессования заставил исследователей искать оптимальную защиту поверхности матрицы: наплавки, напыления, диффузионные слои, резко отличающиеся от материала матрицы по теплостойкости, инертности к титану, кратковременной прочности при повышенных температурах. За основу были взяты карбидные покрытия, возникающие на поверхности инструментальной стали после диффузионного хромирования.

Основанием для этого стали сравнительные результаты испытаний на износ различных покрытий, полученных на образцах из сталей 5ХНМ и 3Х2В8Ф. Испытания проводили на базе сверлильного станка, где неподвижным образцом являлась сталь с покрытием, а титановый образец из сплава ВТ6 вращался со скоростью 245 об/мин, при удельном давлении прижима 3 МПа, при комнатной температуре и времени испытания 2 ч (рис. 4).

Диффузионное хромирование. Диффузионное хромирование заключается в получении на поверхности стальных матриц карбидных слоев на основе  $Cr_{23}C_6$  и  $Cr_7C_3$  небольшой толщины (0,03...0,04 мм).

Карбидный слой получается при взаимодействии адсорбированного хрома с углеродом на поверхности стальной матрицы. Хром — сильный карбидообразователь и "притягивает" углерод из более глубоких слоев. Хромирование матриц проводили в контейнере с плавким раствором (силикат—глыба) при температурах 1000...1100 °С в течение 6...8 ч. Состав порошко-



Рис. 4. Электроискровое упрочнение инструмента механическим способом с применением вращающегося электрода

вой смеси: 70 % Cr, 25 %  $Al_2O_3$ , 5 % NaF. При диффузионном хромировании получается плотный слой без пор, дефектов, достаточно прочный. Карбиды хрома инертны к титановым сплавам, теплостойки (до 850 °C) и обладают высокой жаростойкостью.

Применение диффузионного хромирования позволяет увеличить стойкость серийных матриц до 3–4 раз.

К недостаткам процесса можно отнести высокую трудоемкость и энергозатраты, малую производительность и нетехнологичность.

Цементация стали 3Х2В8Ф позволяет увеличить содержание углерода в поверхностном слое, не охрупчивая основу, и, тем самым, повысить твердость и глубину упрочненного слоя. Глубина карбидного слоя составляет 0,035...0,045 мм. Предварительная цементация и диффузионное хромирование повышают стойкость серийных матриц в 4–5 раз.

Борирование. Борирование в порошках карбида бора ведет к образованию в поверхности двух боридов FeB и Fe<sub>2</sub>B с большими остаточными напряжениями. При работе и при испытании на износ твердый борид FeB скалывается. Стойкость матриц повышается в 2–3 раза. Насыщение в смесях карбида бора с добавлением 1,5...2,0 % алюминия приводит к образованию Fe<sub>2</sub>B с наличием алюминидов железа. Твердость слоя при этом уменьшается, но не оказывает влияния на стойкость инструмента.

Как видно из таблицы, в самых трудных условиях работают матрицы для прессования тонкостенных профилей.

Упрочнение этих матриц методами борирования и хромирования позволяет осуществить по 2–3 прессовки с матрицы, в отличие от матриц, напыленных диоксидом циркония, которые необходимо напылять после каждой прессовки. Диффузионные слои из боридов и карбидов вследствие высокой твердости уменьшают адгезионную составляющую и истирание в работе, но из-за малой глубины (h = 0,1...0,14 мм) не устраняют разупрочнение основы при нагреве.

# Сравнение способов получения защитных покрытий методами химико-термической обработки по энерго- и трудозатратам

Известно, что основными методами обработки, применяемыми для обеспечения высокой эксплуатационной стойкости, являются объемная термообработка (закалка с отпуском) и поверхностная химико-термическая обработка, в качестве которой для прессового инструмента хорошо зарекомендовали себя цементация и борирование, позволяющие получать поверхность с твердостью выше 1200 HV. Однако эти методы иногда труднодоступны предприятиям: борирование в растворах солей связано с применением высокотемпературных расплавов буры, дорогостоящих жаропрочных муфелей, высоких энергозатрат (свыше 2500 кВт.ч/т).

Альтернативным методом поверхностного упрочнения пресс-инструмента является ЭИЛ, которое исключает все вышеперечисленные недостатки, присущие химико-термическим процессам [6]. Энергозатраты при ЭИЛ составляют 150...200кВт.ч/т.

### Однослойное электроискровое легирование

ЭИЛ заключается в легировании поверхностного слоя инструмента (катода) материалом электрода (анода) при искровом разряде в воздушной среде. При этом получается диффузионное насыщение поверхности легирующими элементами, повышается микротвердость, износостойкость, жаростойкость, разгаростойкость, коррозионная стойкость и др. Данный способ упрочнения инструмента отличается высокой экономичностью локального нанесения покрытия (малый расход электрода, меньший расход электроэнергии в сравнении с процессами цементации, борирования и др.) [6, 8].

Сотрудниками ОАО "Корпорация ВСМПО-АВИСМА" работа по упрочнению прессового инструмента методом ЭИЛ проводилась совместно с сотрудниками Нижнетагильского технологического института (филиала) УГТУ-УПИ (НТИ (ф) УГТУ-УПИ). Работа проводилась на экспериментальных установках НТИ (ф) УГТУ-УПИ, имеющих на порядок большую мощность, чем серийные установки, и оснащенных механическими приспособлениями, вращающими и перемещающими электрод относительно обрабатываемой поверхности с формированием рельефной поверхности упрочненного слоя (см. рис. 4) [9–11].

В качестве материалов для ЭИЛ инструмента использовали карбиды вольфрама, хром, стеллит, сормайт, графит и др. Однослойные покрытия получали на базе стеллита или твердых сплавов ВК8. Оптимальным вариантом по стойкости и качеству прессуемых изделий оказался твердый сплав ВК8, повышающий стойкость серийных матриц от 2 до 4 раз.

На рис. 5 видно, что серийная матрица после 5 прессовок пришла в негодность вследствие дефектов на рабочей поверхности. Матрица, упрочненная методом ЭИЛ (рис. 6), благодаря легированию инертным к титану материалом и специфическому рельефу поверхности, способствующему лучшему удержанию смазки, и, тем самым, улучшая теплозащиту матрицы, позволяет вести прессование с лучшим качеством поверхности получаемого изделия, чем в случае с серийной матрицей. Однослойное ЭИЛ позволило



Рис. 5. Рабочая часть серийной матрицы после 5 прессовок, параметр шероховатости рыхлых участков Ra = 7, 3...12 мкм



Рис. 6. Рабочая часть серийной матрицы, упрочненной ЭИЛ, после 5 прессовок, параметр шероховатости Ra = 3, 2...4 мкм

увеличить стойкость прессового инструмента от 2 до 3 раз.

### Многослойное электроискровое покрытие

После проведения работ по упрочнению инструмента методом ЭИЛ, применяя в качестве легирующего электрода один материал и повышая стойкость инструмента в 2–3 раза, было решено провести работы по многослойному ЭИЛ.

Многослойное ЭИЛ позволяет увеличить толщину нанесенного легированного слоя на матрице и повысить его износостойкость. При применении многослойного ЭИЛ и эксплуатации матриц (допускался износ только легированного слоя) со своевременным ремонтом легированного слоя повторным ЭИЛ удалось повысить стойкость матриц для прессования прутков от 5 до 8 раз. Такое увеличение стойкости матриц и получение более качественной поверхности прессованных изделий за счет устранения адгезии между прессуемым металлом и матрицей позволяет существенно снизить затраты на инструмент.

### Обсуждение результатов

Оптимальным покрытием прессового инструмента, среди рассмотренных, является многослойное

ЭИЛ [12]. Оно технологично в исполнении, позволяет создать специальный рельеф поверхности, способствующий удержанию смазочных материалов, и, тем самым, улучшает тепло- и адгезионную стойкость инструмента. ЭИЛ является экономичным процессом и благодаря разработкам ученых НТИ (ф) УГТУ-УПИ имеет малую трудоемкость (упрочнение одной матрицы площадью 580 см<sup>2</sup> на автоматических установках ЭИЛ занимает от 40 до 60 мин). Благодаря пластичности слоев в отличие от хромированных и борированных слоев, склонных к растрескиванию, а также возможности проведения ремонта легированного слоя, стойкость матриц с проведением ремонтов после определенных циклов эксплуатации увеличилась от 5 до 8 раз. При этом затраты на инструмент уменьшились от 3 до 5 раз.

#### Выводы

1. Оптимальное износоустойчивое покрытие матриц – покрытие, полученное многослойным ЭИЛ [11, 12].

2. Слои на инструменте, полученные ЭИЛ, ремонтопригодны, способствуют лучшему удержанию смазочного материала за счет специального рельефа поверхности.

3. Энергозатраты для получения износостойких покрытий методом ЭИЛ на порядок ниже, чем при хромировании, борировании и т.д.

4. Стойкость прессового инструмента увеличилась от 5 до 8 раз, а затраты на инструмент уменьшились в 3–5 раз.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Грабарник Л.М., Нагайцев А.А.** Прессование цветных металлов. М.: Металлургия, 1991. 342 с.

2. Достижения в теории и практике трубного производства; сб. науч. тр. конференции "Трубы России 2004". Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2004. 523 с.

3. Пат. 2217260 РФ. Способ изготовления промежуточной заготовки из  $\alpha$  и  $\alpha+\beta$  титановых сплавов / В.В. Тетюхин, И.В. Левин, В.Г. Смирнов, Н.А. Чалков; 2003, Бюл. № 33.

4. Пат. 2228810 РФ. Способ прессования профилей / В.Г. Смирнов; 2004, Бюл. № 14.

5. Пат. 2127160 РФ. Способ изготовления полой трубной заготовки для производства бесшовных труб из псевдо α и α+β титановых сплавов / В.Г. Смирнов, В.В. Рыбаков, Г.В. Смирнов; 1999, Бюл. № 7.

6. **Крашенинников Д.А.** Повышение стойкости прессового инструмента методом электроискрового легирования // Науч. тр. VI отчетной конференции молодых ученых ГОУ ВПО УГТУ-УПИ. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2004.

7. Шевакин Ю.Ф., Грабарник Л.М., Нагайцев А.А. Прессование тяжелых цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1987. 245 с. 8. Крашенинников Д.А., Калинин В.С., Дудин А.А. Повышение стойкости прессового и режущего инструмента, упрочненного электроискровым легированием, для обработки сплавов титана // Тез. докл. III конкурсной конференции молодых специалистов авиационных, ракетно-космических и металлургических организаций России. Королев, 2004.

9. Пат. 72165 РФ. Устройство для электроискрового легирования / Г.И. Астафьев, Е.М. Файншмидт, Д.А. Крашенинников; 2008, Бюл. № 10.

УДК 621.793.184

10. Пат. 72894 РФ. Генератор импульсов технологического тока / И.Г. Астафьев, Е.М. Файншмидт, Д.А. Крашенинников; 2008, Бюл. № 13.

11. Пат. 2304185 РФ. Способ нанесения упрочняющего покрытия с армирующим эффектом / В.Г. Смирнов, Д.А. Крашенинников, Е.М. Файншмидт; 2007, Бюл. № 22.

12. Пат. 74592 РФ. Инструмент деформации с многослойным покрытием / Г.И. Астафьев, Е.М. Файншмидт, Д.А. Крашенинников; 2008, Бюл. № 1.

А.М. Смыслов, А.А. Быбин, Р.Р. Невьянцева, Н.Ф. Измайлова (Уфимский государственный авиационный технический университет) E-mail: ion usatu@mail.rb.ru

# Опыт применения ионной имплантации поверхности лопаток газовых турбин из жаропрочных сплавов при их производстве и эксплуатации

Рассмотрены возможности повышения эксплуатационных свойств ряда жаропрочных никелевых сплавов путем ионной имплантации редкоземельными элементами. Представлены результаты исследований лопаток турбины, имплантированных лантаном и иттербием. Опытно-промышленная эксплуатация показала их большую работоспособность в сравнении с серийным вариантом обработки.

**Ключевые слова:** лопатка турбины, жаропрочный никелевый сплав, ионная имплантация, эксплуатационные свойства.

Possibilities of increase of operational properties of some nickel superalloys by ionic implantation processing by rare-earth elements are considered. Results of researches of shovels of the turbine implanted lanthanum and ytterbium are presented. Trial operation has shown their big working capacity in comparison with a processing production version. **Keywords:** turbine blades, nickel superalloys, ionic implantation, operational properties.

### Введение

Лопатки турбины современных газотурбинных двигателей авиационного и наземного применения эксплуатируются в условиях высоких напряжений, температур и подвергаются воздействию коррозионно-активных компонентов газового потока. В таких условиях наибольшие повреждения наблюдаются в поверхностном слое лопаток, что в ряде случаев ограничивает их ресурс.

Для обеспечения длительной работоспособности лопаток необходимо использовать специальные методы обработки, включающие энергетическое воздействие на поверхность [1]. К числу таких методов относится ионная имплантация, при реализации которой атомы легирующего элемента ионизируются в сильном электрическом поле, и образовавшийся поток ионов направляется на обрабатываемую поверхность деталей. Ионы, обладающие значительной энергией, при вхождении в поверхность испытывают многократное столкновение с ядрами и кулоновское взаимодействие с электронами атомов кристаллической решетки. Указанные явления приводят к постепенному торможению ионов вплоть до полной их остановки на некоторой глубине, образованию твердых растворов или новых химических соединений [2]. В результате в поверхностном слое материала формируется особое структурное состояние, которое по своим свойствам существенно отличается от свойств основного материала деталей и оказывает влияние на их работоспособность.

Цель данной работы — исследование влияния ионно-имплантационного модифицирования поверхности редкоземельными элементами на эксплуатационные характеристики лопаток турбины из никелевых сплавов.

### Методика эксперимента

Исследования проводили как на специально изготовленных образцах, так и на образцах, вырезанных из лопаток турбины, прошедших эксплуатационную наработку в составе полноразмерных изделий. В качестве материалов использовали жаропрочные никелевые сплавы: деформируемый сплав ХН56ВМТЮ (ЭП199), литейные сплавы с равноосной структурой ЦНК7П и монокристаллической структурой ЖС32. Эксплуатационная наработка в составе изделия составила: для лопаток из сплава ЖС32 – 700 ч, из сплава ЭП199 – 2200 ч.

Ионно-имплантационное модифицирование поверхности лопаток проводили на установке ВИТА с использованием ионов редкоземельных элементов лантана и иттербия [3]. Перед имплантацией детали промывали ацетоном и спиртом, после чего размещали в камере на специальной подвеске из коррозионно-стойкой стали. В ходе обработки энергия ионов составляла 30...40 кэВ, плотность ионного тока – 20...40 мкА/см<sup>2</sup>. Дозу имплантации выбирали в соответствии с результатами предыдущих исследований: для сплава ЭП199 ионами иттербия – 2·10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup>; для сплава ЖС32 ионами лантана – 10<sup>17</sup> ион/см<sup>2</sup> [4].

Жаростойкость материала лопаток и образцов на спокойном воздухе определяли в соответствии с ГОСТ 6130–71, долговечность материала – по ГОСТ 10145–81. Предел выносливости оценивали на образцах в соответствии с ОСТ1 00870–77 на базе  $20 \cdot 10^6$  циклов, а натурные лопатки (6 шт.) в соответствии с техническими условиями испытывали только на контрольном уровне напряжений. Определение поверхностных остаточных напряжений проводили рентгеноструктурным методом на установке ДРОН-4 (Fe–K<sub>α</sub>-излучение).

Микротвердость поверхности и ее распределение по глубине измеряли на микротвердомере ПМТ-3М. Микроструктуру изучали с использованием растрового электронного микроскопа JXA-6400 (JEOL) и светового микроскопа METAVAL. Элементный состав поверхности исследовали методом масс-спектрометрии вторичных ионов на установке MC-7201M. Фазовый анализ поверхности определяли на дифрактометре Philips PW1800 в медном излучении. Физико-химическое состояние поверхности анализировали по результатам измерения электродного потенциала относительно хлоридсеребряного электрода сравнения на автоматизированной установке, описание которой представлено в работе [5].

### Результаты и их обсуждение

Результаты измерения микротвердости поверхности никелевых сплавов в различном состоянии представлены в табл. 1. Как видно из представленных данных, имплантационная обработка способствует повышению микротвердости поверхности никелевых сплавов в 1,25–1,40 раза. По данным авторов работы

		Микротвердость, МПа			
Сплав	Состояние	до имплан- тации	после имплантации		
	Без наработки до испытаний на жаростойкость	4100	5300		
ЭП199	Без наработки после испытаний на жаростойкость	3800	5000		
	После наработки	3500	4900		
ЦНК7П	Без наработки до испытаний на жаростойкость	3700	5200		
	Без наработки после испытаний на жаростойкость	3400	4900		
	Без наработки до испытаний на жаростойкость	3000	3750		
ЖС32	Без наработки после испытаний на жаростойкость	2700	3500		
	После наработки	_	3550		

Микротвердость поверхности

Примечание. Сплавы ЭП199 и ЦНК7П имплантировались ионами иттербия, сплав ЖС32 – ионами лантана.

[6] увеличение микротвердости обусловлено образованием в поверхностном слое дефектной структуры и различных фаз, содержащих имплантированные элементы.

Формирование дефектной структуры при имплантации подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа образцов в исходном и облученном состоянии. Установлено, что на образцах с наличием имплантационной обработки на рентгенограммах имеются рефлексы меньшей интенсивности и большей ширины в сравнении с исходным состоянием. Проявление эффекта уменьшения интенсивности пиков и их уширения согласно данным работы [7] является следствием образования дефектов упаковки, повышения количества дислокаций, их скоплений и наличия микродеформаций кристаллической решетки. Проведенные расчеты показали, что в результате имплантации поверхности сплава ЭП199 микроде-

Таблица 1

Электродный потенциал поверхности и глубина ее упрочнения							
Сплав		Электродный потенциал поверхности, мВ / глубина упрочнения, мкм					
	до имплантации			после имплантации			
	до испытаний на жаростойкость	после испытаний на жаростойкость	после наработки в составе изделия	до испытаний на жаростойкость	после испытаний на жаростойкость	после наработки в составе изделия	
ЭП199	-450 /	-400 /	-410 /	-320 / 45	-260 / 40	-220 / 42	
ЦНК7П	-460 /	-20 / -	_	-180 / 57	-150 / 49	_	
ЖС32	_	_	_	- / 30	- / 20	- / 22	
Примечание к табл. 1.							

no www.wew.wew.wew.wew.wew.com.wew.oo. www.oo.wew.oo.

формация решетки для плоскости (311) увеличивается на 3·10<sup>-3</sup> Å в сравнении с исходным состоянием.

Образование новых фаз при проведении имплантации подтверждается также результатами рентгеноструктурного анализа и масс-спектрометрии вторичных ионов. Так при расшифровке рентгенограмм и масс-спектров для никелевых сплавов ЦНК7П и ЖС32 установлено образование в поверхностном слое на глубине до 50 нм мелкодисперсных оксидных фаз Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; перовскитов Al<sub>x</sub>Yb<sub>y</sub>O<sub>z</sub> и LaAlO<sub>3</sub>; эвтектических фаз Yb<sub>2</sub>Ni<sub>17</sub>+Ni, YbAl<sub>3</sub>+Al, LaNi<sub>2</sub> и LaAl<sub>2</sub>.

О наличии фазовых превращений свидетельствуют и результаты измерения электродного потенциала поверхности в 5%-ном растворе NaCl. Так для сплавов ЭП199 и ЦНК7П наблюдается изменение его величины в сторону менее отрицательных значений (табл. 2), что обусловливает повышение пассивности поверхности.

Следует отметить, что хотя наличие оксидных фаз с иттербием и лантаном обнаружено на глубине до 50 нм, однако повышение микротвердости и, соответственно, упрочнение поверхности происходит на большей глубине. Из табл. 2 видно, что для всех исследуемых сплавов глубина упрочнения, установленная по результатам измерения микротвердости на наклонных шлифах, составляет от 30 до 57 мкм. Согласно данным работ [8, 9] поля упругих напряжений, связанных с внедрением ионов, простираются на расстояния, многократно превышающие величину их пробега, и являются одной из причин эффекта дальнодействия при имплантации.

Положительное действие имплантации сказывается и на величине остаточных напряжений в поверхностном слое никелевого сплава. Имплантированный атом, "раздвигая" соседние атомы кристаллической решетки материала, приводит к возникновению радиационных дефектов и, как следствие, сжимающих напряжений. Появление сжимающих напряжений тормозит зарождение и развитие поверхностных трещин, развивающихся по механизму отслаивания, и улучшает адгезию между высокопрочными выделениями и вязкой матрицей [10].

Как следует из данных, представленных в табл. 3, имплантация поверхности никелевых сплавов приводит к повышению уровня сжимающих напряжений (σ<sub>сж</sub>). Установлено, что для деформируемого сплава ЭП199 осж возрастает почти в 2 раза. Для литейных сплавов ЖС32 и ЦНК7П рост уровня напряжений несколько меньше (возрастает в 1,3 и 1,5 раза соответственно), что может быть обусловлено наличием в указанных сплавах мелкодисперсных пор.

Результаты исследований позволяют предполагать, что имплантационное модифицирование поверхности должно способствовать повышению рабо-

Таблица З

Уровень остаточных напряжен	ИЙ
-----------------------------	----

		Остаточные напряжения, МПа			
Сплав	Состояние	до импланта- ции	после им- плантации		
0.00100	Без наработки	-450	-850		
911199	После наработки	-250	-630		
ЦНК7П	Без наработки	-210	-310		
WGDD	Без наработки	-75	-100		
жС32	После наработки	_	-95		
Примечание. См. примечание к табл. 1.					

тоспособности лопаток турбины. Для изучения влияния имплантации на эксплуатационные характеристики материала были проведены испытания образцов на жаростойкость, длительную прочность, сопротивление усталости, а также исследования натурных лопаток после длительной наработки в составе изделия.

Результаты испытаний образцов на жаростойкость представлены на рис. 1. Как видно из рисунка, ионная имплантация поверхности никелевых сплавов ЭП199 и ЦНК7П ионами иттербия и сплава ЖС32 ионами лантана приводит к возрастанию их жаростойкости в 1,5 и 3,0 раза соответственно.

В процессе испытаний на поверхности никелевых сплавов формируется оксидный слой. При окислении имплантированной поверхности толщина оксидного слоя меньше, чем на поверхности, не подвергавшейся имплантации. Так на имплантированной поверхности она составляет 14, 7 и 10 мкм для сплавов ЭП199,



Рис. 1. Изменение удельной массы образцов в процессе испытаний на жаростойкость:

а — сплавы ЭП199 (1, 2) и ЦНК7П (3, 4), температура 850 °С;  $\delta$  — сплав ЖС32 (5, 6), температура 1150 °С; 1, 3, 5 без имплантации; 2, 4 — после имплантации иттербия; 6 после имплантации лантана ЦНК7П и ЖС32, а в исходном состоянии – 21, 18 и 15 мкм соответственно.

По результатам рентгеноструктурного анализа установлено, что в исходном состоянии оксидный слой на сплаве ЭП199 состоит в основном из оксидов  $Cr_2O_3$ , а на сплавах ЦНК7П и ЖС32 – из оксидов  $Al_2O_3$  и шпинели Ni(Cr,Al)<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. Кроме того, следует учесть, что оксидный слой на сплаве ЖС32 легирован танталом и рением (до 3 % мас.). Состав данных оксидных слоев определяется содержанием в сплавах хрома и алюминия и согласуется с данными авторов работы [11].

При наличии ионной имплантации в состав оксидного слоя входят фазы, содержащие имплантированный элемент: La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, LaAlO<sub>3</sub>, YbO, Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Al<sub>x</sub>Yb<sub>y</sub>O<sub>z</sub>. Соединения лантана и иттербия, располагаясь преимущественно по границам зерен, обусловливают замедление диффузии кислорода за счет создания зон физического торможения [11] и повышения энергии активации диффузии кислорода по короткозамкнутым путям [12].

Кроме того, согласно данным работы [6], они повышают пластичность оксидного слоя и вызывают измельчение крупных зерен оксида на более мелкие, что способствует снижению внутренних напряжений и вероятности возникновения трещин в оксиде. Высказанные предположения были косвенно подтверждены результатами рентгеноструктурного анализа: рефлексы для образцов с имплантированным подслоем как до, так и после испытаний характеризовались большей шириной и меньшей интенсивностью.

Результаты испытаний на длительную прочность приведены в табл. 4. Как видно из представленных данных, для всех сплавов имплантация поверхности

Таблица 4

	2	Долговечность, ч			
Сплав	Режим испы- тания	до импланта- ции	после им- плантации		
ЭП199	σ = 127 MΠa; T = 900 °C	90,8	110,1		
ЦНК7П	σ = 343 MΠa; T = 850 °C	126,8	164,8		
ЖС32	σ = 294 MΠa; T = 975 °C	85,3	106,1		
Примечание. См. примечание к табл. 1.					

приводит к повышению долговечности образцов в 1,2–1,3 раза. Мелкодисперсные фазы, формирующиеся при ионном модифицировании поверхностного слоя никелевых сплавов, являются эффективными "стопорами" на пути движения дислокаций и повышают адгезионную прочность оксидных пленок на поверхности сплава [13–15].

Образующаяся система дислокаций, а также наличие фаз с редкоземельными элементами в поверхностном слое повышают прочность матрицы, приводя к смягчению опасных пиковых напряжений путем эстафетной передачи деформации и, как следствие, снижают опасность хрупкого разрушения материала [4]. Кроме того, при испытаниях на длительную прочность в условиях действия осевой растягивающей силы остаточные сжимающие напряжения тормозят зарождение и развитие поверхностных трещин, а также препятствуют выходу на поверхность подповерхностых трещин за счет упрочения межзеренных границ сплава [16]. Данные процессы в совокупности с повышением сопротивления высокотемпературному окислению ослабляют межзеренный характер разрушения и, соответственно, увеличивают долговечность материала.





Рис. 2. Микроструктура поверхности лопатки ТВД из сплава ЭП199 после эксплуатации в течение 2200 ч:

*а* – без ионной имплантации; *б* – после имплантации ионами иттербия (×500) Имплантационная обработка способствует также повышению выносливости сплавов при их циклическом нагружении в условиях высоких температур. Для сплава ЦНК7П предел выносливости имплантированных образцов повышается на 15 % в сравнении с неимплантированными. Фрактографический анализ изломов показал, что в обоих случаях разрушение носит многоочаговый, подповерхностный характер. На образцах без имплантации морфология излома имеет вид сколов по кристаллографическим плоскостям.

При наличии имплантации разрушение начинается по кристаллографическим плоскостям только в пределах одного-двух зерен. В дальнейшем трещина распространяется по телу зерна по механизму вязкого диффузионного разрушения с образованием характерных бороздок усталости [17]. Изменение механизма распространения усталостных трещин обусловлено тем, что мелкодисперсные фазы, содержащие иттербий, тормозят движение дислокаций, предотвращая их слияние и развитие микротрещин [18].

Результаты исследований позволили разработать технологию ионно-имплантационного модифицирования поверхности лопаток турбины. Лопатки, имплантированные лантаном и иттербием, прошли опытно-промышленную эксплуатацию в составе полноразмерных изделий. После длительной наработки они были подвергнуты люминесцентному контролю.

Установлено, что штриховое свечение на имплантированной поверхности пера лопаток из сплавов ЭП199 и ЖС32 не наблюдается, что свидетельствует об отсутствии термоусталостных трещин. Показано также (см. табл. 1), что в процессе эксплуатации происходит закономерное снижение микротвердости поверхностного слоя вследствие образования обезлегированной зоны. Так, для сплава ЭП199 микротвердость поверхности без имплантации снижается на 17 %, а с имплантацией – на 8 %.

По данным металлографического анализа толщина обедненного слоя на неимплантированной поверхности достигает 8 мкм, а по границам зерен происходит проникновение коррозионного фронта на глубину до 50 мкм. При наличии имплантации обедненный слой не превышает 4 мкм, а проникновения коррозии в глубь сплава не наблюдается (рис. 2).

Показано, что на лопатках с наличием имплантации вследствие наработки толщина упрочненного слоя уменьшается незначительно (см. табл. 2). При этом величина  $\sigma_{cx}$  снижается в 1,4 раза, в то время как без имплантации — в 1,8 раза (см. табл. 3). Несмотря на то, что после эксплуатации происходит снижение остаточных сжимающих напряжений, их величина на имплантированных лопатках остается почти в 3 раза выше, чем на неимплантированных. Сохранение эксплуатационных характеристик материала на достаточно высоком уровне, обусловленное ионно-имплантационным модифицированием поверхности, проявляется и на лопатках из сплава ЖС32 после ресурсных испытаний. Поверхностная микротвердость снижается на 6 %, уровень остаточных напряжений и глубина упрочненного слоя уменьшаются в 1,1 и 1,4 раза соответственно.

Установлено также, что если для деформируемого сплава ЭП199 имеет место сохранение глубины упрочненного слоя и некоторое снижение остаточных напряжений, то для литейного сплава ЖС32 с монокристаллической структурой наблюдается обратная зависимость.

Установленная закономерность может быть связана не только с особенностями структурно-фазового состава сплавов, но и с различными условиями эксплуатации. Так, более высокая температура ~1100 °С, имеющая место при работе лопаток из сплава ЖС32, способствует большему снижению глубины упрочненного слоя в сравнении с лопатками из сплава ЭП199, эксплуатация которых осуществляется при температуре ~900 °С. Указанный эффект в значительной степени проявляется в "горячей" зоне пера лопатки турбины.

Анализ микроструктуры сплава ЖС32 на поперечных микрошлифах, вырезанных из пера лопаток, показал, что в "горячей" зоне пера на глубине до 10 мкм под окисленным слоем наблюдается лишь частичное растворение и коагуляция ү'-фазы, а вдали от горячей зоны только на глубине до 2 мкм. Такие изменения в соответствии с требованиями технической документации укладываются в нормы допустимых дефектов, что позволяет установить данные лопатки на изделие для продолжения ресурсных испытаний.

### Выводы

1. Комплекс исследований позволил установить, что имплантация поверхности жаропрочных никелевых сплавов редкоземельными металлами приводит к повышению жаростойкости в 1,5–3,0 раза, длительной прочности в 1,2–1,3 раза и предела выносливости при циклической нагрузке на 15 %.

2. Опытно-промышленная эксплуатация лопаток турбины в составе полноразмерного изделия показала, что технология ионно-имплантационного модифицирования дает возможность целенаправленно изменять служебные характеристики поверхностного слоя и обеспечить большую работоспособность деталей.

Авторы выражают благодарность ведущему инженеру ОАО УМПО Р.Р. Мухаметшину за помощь в подготовке образцов и проведении исследований.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Крымов В.В., Елисеев Ю.С., Зудин К.И.** Производство лопаток газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение-Полет, 2002. 376 с.

2. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками; под ред. Дж.М. Поута, Г. Фоти, Д.К. Джекобсона. М.: Машиностроение, 1987. 327 с.

3. Смыслов А.М., Гусева М.И., Новикова М.К. и др. Повышение эксплуатационных свойств лопаток компрессора из титановых сплавов ионным модифицированием поверхности на установке "ВИТА" // Авиационная промышленность. 1992. № 5. С. 18–20.

4. Смыслов А.М., Быбин А.А., Измайлова Н.Ф. Влияние имплантационной обработки иттербием поверхности никелевых сплавов на их эксплуатационные свойства // Труды 6-й науч.-техн. конф. "Сварка. Контроль. Реновация". Уфа: Гилем, 2007. С. 186–191.

5. **Невьянцева Р.Р., Парфенов Е.В., Сосновский Д.А.** Компьютерный измеритель электродного потенциала на базе стандартного игрового порта // Приборы и техника эксперимента. 2004. № 1. С. 154–155.

6. Диденко А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов. М.: Энергоатомиздат, 1987. 184 с.

7. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС, 2005. 432 с.

8. Шулов В.А., Стрыгин А.Э., Сулима А.М. и др. Ионно-лучевая модификация поверхностных слоев и эрозионные свойства стали ЭП866Ш и сплава ЭП718ИД // Трение и износ. 1990. Т. 11. № 6. С. 1030–1038.

9. Анищик В.М., Гурачевский Б.Л., Понарядов В.В. и др. Структурные превращения в поверхностных слоях ионно-имплантированных сталей // Вестник БГУ, 1986. Сер. 1. № 2. С. 3–5.

10. **Трибология:** Исследования и приложения: опыт США и стран СНГ / Под ред. В.А. Белого, К. Лудемы, Н.К. Мышкина. М.: Машиностроение; Нью-Йорк: Аллертон-пресс, 1993. 454 с.

11. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля. В 2 книгах. М.: Металлургия, 1995. Кн. 1. 384 с.

12. Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С. Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. М.: Интермет Инжиниринг, 2001. 622 с.

13. Гусева М.И., Носков А.Н., Сулима А.М. и др. Ионное легирование жаропрочных сплавов для лопаток ГТД // Авиационная промышленность. 1988. № 5. С. 65.

14. Ионная имплантация / Под ред. Д. Хирвонена. М.: Металлургия, 1985. 391 с.

15. Семенова И.П. Совершенствование технологических процессов изготовления лопаток ГТД из жаропрочных никелевых сплавов с монокристальной структурой: автореф. дисс. ... канд. техн. наук. Екатеринбург: УГТУ, 1999. 16 с.

16. Мухин В.С. Поверхность: технологические аспекты прочности деталей ГТД. М.: Наука, 2005. 296 с.

17. Петухов А.Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. М.: Машиностроение, 1993. 240 с.

18. Смыслов А.М. Комбинированные технологии на базе ионно-имплантационного модифицирования поверхности, обеспечивающие повышение ресурса и надежности лопаток компрессора и турбины ГТД: автореф. дисс. ... д-ра техн. наук. Уфа: УГАТУ, 1993. 40 с.



## ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 631.3.004.67:621.35.035.4

Ю.Е. Кисель, Г.В. Гурьянов, П.Е. Кисель (Брянская государственная инженерно-технологическая академия) E-mail: YPK2@mail.ru

# К структурным изменениям электрохимических покрытий при высокотемпературном нагреве

Исследовано влияние высокотемпературного воздействия на структуру и фазовые превращения композиционных электрохимических покрытий на основе железа с включением дисперсных частиц электрокорунда, карбида бора, карбида кремния и оксида кремния. Показано, что термическая обработка приводит к изменению микроструктуры композитов и активации физико-химических реакций между частицами наполнителя и матрицей. Ключевые слова: композиционное электрохимическое покрытие, электролитические сплавы, структура,

механические свойства, износостойкость, дисперсная фаза.

High temperature effect on structure and phase changes in composite electrolytic coatings based on Fe bond with inclusion of dispersed particles of  $Al_2O_3$ ,  $B_4C$ , SiC, SiO<sub>2</sub> is studied. It is stated that thermal treatment causes changes in microstructure of composites and reaction between filler particles and matrix proceeds.

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

### Введение

Износостойкие композиционные электрохимические покрытия (КЭП) получают из электролитов-суспензий (ЭС) в процессе гетероадагуляции частиц дисперсной фазы (ДФ) на катоде с последующим их заращиванием электроосажденным железом. Свойства электролитического железа, сплавов на его основе и условия их получения обсуждались ранее [1–4]. В качестве наполнителя используют различные неметаллические соединения: карбиды, бориды, нитриды.

При выборе дисперсных включений к ним предъявляются следующие требования: высокая механическая прочность, твердость, устойчивость в электролитах железнения, достаточная термическая стабильность. Наряду с высокими упругопластическими свойствами матрицы и твердостью частиц ДФ важную роль в повышении износостойкости КЭП играет прочность связи между связующим и наполнителем. Образование прочных физико-химических связей между частицами ДФ и матрицей изменит характер разрушения покрытий, что должно значительно улучшить их физико-механические свойства.

В КЭП формирование контакта между частицами Д $\Phi$  и материалом основы происходит за счет микропластической деформации, обусловленной особенностями процесса электролитической кристаллизации. Прочность сцепления частиц с матрицей по противоречивым данным разных авторов колеблется от 1 до 10 МПа [5–8]. Вместе с тем априори можно утверждать, что энергии процесса электрокристаллизации недостаточно для образования прочных связей в гетерогенном материале и активации химических реакций между Д $\Phi$  и матрицей.

Образование новых фаз, прочных химических связей между компонентами композиции возможно в случае сообщения им извне определенного количества энергии. Последнее условие в связи с функциональным назначением покрытий и, как правило, некогерентностью сочетания кристаллических решеток материала матрицы и дисперсной фазы может быть выполнено различными технологическими приемами: нагревом детали с покрытием, обработкой ТВЧ, лазером или другими методами. В процессе термохимических реакций между составляющими гетерогенного материала можно получить на поверхности детали новый материал с заданными свойствами.

Поэтому целью работы было рассмотреть некоторые структурные и фазовые изменения КЭП в условиях высокотемпературного нагрева, исследовать влияние природы ДФ на физико-химические процессы.

#### Методика исследования

Для получения КЭП на основе железа и сплава железо-кобальт использовали растворы хлористого железа и сернокислого кобальта. В качестве ДФ служили микропорошки промышленного изготовления карбида бора (М7, М14 и М20), электрокорунда белого (М14), карбида кремния (М14), окиси кремния (М14). Подробная технология получения КЭП изложена в работах [1–4].

Химические и фазовые превращения покрытий "чистого" электролитического железа и с частицами карбида бора изучали на дериватографе типа МОМ в диапазоне 20...1000 °С при скорости нагрева 5 град/мин. Первоначальная масса образцов составляла 5...100 г. В качестве эталона и наполнителя использовали прокаленную окись алюминия [9]. Исследование морфологии и микроструктуры КЭП проводили с помощью микроскопов МИМ-8 и РЭМ Tesla BS 300.

### Результаты исследований и их обсуждение

КЭП получались качественными, плотными, без слоев и трещин (рис. 1, *a*). Содержание ДФ в покрытии составляло 20...24 % об. Особенностью микроструктуры было равномерное распределение дисперсной фазы, отсутствие частиц в начальных слоях покрытия вблизи границы раздела с подложкой, что согласуется с литературными данными и подтверждает незначительное влияние частиц на сцепление покрытия с основой.

Изменение структуры КЭП железо-карбид бора при высокотемпературной обработке свидетельствовало о протекании в гетерогенном материале диффузионных процессов (рис. 1,  $\delta$ , s). При нагреве в покрытии образуются крупные кристаллические обра-



Рис. 2. Дериватограммы КЭП на основе железо-кобальт, полученных из ЭС с добавлением частиц:  $1 - 6 e_3 \Box \Phi$ ;  $2 - SiO_2$ ;  $3 - Al_2O_3$ ;  $4 - B_4C$ ; 5 - SiC (T - температурная кривая)

зования различной формы. Происходит "залечивание" мелких пор и осадки приобретают более мелкозернистую структуру.

Характер изменения *термографических* кривых (ТГ), полученных *дифференциальным термическим анализом* (ДТА), показал, что в покрытии происходят химические и фазовые превращения. Кривые изменения массы образцов КЭП условно можно разбить на три участка (рис. 2). При температурах 25...300 °С наблюдается незначительная потеря массы образца вследствие выделения воды и газов (водород, кислород), захваченных в процессе роста осадков.



Рис. 1. Влияние температуры нагрева на структуру КЭП железо-карбид бора (×400), °С: *a* – до обработки; *б* – 600; *в* – 900



Рис. 3. Дериватограммы КЭП на основе "чистого" электролитического железа, полученных из ЭС с добавлением частиц карбида бора:

1 – без ДФ; 2 – М7; 3 – М20

В диапазоне температур 300...600 °С масса образца практически не изменяется и отсутствуют термические эффекты. Быстрое изменение массы образца наблюдается в диапазоне температур 600...1000 °С.

Состав покрытий	$T_1$ , °C	<i>T</i> <sub>2</sub> , °C	<i>T</i> <sub>3</sub> , °C	$T_4$ , °C	
Fe, без добавок	600	790	_	_	
Fe-B <sub>4</sub> C M7	530	810	950	980	
Fe-B <sub>4</sub> C M20	730	880	920	940	
Fe–Co, без добавок	570	840	_	_	
Fe–Co–SiO <sub>2</sub>	570	700	_	_	
Fe-Co-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	600	750	_	_	
Fe–Co–B <sub>4</sub> C	660	820	890	920	
Fe-Co-SiC	500	650	_	_	

Характеристика химико-термических процессов в КЭП

Примечание.  $T_1, T_2, T_3, T_4$  – термические эффекты в интервале температур 25...1000 °С.

Анализ дериватограмм покрытий с включением различных частиц ДФ показал, что процессы, происходящие в КЭП, зависят от природы включений. Термические эффекты наблюдались только у КЭП с содержанием карбида бора. Кривые изменения массы образцов "чистого" электролитического железа и КЭП с включением карбида бора на третьем участке можно разбить еще на две части (рис. 3).

Быстрое изменение массы образца наблюдается в диапазоне температур 600...1000 °С. Первая часть (600...800 °С) соответствует только окислению КЭП, когда масса образца увеличивается за счет окисления покрытия и образования кислородсодержащих соединений. На втором участке (800...1000 °С) происходят термические эффекты, связанные с образованием новых фаз. Значения температур, соответствующие термическим эффектам в КЭП, представлены в таблице.

Перегибы на термограмме, описывающие разницу температур образца и эталона, указывают о возникновении новых фаз и о полиморфных превращениях.

Отмеченные при температуре 800 °С эндотермические эффекты в "чистом" электролитическом железе, вероятно, связаны с полиморфным превращением, фазовым переходом  $\alpha$ -Fe в  $\beta$ -Fe. У КЭП при той же температуре фазовый переход не наблюдался, скачок кривой дериватограммы отсутствовал. Значительное смещение кривых у КЭП при температурах 900...1000 °С, вероятно, обусловлено образованием новых фаз в виде твердых растворов внедрения или замещения на основе углерода и бора.

Сопоставление результатов по изучению спекания порошковых смесей Fe–B–C позволило предположить, что в КЭП образуются бориды и карбиды железа (FeB, Fe<sub>2</sub>B, Fe<sub>23</sub>(C,B)<sub>6</sub>) [10]. Пики температур на термограммах соответствуют фазовым превращениям в системах железо–бор.

Сопоставление пиков температур с диаграммой состояния Fe–B показало, что температуры полиморфных и фазовых превращений в КЭП смещаются в более низкую область. Общее снижение температур можно объяснить энергонасыщенностью и неравновесностью структуры материалов, полученных электролитическими способами [5–8].

В первом приближении можно сказать, что пики температур в области 780...820 °C соответствуют образованию соединений  $\alpha$ -Fe–Fe<sub>2</sub>B и  $\beta$ -Fe–Fe<sub>2</sub>B, наблюдаемые на диаграмме состояния Fe–B при температурах 900...915 °C. В более высоком диапазоне температур (900...1000 °C) возможно протекание процессов образования систем  $\beta$ -Fe–FeB и  $\gamma$ -Fe–Fe<sub>2</sub>B, что отражают пики температур  $T_3$  и  $T_4$  на дериватограммах (см. таблицу). Указанным выше переходам в данной системе, в системе Fe–B соответствуют температуры 1130...1170 °C.

Интересно отметить, что влияние кобальта на процесс борирования железной матрицы КЭП аналогично влиянию никеля на процесс борирования порошковых систем, установленных в работе [10]. Активная же диффузия бора в кристаллическую решетку электролитического железа наблюдается при температурах 500...600 °С, что соответствует аналогичным порошковым системам. Уменьшение температур фазовых переходов в неравновесных материалах подтверждается в работах В. Шатта, М.Л. Бернштейна и других авторов, показавших, что температура плавления поверхности порошков может значительно понижаться [11–14].

При высокотемпературной обработке композиционных электрохимических покрытий происходит поверхностное и объемное взаимодействие материалов наполнителя и матрицы: поверхностное — топохимические реакции, межмолекулярное взаимодействие, поверхностная диффузия; объемное — тепломассоперенос, зарождение и рост новых фаз или химических соединений.

Таким образом, образование соединения между частицами ДФ и матрицей протекает в три последовательные стадии: образование физического контакта между частицей и матрицей; химическое взаимодействие материалов на границе раздела ДФ и матрицы; объемное взаимодействие, сопровождающееся релаксацией упругих сил. Существенным обстоятельством, способствующим этому, является тесная взаимосвязь компонентов покрытия, наличие структурных несовершенств поверхности раздела ДФ и матрицы, что дополнительно подтверждается в исследованиях морфологии КЭП (рис. 4).

Развитие процессов массо- и теплопереноса в материале зависит от продолжительности термического воздействия и активности окружающей среды. В отличие от плазменных покрытий и порошковой наплавки часть энергии КЭП получает в процессе кристаллизации из раствора.

Таким образом, для образования химических связей потребуется значительно меньше энергии, что снизит температурное воздействие на упрочняемую деталь. Вместе с тем термическое воздействие не должно быть продолжительным, так как компоненты КЭП подвергаются воздействию окружающей среды. Частицы ДФ также могут быть покрыты различными соединениями химсорбированной борной кислоты, гидроксидом железа, что может влиять на образование химических связей на границе между частицами и матрицей. Учитывая все обстоятельства, наиболее





Рис. 4. Морфология поверхности раздела Fe-B<sub>4</sub>C (*a*) (×1000) и наблюдение дефектов на границе  $Д\Phi$  и матрицы (б) (×5000)

предпочтительной термической обработкой КЭП будет ТВЧ или лазерная.

### Выводы

Исследования показали возможность формирования связи между компонентами КЭП и образование новых фаз в результате высокотемпературного термического воздействия. Физико-химические процессы в КЭП зависят от природы и дисперсности ДФ. Инертные дисперсные частицы (электрокорунд, двуокись кремния) при нагреве не образуют химических соединений с железом, хотя увеличивают термостабильность КЭП. Высокотемпературное воздействие позволит повысить прочностные свойства КЭП и увеличить надежность восстанавливаемых и упрочняемых деталей машин.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 13–21. 2. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 7. С. 25–30.

3. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Повышение износостойкости деталей машин композиционными электрохимическими покрытиями // Тракторы и сельхозмашины. 2009. № 10. С. 39–42.

4. **Гурьянов Г.В., Кисель Ю.Е.** Антифрикционные и износостойкие электрохимические покрытия. Брянск: БГИТА, 2006. 121 с.

5. Сайфулин Р.С. Неорганические композиционные материалы. М.: Химия, 1983. 304 с.

6. **Гурьянов Г.В.** Электроосаждение износостойких композиций. Кишинев: Штиинца, 1986. 240 с.

7. Бородин И.Н. Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1982. 141 с. 8. Гамбург Ю.Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус-К, 1997. 384 с.

9. Пилоян О.Г., Кудинов И.Б. К вопросу о температуре начала термического эффекта // Термический анализ минералов. М.: Наука, 1987. С. 73–78.

10. **Ворошнин Л.Г.** Борирование промышленных сталей и чугунов: Справочное пособие. Минск: Беларусь, 1981. 205 с.

11. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / Под ред. В. Шатта. М.: Металлургия, 1983. 520 с.

12. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.

13. **Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М.** Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.

14. **Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белащенко В.Е.** Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 215 с.

УДК 669.713

А.Н. Баранов, И.Г. Гамаюнов, А.Н. Юдин (Иркутский государственный технический университет) E-mail: a\_baranow@mail.ru

### Применение композиционных покрытий на основе хрома для уменьшения падения напряжения в подине алюминиевого электролизера<sup>\*</sup>

Предложен способ нанесения композиционных покрытий на основе хрома для защиты токоотводящих катодных стержней алюминиевого электролизера. Приведены результаты скорости коррозии стали Cm3 и покрытий на основе хрома в расплавленном алюминии. Представлены результаты измерений падения напряжения при контакте стали Cm3 и композиционных покрытий с подовым блоком.

**Ключевые слова:** блюмс, падение напряжения, подовый, блок, композиционное покрытие, скорость коррозии, алюминий, хром, углерод, электролизер.

The paper presents chromium-based composition coating to protect the current-leading cathodic rods in the electrolyzer. The results of the corrosion rate of steel Cm3 and the chromium-based coatings in the melted aluminium are shown. The measurements of the voltage drops at the contact of the steel Cm3 and composition coatings with block baked in the hearth are also given.

Keywords: bloom, voltage drop, block baked in the hearth, composition coating, corrosion rate, aluminium, chromium, carbon, electrolyzer.

Срок службы электролизера определяется устойчивостью против разрушения футеровки катодной части и катодного кожуха [1]. Условия обжига и пуска электролизеров могут либо усилить, либо ослабить эти тенденции. Другие причины, в том числе поломки механического оборудования, разрушение анодов, оказывают несравнимо меньшее влияние на срок службы электролизеров [2].

Срок службы промышленных ванн обычно определяется повреждениями, связанными с взаимодействием угольной подины с электролитом и продуктами электролиза, в основном с натрием.

Основные признаки необходимости капитального ремонта подины (загрязнение железом или высокое напряжение электролизера) связаны со структурой углерода и ростом массивных кристаллов фторидов.

Главным фактором в изменении катодного падения напряжения является электрическое контактное

<sup>\*</sup> Работа выполнена при поддержке проекта 2.1.1/6468 аналитической ведомственной целевой программы "Развитие научного потенциала высшей школы" (2009–2010 гг.).



Рис. 1. Первоначальный вид блюмса

Рис. 2. Внешний вид блюмса после взаимодействия с расплавленным алюминием



сопротивление между блюмсом и угольным блоком. Основанием для изменения сопротивления является выделение β-глинозема и застывшего электролита по границе блюмс—блок. Образование внешнего сплава с алюминием толщиной несколько миллиметров на стальном блюмсе и слоя карбида алюминия на границе сталь—уголь может также быть причиной увеличения со временем контактного сопротивления.

Образование сплавов блюмса с жидким алюминием является быстрым и часто разрушительным процессом (рис. 1, 2). Диффузия алюминия в твердой фазе не является внезапным разрушительным процессом, но во время обычной работы ванны будет



Рис. 3. Слой Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> на поверхности блюмса

медленно увеличивать сопротивление внешней части блюмса. Причины этого – хрупкость сплавов Fe–Al, несоответствие друг другу при охлаждении коэффициента термического расширения для блюмса и оболочки, содержащей алюминий.

У блюмса, заделанного подовой массой, уголь часто кажется приклеенным к металлу благодаря образованию тонкого желтого слоя  $Al_4C_3$  между углеродом и сплавом Al–Fe (рис. 3). Этот карбидный слой увеличивает контактное сопротивление стали к углероду. В результате совокупности перечисленных факторов контактное падение напряжения между блюмсом и подовым блоком электролизера со временем увеличивается с 60 до 350 мВ [2].

Установлено, что поступление железа в алюминий от катодного узла при нормальном режиме работы электролизера составляет 70 г/т. При нарушении режима работы электролизера эти соотношения меняются и поступление железа от катодного узла может достигать 2000 г/т [3]. Причиной увеличения поступления железа является коррозия блюмса при контакте с алюминием. В результате сортность производимого алюминия резко снижается и приходится отключать электролизер на капитальный ремонт. Вследствие высокой стоимости капитального ремонта ванны необходимо повысить коррозионную устойчивость элементов подины путем применения новых способов защиты.

### Технологический процесс нанесения покрытия

Поскольку катодный стержень эксплуатируется в очень жестких механических и температурных условиях, то стандартные методы нанесения покрытия неприменимы. Известно, что для получения жаростойких и коррозионно-стойких покрытий применяют молочный хром, покрытия из которого на деталях обладают наименьшей пористостью, а следовательно, максимальной плотностью [4].

Нанесенное покрытие должно включать в себя как можно меньше примесей, которые бы влияли в дальней-

шем на сам процесс электролитического получения алюминия. Кроме того, нанесенное покрытие не должно влиять на проводимость в штыре.

В связи с этим предложен способ, включающий электрохимическое осаждение из электролита на основе хромовой кислоты, содержащей взвесь коллоидных частиц графита с переменной по объему концентрацией. Максимальную концентрацию коллоидных частиц графита создают в пористой среде вокруг обрабатываемого изделия, которое вращается вокруг оси.

Таким образом, в электролите создают переменную по его объему концентрацию кластерных частиц графита. Затем после подачи постоянного напряжения осуществляют равномерное вращение обрабатываемого изделия—катода вокруг своей оси.

Ионы хрома, двигаясь через объем электролита к поверхности обрабатываемого изделия—катода, беспрепятственно проникают через пористую среду и окружают находящиеся в ней кластерные частицы графита. Так как размеры ионов хрома меньше размера частиц углерода, то несколько ионов хрома окружают один кластер графита.

Ионы хрома, имея высокую по отношению к кластерам графита скорость, захватывают их и увлекают к поверхности катода. При этом возникающий в пористой среде электрофоретический эффект интенсифицирует продвижение кластеров графита к обрабатываемому изделию и создает упорядоченное равномерное распределение кластерных частиц вокруг его поверхности.

При вращении изделия происходит интенсивное перемешивание ионов металла покрытия с доставленными к катоду кластерными частицами графита, что обеспечивает высокую концентрацию последних на поверхности изделия, глубокое их проникновение и закрепление на обрабатываемом изделии.

Таким образом, за счет упорядоченной плотной упаковки ионов хрома вокруг кластерных частиц графита на поверхности обрабатываемого изделия формируется композиционное покрытие со структурой, имеющей минимально возможную пористость. По окончании процесса осаждения вращение обрабатываемого изделия прекращают и извлекают его из электролита.

В данном случае процесс хромирования предназначен для получения жаростойких и коррозионно-стойких хромовых покрытий. Это достигается тем, что при последующей эксплуатации находящийся на рабочей поверхности хром продиффундировал при высокой температуре в глубь поверхности железа, из которого изготовлен блюмс, тем самым создав защитный тугоплавкий сплав железо-хром, а введенный в покрытие углерод повысит проводимость блюмса.

### Методика исследования

Стальной катод измеряют штангенциркулем, обезжиривают ацетоном, протравливают в HCl, промывают, сушат и взвешивают на аналитических весах. В ячейку со свинцовыми анодами заливают электролит и собирают схему установки. Компоненты электролита и режимы работы указаны в таблице.

Хромирование начинают с "толчка" тока. Плотность тока при этом в 2–3 раза должна превысить рабочее значение.

Концентрация электролита и режимы осаждения покрытия

2	Концентрация, г/л			Температу-	Катодная	
Электролит	CrO <sub>3</sub>	CaSO <sub>4</sub>	С	pa, °C	плотность тока, А/дм <sup>2</sup>	
<b>№</b> 1	250	20	_	25	25	
Nº 2	250	20	15	25	35	



Рис. 4. Микроструктура стали СтЗ (×450)

Подключают источник постоянного тока и устанавливают плотность тока, равную 35 А/дм<sup>2</sup>. Время электролиза  $\tau$  составляет 0,5...1 ч и должно обеспечивать получение покрытия толщиной приблизительно 10 мкм.

Для визуального изучения и фотографирования микроструктуры полученных покрытий был использован металлографический микроскоп МИМ-8, позволяющий рассмотреть непрозрачные тела в отраженном свете.

На рис. 4 представлена микроструктура стали Ст3. Между зернами металла отчетливо видны границы, способствующие протеканию межкристальной коррозии металла.

При хромировании детали в электролите № 1 на ее поверхности получается плотное покрытие, но при большем увеличении изображения образца наблюдаются незащищенные участки стали (рис. 5, *a*). Таких изъянов не имеет образец с хромовым покрытием с включением графитовых частиц. Данное покрытие получено в результате хромирования детали в электролите № 2, в который добавлены коллоидные частицы углерода в виде графита. Из рис. 5, *б* видно, что даже при значительном увеличении изображения не наблюдаются открытые зоны стали, а видимые



Рис. 5. Микроструктура стали Ст3: a - c хромовым покрытием из электролита № 1;  $\delta - c$  композиционным хромуглеродсодержащим покрытием (×500)

включения графита, входящие в состав электролита, заполнили границы между зернами металла.

### Коррозионные испытания

Практической целью коррозионных испытаний является определение долговечности данного металла или сплава в определенных условиях, определение механизма коррозионного процесса, который может быть кинетическим или диффузионным.

Коррозия железа и его сплавов в расплавленном алюминии основное влияние оказывает на срок службы технологического оборудования, а также влияет на процесс электролиза и на качество выпускаемого алюминия-сырца. В связи с этим проведены коррозионные испытания образцов из стали и хромуглеродных покрытий в расплавленном алюминии.

Исследования по определению скорости коррозии в лабораторных условиях проводили в графитовых стаканчиках высотой 5 см и диаметром 4 см.

В процессе проведения испытаний был реализован непрерывный контроль температуры. Параллельные опыты проводили в следующем порядке: графитовые стаканчики с твердым алюминием марки A85 выдерживали в печи при температуре 700 °С до полного расплавления алюминия. После этого в расплав опускали различные образцы металлов и сплавов и закрывали сверху графитовой крышкой.

Расплав с образцами металлов выдерживали при неизменной температуре в течение 1 ч. По истечении времени образцы удаляли из расплава и охлаждали на воздухе, после чего с их поверхности удаляли застывшую алюминиевую пленку путем выдерживания в 10 %-ном растворе NaOH при температуре 40 °С до полного растворения алюминия. После извлечения образцы промывали в воде, обезжиривали в ацетоне и взвешивали.

Последующие исследования проводили в том же порядке при температурах 700, 800, 900 °С. Для воспроизводимости результатов эксперимента использо-

ванный алюминий удаляли из тигля и загружали новый той же марки.

Согласно ГОСТ 5272–68, 9020–74, 17332–71 и литературным данным процесс коррозии металлических материалов оценивают с учетом следующих количественных показателей [5]:

1. Удельный показатель изменения массы (коррозионные потери единицы поверхности металла в единицу времени):

$$K_m = \frac{\Delta m}{St}, \ r/(M^2 \cdot \Psi), \tag{1}$$

где  $\Delta m$  — убыль массы образца, г;

- S площадь образца, м<sup>2</sup>;
- t время, ч.

2. Используя лишь весовой показатель коррозии, не представляется возможным сравнить

между собой коррозионную стойкость металлов, сталей и сплавов с различной плотностью. Исправить этот недостаток можно, применив показатель глубины коррозии  $K_n$ , т.е. глубину коррозионного разрушения металла в единицу времени, который учитывает плотность материала и выражается уравнением:

$$K_{\rm m} = \frac{K_m}{\rho} 8,76, \, {\rm MM}/{\rm \Gamma},$$
 (2)

где  $\rho$  – плотность материала, г/см<sup>3</sup>.

3. Постановка повторных опытов не всегда дает точно совпадающие результаты из-за ошибки воспроизводимости результатов, поэтому рассчитывается средняя квадратичная ошибка опыта по формуле

$$S_{y} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n} (y_{i} - \overline{y})^{2}}{n-1}}.$$
 (3)



Рис. 6. Скорость коррозии стали Ст3 и покрытий на основе хрома в расплавленном алюминии:

1 – Ст3; 2 – молочный хром; 3 – хромуглеродное покрытие





*1* – X18Н10Т; *2* – Ст3; *3* – хромоуглеродное покрытие; *4* – медь

Результаты проведения лабораторных исследований представлены на рис. 6.

Поскольку хромовое покрытие обладает высоким омическим сопротивлением, в его структуру внедрен мелкодисперсный углерод. Данные опытов показывают (рис. 7), что перепад напряжения при контакте подового блока с хромуглеродным покрытием намного ниже, чем при контакте стали Ст3 с подовым блоком.

### Заключение

Таким образом, исходя из полученных экспериментальных данных, можно сделать вывод, что хромуглеродное покрытие блюмса повышает коррозионную стойкость в сравнении со сталью Ст3 в 2 раза. При этом падение напряжения между блюмсом и подовым блоком при использовании хромуглеродного покрытия уменьшается в 2,5 раза.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Чанг Х., де Нора В., Секхар Дж.А. Материалы, используемые в производстве алюминия методом Эру–Холла: пер. с англ. П. Полякова. Красноярск: Изд-во Краснояр. гос. ун-т, 1998. С. 153.

2. Grjotheim K., Krohn C., Malinovsky M. et al. Aluminium electrolysis fundamentals of the hall-heroul process // Dusseldorf: Aluminium-Verlag, 1982. C. 112.

3. Сенин В.Н., Лещинский Р.Г., Максимов А.А. Исследование несырьевых источников поступления железа в электролизеры с верхним токоподводом // Цветные металлы. 1981. № 11. С. 4.

4. **Суздалев И.П.** Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: Ком-Книга, 2006. 592 с.

5. Баранов А.Н., Михайлов А.Н. Защита металлов от коррозии: учеб. пособие. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2004. С. 157.





## ОБРАЕОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.9.047

Г.А. Сухочев, О.Н. Кириллов, Д.М. Небольсин, Е.Г. Смольянникова (Воронежский государственный технический университет), А.М. Кадырметов (Воронежская государственная лесотехническая академия) E-mail: suhotchev@mail.ru

# Технологическое обеспечение качества нанесения защитных покрытий комбинированной обработкой

Проведен анализ возможности технологического обеспечения качества нанесения покрытий, в частности за счет применения комбинированных процессов для подготовки труднодоступной внутренней поверхности детали. Предложены пути и разработаны методы и средства технологического обеспечения требуемых эксплуатационных показателей рабочих поверхностей и покрытий для целого ряда ответственных деталей добывающей и транспортной техники.

**Ключевые слова:** комбинированная обработка, электрод-щетка, электролит, микрошарики, микрогранулы, анодное растворение, газожидкостная среда, термомеханическая обработка.

The analysis of an opportunity technological maintenance of quality of drawing of coverings, in particular due to application of the combined processes for preparation of a remote internal surface of a detail is lead. Ways have been as a result offered and means of technological maintenance of demanded operational parameters of working surfaces and coverings methods are developed for a lot of responsible details of extracting and transport technics.

**Keywords:** combined treatment, electrode-brush, electrolyte, microballs, microgranules, anode dissolvation, gas-fluid medium, thermo-mechanical treatment.

Технологическое обеспечение качества нанесения защитных покрытий на труднодоступные рабочие поверхности нагруженных деталей больших габаритов имеет выделяющиеся из множества научно-инженерных задач три существенных проблемы:

 направленное формирование микрорельефа поверхности под покрытие с использованием комбинированных воздействий различного рода на исходный материал [1];

использование методики оптимальной динамизации режимов, в частности, с помощью модуляции электрических параметров при нанесении покрытия [2];

 применение методов термомеханического или комбинированного электрохимико-механического последующего упрочнения покрытия [1, 3].

Для эффективности процессов получения большинства покрытий, в том числе методом газотермического напыления и ионно-фазного осаждения, важное значение имеет структура и свойства микрорельефа поверхностного слоя основного материала в исходном состоянии. Основная цель, которая преследуется в настоящее время при подготовке для нанесения покрытия: придание поверхности заданной шероховатости путем рифления, для чего существуют различные методы и средства. Актуальность задачи возрастает при увеличении длины деталей нежесткой конструкции до 20 диаметров и более (рис. 1).

При подготовке в виде нарезания резьбы на токарном станке рекомендуемые параметры обработки: угол при вершине профиля токарного инструмента 60...70°; угол резания 80°; подача 0,7...0,9 мм/об; глубина резания 0,2...0,5 мм. Для получения более разви-



Рис. 1. Типовые детали длинномерного подземного нефтегазового оборудования

того (трещиноватого) профиля резьбы вершина резца устанавливается ниже оси центров станка на величину 2...4 мм. Такую подготовку можно рекомендовать для различных методов термического напыления, при условии последующего сглаживания вершин резьбы в результате механической или комбинированной обработки.

Однако подготовка в виде нарезания резьбы обладает недостатком, заключающимся в том, что вершины могут легко обгорать, а образующийся при этом слой окислов оказывает определяющее воздействие на снижение адгезии напыляемого материала с основой. Для плазменного напыления подготовка в виде нарезания резьбы может использоваться в ограниченном объеме, особенно для неответственных поверхностей стабильного профиля. Габариты токарных станков также ограничивают технологические возможности способа.

Черновое шлифование абразивным инструментом проводится на режимах обдирочного шлифования. Такая подготовка вполне может использоваться также для плазменного напыления, в том числе на прерывистые поверхности; недостаток проявляется в том, что шлифовальная пыль остается в порах и тем самым оказывает решающее влияние на сцепление напыленных покрытий с основой. Однако для подготовки цилиндрических поверхностей длинномерных деталей для термического напыления, электродуговой металлизации или ионно-фазного осаждения этот метод нереален ввиду отсутствия станков для получения гарантированной инженерии обработанной поверхности.

Как показывают предварительные исследования [4], здесь целесообразно использовать комбинированную зачистку металлическими непрофилированными щетками (рис. 2), приводимыми в действие полностью автономными навесными головками, движущимися по поверхности или расположенными периодически по длине детали с небольшим продольным перемещением. Электролит не позволяет оставаться металлической пыли в порах материала, да и сама обработка становится более равномерной. Для получения поверхности с заданными технологическими параметрами и предотвращения большого из-



Рис. 2. Электрод-щетка

носа непрофилированного проволочного инструмента необходимо достаточное количество рабочей жидкости в зоне обработки в течение всего процесса удаления металла с заготовки.

Существуют различные схемы ее подачи, например через центр инструмента. Такой способ весьма эффективен, но для его осуществления необходимо усложнять конструкцию инструмента, что не всегда технически осуществимо. В данной работе применяли распространенный способ подачи рабочей жидкости поливом. Однако во время вращения щетки, состоящей из большого числа проволок, создается вихревой эффект, в результате которого происходит распыливание электролита, и в зону обработки он, в большей части, не поступает.

С целью выявления наиболее эффективной схемы подвода рабочей жидкости в зону обработки были проведены исследования, в которых рабочая жидкость подавалась непосредственно в место контакта инструмента с заготовкой, сверху, по ходу и против вращения электрода-щетки [4]. Во всех случаях большая часть рабочей жидкости превращалась в брызги и водяную пыль. Наиболее эффективным оказалась схема подачи электролита в направлении, перпендикулярном оси вращения инструмента на участок, предшествующий зоне обработки.

На рис. 3 схематично представлено попадание рабочей жидкости из сопла I в межэлектродный промежуток (точка C) с заготовкой 3 при ее подаче в направлении, противоположном вращению электрода-щетки 2. На участке ABC, куда входит зона обработки, между проволоками находится часть подаваемой не распыленной рабочей жидкости в количестве, достаточном для проведения высококачественной производительной обработки. Максимальное насыщение электролитом щетки наблюдается в точке B.

За счет комбинированного эрозионного и механического воздействия на поверхность заготовки в соче-





тании с ее анодным растворением удается получить изделие с заданным качеством поверхности при высокой производительности. Для получения разнона-правленной шероховатости и равнораспределенного микрорельефа положение оси щетки относительно оси детали периодически меняется на  $\pm 5^{\circ}$  при продольных возвратно-поступательных перемещениях электрода-инструмента.

При зачистке чугунных деталей с многочисленными окнами и отверстиями применяли цилиндрическую щетку (см. рис. 2) диаметром 165 мм и длиной 400 мм, изготовленную из легированной проволоки 08Х14ГНТ диаметром 0,45 мм. В качестве рабочей жидкости использовали смазочно-охлаждающую жидкость: 97 % технической воды, являющейся слабым проводником, с добавлением 2,5 % Укринола и 0,5 % Аквола-6. Для подачи рабочей среды использовали электрическую полку П-180. Частота вращения электрода-щетки составляла до 2240 мин<sup>-1</sup>, напряжение – 6...12 В. Время обработки прерывистой поверхности с заусенцами около 1,5 мм составляет 20 с до их полного удаления и скругления острых кромок. При большей величине заусенцев время обработки возрастает. Шероховатость поверхности после черновой зачистки составила Rz = 40 мкм. Таким инструментом успешно удаляют заусенцы, скругляют острые кромки на литых, штампованных, сварных заготовках и сортовом прокате.

Струйную обработку дробью из отбеленного чугуна или минеральным абразивным зерном следует рекомендовать при применении материалов с сильной термической усадкой, а также в тех случаях, когда необходимо получать покрытия сравнительно большой толщины на деталях большой жесткости, например восстановление деталей машин, не работающих по знакопеременными нагрузкам, методом электродугового напыления или последующее нанесение износостойких покрытий методом плазменного напыления.

Для нанесения любого покрытия на внутренние (рис. 4), особенно глубокие, отверстия (рис. 5) струйная обработка мелкими гранулами сферической формы является самым лучшим видом подготовки (при условии правильного выбора материала, ганулометрического состава и режимов для струйной обработки микрошариками [1]).

При этом после струйной обработки поверхностей достигается более высокая прочность сцепления покрытия с основой, чем при других видах подготовки деталей. Для струйной обработки давно применяют микрогранулы размером фракции порядка 50...150 мкм. Такие токопроводящие микрошарики округлой формы для струйной комбинированной обработки почти полностью свободны от вредных оки-



Рис. 4. Типовые детали с внутренними прерывистыми поверхностями

сей, а поверхность обрабатываемой детали оказывается равномерно шероховатой (в пределах 1,2...1,8 мкм), причем не требуется дополнительной абразивной обработки после нанесения покрытия. Это становится возможным за счет того, что струйная обработка производится с использованием микропорошка стабильного гранулометрического состава. Материал для получения порошка распыляется в расплавленном состоянии, и поэтому его зерна имеют форму, приближенную к сферической [4].

На основании анализа выдвинутых предположений была предложена методология создания регулярного микрорельефа поверхности до нанесения покрытия и последующего уплотнения его с помощью комбинированной струйной обработки с наложением тока низкого напряжения [4]. Обработку образцов для исследования формирования поверхности в газожидкостной токопроводящей среде до и после осаждения покрытия проводили на установках эжектор-



Рис. 5. Деталь с протяженной внутренней поверхностью



Рис. 6. Имитатор для проведения эксперимента по струйной комбинированной обработке плоских образцов на внутренней поверхности

ного типа с использованием имитаторов (рис. 6) по схеме и при соблюдении режимов, описанных в работе [4].

Для имитатора использовали стандартные плоские образцы из различных материалов [1], которые слу-



Рис. 7. Этапы формирования поверхности микрошариками и анодным растворением:

1 – заготовка; 2 – гранулы; 3 – капельная фракция газожидкостной струи; 4 – вектор направления движения потока микрогранул; 5 – жидкостная пленка на обрабатываемой поверхности; 6 – участки ускоренного анодного растворения микровыступов жили потом для измерения физико-механических параметров поверхностного слоя после обработки, остаточных напряжений, прочности покрытия и т.д. Газожидкостная слабопроводящая среда состояла из воздуха и распыленной до капельной фракции технической воды, являющейся слабым проводником (напряжение 2...10 В).

Внутренние рабочие поверхности, особенно длинномерных деталей, имеющие в большинстве случаев различные пазы и полости, недопустимые уступы, трещины и погрешности формы, соизмеримые с процентами по отношению к номинальным размерам, которые в случаях гидродинамического, абразивного трения, знакопеременных нагрузок в водородосодержащих средах резко снижают работоспособность дорогостоящего в изготовлении и эксплуатации оборудования.

Формирование благоприятного для различного рода триботехнических свойств поверхностного слоя проходит в несколько этапов. Во-первых, на исходную дефектную поверхность (рис. 7, *a*) под углом к ней около 30° подавали микрогранулы более крупной фракции (150...200 мкм), которые за счет деформационного сдвига перераспределяли выступы и впадины и залечивали микродефекты (рис. 7,  $\delta$ ).

Наличие жидкостной токопроводящей среды препятствовало перегреву мест соударений гранул с поверхностью и образованию остаточных напряжений растяжения, а также ускоряло процесс за счет явления анодного растворения материала. Затем подавали более мелкую фракцию микрошариков (до 50 мкм), которая окончательно выравнивала микроповерхность (рис. 7, e).

Выравнивание микрогеометрии значительно зависит от скорости анодного растворения в месте микровыступа, которая в момент контакта шарика с деталью резко увеличивается из-за повышения удельной проводимости в месте соударения до 3 раз и составляет не более 50 с на участок пятна распыла. Механизм комбинированного анодного и механического удаления неровностей более подробно рассмотрен в [6].

При определенной обработке под покрытия создают сглаженный и активированный микрорельеф без концентраторов микротрещин и микровыступов, а микрошарики после нанесения покрытия формируют стабильную, благоприятную для эксплуатации покрытия шероховатость, не создавая напряженного состояния при повышенной твердости. Традиционно это обеспечивалось алмазным выглаживанием, что в данных случаях неприемлемо. В ряде случаев после комбинированной обработки и создания пассивирующей пленки дополнительных покрытий не требовалось.

Для выполнения исследований по термомеханическому упрочнению напыленных покрытий на сплошных наружных поверхностях разработано специальное приспособление, крепящееся к суппорту токарного станка (рис. 8).

Термомеханическому упрочнению подвергали покрытия, напыленные на установке, предназначенной для нанесения металлических и тугоплавких покрытий. На этой же установке производили оплавление нанесенного покрытия. В исследованиях процесс оплавления происходил следующим образом. В электрическую схему "плазматрон – балластное сопротивление - источник питания" было подключено реле времени, которое позволяло кратковременно производить нагрев покрытия до температуры оплавления. После отключения реле времени нагрев покрытия уменьшался и через 5...9 с прекращался. При режиме нагрева покрытие полностью оплавлялось, а сама деталь нагревалась не выше 250 °С. В качестве упрочняемого материала был выбран самофлюсующийся порошок ПГСР-4 фракцией 40...80 мкм.

Для обкатанных покрытий характерно увеличение длительности инкубационного периода зарождения трещин и числа циклов до появления трещин на поверхности. Повышение трещиностойкости покрытий определяет увеличение циклической прочности и долговечности изделия с покрытием. Упрочняющая термомеханическая обработка покрытия ПГСР-4 способствует повышению числа циклов до разрушения с 9000 до 12000. Подобный эффект можно объяснить тем, что при упрочняющей обработке покрытия происходит снятие внутренних остаточных напряжений растяжения и "залечивание" дефектов покрытия, что позволяет увеличить сопротивление усталости у обкатанных покрытий из материала ПГСР-4 в 1,2–1,3 раза.

При триботехнических испытаниях на машине трения СМЦ-2 материалом контробразца служила сталь 45 в термообработанном состоянии до твердости 58 HRC<sub>3</sub>. Результаты исследований показали, что износостойкость образцов с покрытием из материала ПГСР-4, подвергнутых термомеханическому упрочнению, в 2,8 раза превышает износостойкость стали 45, закаленной до твердости 58 HRC. С повышением удельной нагрузки износостойкость упрочненных покрытий увеличивалась. Аналогичная зависимость износостойкости образцов наблюдалась при увеличении скорости скольжения.

Установлено, что поверхности трения сравниваемых образцов значительно отличаются друг от друга: закаленные образцы имеют более глубокие следы износа и большие области со следами разрушения поверхностного слоя. Характер и интенсивность износа стали 45 в основном определяются схватыванием, т.е. происходит интенсивное удаление металла с обеих



Рис. 8. Схема термомеханического упрочнения покрытия: 1 -обрабатываемая деталь; 2 -обкатывающий ролик; 3 -державка; 4 -плазматрон; P -усилие обкатывания; S -подача обкатывающего ролика;  $\omega$ ,  $\omega_1 -$ угловые скорости детали и ролика

поверхностей трения. Износ образцов с покрытиями носит другой характер и является результатом усталостных разрушений при трении и износе, так как они имеют менее глубокие следы износа и отсутствуют вырывы и налипание частиц металла.

Таким образом, прочностные свойства воздушно-плазменных покрытий повышаются при обкатывании роликовым инструментом за счет снижения макродефектности и формирования оптимального напряженного состояния. Термомеханическое упрочнение напыленного покрытия позволяет обеспечивать повышенную стойкость и работоспособность покрытий при циклическом знакопеременном нагружении, а также в условиях граничного трения со смазкой.

В результате комплекса исследований были найдены пути и разработаны методы и средства технологического обеспечения требуемых эксплуатационных показателей рабочих поверхностей и покрытий для целого ряда ответственных деталей добывающей и транспортной техники.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. М.: Машиностроение, 2004. 287 с.

2. Кадырметов А.М., Сухочев Г.А. Особенности процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий при модуляции электрических параметров // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 4 (52). С. 17–22.

3. Сухочев Г.А., Кадырметов А.М., Яковлев К.А. Поверхностное упрочнение защитных покрытий нагруженных деталей // Нетрадиционные технологии в машиностроении и

приборостроении: межвузов. сб. науч. тр. Воронеж: ВГТУ, 1998. С. 80-85.

4. Сухочев Г.А. и др. Вопросы технологии комбинированной обработки поверхностей длинномерных деталей под покрытия // Технологические методы повышения качества продукции в машиностроении: сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф. Воронеж: ВГТУ, 2010. С. 161–165.

5. Технологии производительного формирования комбинированными методами поверхностей полостей и кана-

УДК 621.9.047

лов под нанесение защитных покрытий / Г.А. Сухочев, Е.Г. Смольянникова, С.Н. Коденцев, Д.М. Небольсин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 11 (59). С. 49–54.

6. **Гореликов В.Н., Коденцев С.Н., Сухочева Е.Г.** Упрочнение винтовых поверхностей фасонных деталей комбинированной обработкой // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 4. С. 38–42.

### М.М. Матлин, Н.Г. Дудкина, А.Н. Болдов

(Волгоградский государственный технический университет) E-mail: detmash@vstu.ru

### Особенности пластического деформирования стальных деталей, упрочненных комбинированной обработкой ЭМО+ППД

Исследовано влияние комбинированного поверхностного упрочнения (электромеханическая обработка и поверхностное пластическое деформирование) на процессы макро- и микродеформации стали 45. Приведены результаты испытаний на статическое растяжение и рассмотрены характерные особенности микронеоднородной деформации поверхностно упрочненных образцов в зависимости от структурно-неоднородного состояния поверхностного слоя.

**Ключевые слова:** комбинированное упрочнение, электромеханическая обработка, поверхностное пластическое деформирование, статическая прочность, диаграмма растяжения, поверхностный слой, деталь, структура, микротвердость, белый слой, микронеоднородная деформация.

The effect combined surface hardening of electromechanical treatment and surface plastic deformation on the macro- and microdeformation of steel 45is studied. Results of tests on static stretching is received and microinhomogeneous deformation of heterogeneous of the surface layer is considered.

**Keywords:** combined hardening, electromechanical treatment, surface plastic deformation, static strength, diagram stretching, surface layer, component, structure, microhardness, white layer, microinhomogeneous deformation.

Количественная оценка механических свойств поверхностно упрочненных деталей при растяжении-сжатии представляет особый интерес для инженерной практики. Состояние упрочненного поверхностного слоя после комбинированного воздействия электромеханической обработки и поверхностного пластического деформирования (ЭМО+ППД) определяет закономерности пластического деформирования и разрушения упрочненного материала как при статических, так и при циклических нагрузках [1, 2]. В работе рассмотрено влияние полученной на поверхности стальных деталей регулярной структуры после ЭМО+ППД на характер пластического деформирования при статическом растяжении.

В качестве материала для исследования использовали сталь 45. Образцы подвергали ЭМО по режимам: плотность тока  $j = 400 \text{ A/mm}^2$ ; напряжение U = 4...5 В; усилие на инструмент P = 300 H; скорость обработки v = 0,05 м/с; подача инструмента, мм/об: S = 0.8; 1,0; 1,25; 2,0; 3,0. Параметры финишной обработки ППД:

рабочая нагрузка на инструмент P = 1,0 кH; подача S = 0,25 мм/об; скорость вращения шпинделя 100 мм/об; число проходов n = 1.

В результате такого воздействия на поверхности формировался специфический упрочненный слой (белый слой) толщиной 0,15...0,2 мм и твердостью  $H_{\mu} = 8,0...8,5$  ГПа. При изменении подачи упрочняющего инструмента в диапазоне S = 0,8...3,0 мм/об формировались регулярные спиралеобразные треки упрочненного (белого) слоя с различной топографией на поверхности образцов. Степень перекрытия треков белого слоя оценивали коэффициентом перекрытия

$$\alpha = \delta/a$$
,

где  $\delta$  — размер участка перекрытия треков (в случае отсутствия перекрытия треков на поверхности образца  $\delta$  принимает отрицательное значение);

a – ширина треков упрочненного металла, a = 0,6...0,8 мм.

Получены соответствующие коэффициенты перекрытия регулярной структурой  $\alpha = -2,75; -1,5;$ -0,56; -0,25; 0.

Металлографический анализ показал, что в результате ЭМО с различной подачей инструмента на поверхности материала формируется структура, которая наследуется финишной операцией ППД (рис. 1). Структура упрочненного слоя представляет собой мартенсит, не имеющий характерного кристаллического строения и обладающий пониженной химической активностью в сравнении с основным металлом [1, 3]. Анализ переходной зоны между упрочненным слоем и исходным материалом свидетельствует о формировании отчетливой границы (при этом "резкость закалки" на белый слой ограничивается пределами одного зерна), что по-



Рис. 1. Микротвердость *H*<sub>µ</sub> (*a*) и структура (*б*) упрочненного слоя вдоль оси образца *l* на поверхности нормализованной стали 45 после ЭМО+ППД: *1* – ЭМО+ППД; *2* – ЭМО

зволяет получать на поверхности различные регулярные структуры.

Для изучения закономерностей изменения свойств и структуры металла на поверхности образца была использована структурно-чувствительная механическая характеристика – микротвердость. На рис. 1 показан график изменения микротвердости по Виккерсу (при нагрузке на индентор F = 1 H) вдоль образующей на поверхности цилиндрического образца, упрочненного ЭМО+ППД, при подаче упрочняющего инструмента S = 1,25 мм/об ( $\alpha = -0,56$ ).

Исследование поверхностного слоя показало, что проведение финишного ППД не изменило значения поверхностной твердости (рис. 1, кривая *I*). Следовательно, характерные особенности распределения микротвердости в поверхностности образцов после ЭМО [4] "наследуются" комбинированной обработкой. Однако следует отметить, что с увеличением подачи происходит некоторое повышение микротвердости упрочненного слоя в исходном материале.

Для оценки влияния комбинированного упрочнения на механические характеристики нормализованной стали 45 были проведены статические испытания на растяжение цилиндрических образцов длиной 100 мм, диаметром 10 мм (ГОСТ 1497–84). Образцы в исходном состоянии, а также обработанные ЭМО+ППД, подвергали осевому растяжению на машине УМЭ-10 ТМ.

Установлено (рис. 2, кривая *I*), что в исходном состоянии сталь 45 деформируется с достаточно большой площадкой текучести, достигающей  $\varepsilon_{\tau} = 0.75 \%$ , что позволяет надежно определить физический предел текучести  $\sigma_{\tau}$ , равный 370 МПа. Наличие на поверхности образца белого слоя после ЭМО изменяет сопротивление металла деформированию (рис. 2, кривая 3), отражаясь на значениях предела текучести и длине площадки текучести. Так протяженность площадки текучести уменьшается более чем в три раза, при этом предел текучести повышается на 18 % [1]. Последующее ППД существенно отражается на диаграмме растяжения (рис. 2, кривая 4).

Установлено, что площадка текучести исчезает, начальный участок диаграммы получает значительное искривление (диаграмма приобретает вид предварительно наклепанных образцов) (рис. 2, кривая 2), резко увеличивается условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  на уровне относительной деформации  $\varepsilon = 0,2$  %. Все это



Рис. 2. Начальные участки диаграмм растяжения стали 45 после поверхностного упрочнения:

1 — исходный материал; 2 — ППД; 3 — ЭМО; 4 — ЭМО+ППД



Рис. 3. Начальные участки диаграмм деформирования образцов из стали 45, упрочненных ЭМО+ППД с различной подачей инструмента, мм/об:

 $1 - S = 3,0, \ \alpha = -2,75; \ 2 - S = 2,0, \ \alpha = -1,5; \ 3 - S = 1,25, \ \alpha = -0,56; \ 4 - S = 1,0, \ \alpha = -0,25; \ 5 - S = 0,8, \ \alpha = 0$ 

указывает на наличие нового механизма деформирования материала и свидетельствует об интенсификации неупругих процессов, происходящих в металле под нагрузкой.

На рис. 3 показаны начальные участки кривых деформирования для образцов, упрочненных ЭМО+ +ППД, с различной топографией треков белого слоя на поверхности. С увеличением расстояния между треками белого слоя и прослоек исходного материала на поверхности значительно изменяются характеристики прочности. При расположении треков встык S = 0,8 мм/об (рис. 3, кривая 5) условный предел текучести равен  $\sigma_{0,2} = 420$  МПа, что незначительно меньше, чем при ЭМО [1]. С увеличением расстояния между треками увеличивается условный предел текучести, достигая максимального значения при S == 3,0 мм/об,  $\sigma_{0,2} = 630$  МПа (рис. 3, кривая *1*) в исследованном диапазоне.

Для выяснения картины формирования прочностных и пластических характеристик стали, подвергнутой комбинированной обработке (ЭМО+ППД), было проведено детальное изучение распределения неоднородности деформации по микрообластям в процессе пластической макродеформации.

На поверхности образца вдоль образующей на приборе ПМТ-3 уколами алмазной пирамиды при нагрузке на индентор 0,05 Н наносили ряд реперных точек. Измерение деформаций осуществляли на базе 20 мкм. Длина реперной линии включала не менее 200 микроучастков. Участок образца с реперными точками фотографировали до и после деформации. Деформация потяга составляла 3,4 %. Измерение расстояний между реперными точками до и после деформации осуществляли по негативам на инструментальном микроскопе БМИ-1.

Уровень микронеоднородности деформаций определяли параметром η — относительным коэффициентом локальной неоднородности деформаций. Для каждого из участков η находили из отношения

$$\eta = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_{\rm cp}},\tag{1}$$

где  $\varepsilon_i$  – деформация *i*-го участка;

 $\epsilon_{\rm cp}$ — относительная средняя деформация образца на данном потяге.

Для количественной оценки уровня микронеоднородности деформации в целом использовали среднее квадратичное отклонение

$$\sigma_{\rm ck} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{n} (\varepsilon_i - \varepsilon_{\rm cp})^2}{n-1}},$$
(2)

где *n* – общее число исследованных микроучастков.

Для оценки степени микронеоднородной деформации, приходящейся на единицу деформации, находили коэффициент вариации

$$K = \frac{\sigma_{cK}}{\varepsilon_{cp}}.$$
 (3)

На рис. 4 представлены графики распределения относительной локальной неоднородности, характеризующие развитие пластической деформации в микрообластях поверхностно упрочненных образцов. Выход сдвиговой деформации в процессе растяжения упрочненного ЭМО+ ППД образца осуществляется в основном через "мягкие" прослойки исходного металла (как составляющую с более высокими пластическими свойствами), упрочненный белый слой препятствует выходу пластических деформаций на поверхность.

Приведенные результаты свидетельствуют о том, что характер протекания деформации по микрообластям упрочненной ЭМО+ППД стали 45 с полученной на поверхности образцов регулярной структурой в виде треков белого слоя существенно отличается от распределения микродеформаций таких же образцов после ЭМО [5]. Это различие проявляется прежде всего в резком изменении механизма сдвигообразования и интенсивности микродеформаций как в белом слое, так и в "мягких" прослойках. Так, при S == 1,0 мм/об (рис. 4, *a*, *б*) интенсивность микродеформаций в "мягких" прослойках достигает значений  $\eta =$ 



Рис. 4. Распределение относительной локальной микронеоднородности деформаций (a, b, d) и структура (b, c, e) стали 45, упрочненной ЭМО+ППД с различной подачей инструмента, мм/об:

*a*,  $\delta - S = 1,0$ ,  $\alpha = -0,25$ ; *e*, e - S = 1,25,  $\alpha = -0,56$ ;  $\partial$ , e - S = 2,0,  $\alpha = -1,5$ 

= 20,0...25,0, в то время как локальная неоднородность в белом слое  $\eta = -1,5...-4,8$ , т.е. при растяжении образца на упрочненных участках наблюдается явление сжатия, а интенсивность пластического течения приходится на "мягкие" прослойки.

Уровень локальных всплесков микродеформаций увеличивается в 4–5 раз по всем структурным составляющим поверхности в сравнении с традиционной ЭМО. Подобные результаты наблюдаются и при подаче упрочняющего инструмента S = 1,25 мм/об (рис. 4, *в*, *г*). Однако следует отметить некоторое снижение уровня локальных всплесков как в "мягких" прослойках  $\eta = 10,0...15,0$ , так и в упрочненных –  $\eta = -1,5...-4,0$ . Такой специфический характер деформирования объясняется сложным и неравномерным распределением остаточных напряжений по микрообъемам упрочненного образца в результате каждой из обработок, входящих в комбинированное упрочнение (ЭМО+ППД).

С увеличением подачи S = 2,0 мм/об (рис. 4,  $\partial$ , e), т.е. с увеличением доли "мягкой" прослойки, наблюдается уменьшение уровня локальных всплесков микродеформаций в неупрочненном металле  $\eta =$ = 3,0...2,5, а локальная неоднородность в белом слое принимает значение  $\eta = 0,4...0,5$ .

Для количественной оценки уровня нестабильности протекания микропластических деформаций в упрочненных ЭМО+ППД образцах рассчитывали ко-



эффициент вариации *К*. На рис. 5 представлены результаты расчета коэффициента вариации (кривая 2) для образцов с различной топографией белого слоя на поверхности. Как видно из графика, по мере сближения треков уровень неоднородности микропластического течения деформируемых образцов возрастает, что качественно сопоставимо с расчетом образцов после ЭМО [5].

Полученные результаты исследования микронеоднородной деформации согласуются с результатами испытаний стальных образцов на растяжение. На рис. 5 представлены зависимости условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  после ЭМО+ППД и значение предела текучести  $\sigma_{\tau}$  после ЭМО от коэффициента перекрытия  $\alpha$ . Анализ зависимостей показывает, что при подачах S = 2,0; 3,0 мм/об характеристики прочности образцов после ЭМО+ППД в 1,5 раза выше, чем после традиционной ЭМО.

Условный предел текучести поверхностно упрочненных образцов увеличивается с уменьшением уров-



Рис. 5. Зависимость условного предела текучести  $\sigma_{0,2}(I)$ , коэффициента вариации *К* (2) после ЭМО+ППД; предела текучести  $\sigma_{\rm T}(3)$  после ЭМО образцов из стали 45 от коэффициента перекрытия  $\alpha$ 

ня микродеформаций. Это объясняется тем, что ППД вызывает перераспределение остаточных напряжений в поверхностном слое, сформированном предварительной ЭМО, причем регулярная структура после ЭМО оказывает наследственное влияние на неоднородность деформации и неравномерность распределения напряжений. Результирующее напряженное состояние определяется остаточными и растягивающими напряжениями.

Таким образом, чрезвычайно сложная картина напряженного состояния в поверхности, возникающая в процессе растяжения, определяет специфику пластической деформации деталей с различной топографией упрочненного слоя ЭМО+ППД и требует особого исследования.

#### Выводы

1. Обработка комбинированным методом ЭМО+ППД приводит к существенному изменению механизмов макро- и микродеформирования стальных деталей в условии статического растяжения.

2. Финишная операция ППД позволяет повысить прочностные свойства деталей в 1,5 раза, наследуя при этом структуру и специфические свойства упрочненного слоя, сформированного предварительной ЭМО.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багмутов В.П. и др. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.

2. Гурьев А.В., Дудкина Н.Г., Федоров А.В. Влияние электромеханического упрочнения на механические свойства углеродистой стали // Физико-химическая механика материалов. 1990. № 3. С. 26–30.

3. Аскинази Б.М. Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. Л.: Машиностроение, 1989. 196 с.

4. Дудкина Н.Г., Захаров И.Н. Исследование микротвердости поверхностного слоя углеродистых сталей после электромеханической обработки // Металлы. 2004. № 4. С. 64–70.

5. Дудкина Н.Г., Захаров И.Н. О закономерностях микронеоднородной деформации поверхностного слоя образцов углеродистых сталей после электромеханического упрочнения // Металлы. 2005. № 5. С. 85–93.

ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.

>0000000000<

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А.

Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.

Сдано в набор 03.06.10 г. Подписано в печать 04.08.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,36. Заказ 564. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".

Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15