

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 7 (55)  
July  
2009

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

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

**Chair of Editorial Council**

Dr of Eng. Sci., The honoured  
worker of a science and  
technics of the RF  
V.F. BEZYAZHCHNYI

**Editorial Assistants:**

I.N. ZHESTKOVA  
Dr of Phys. Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**

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

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
S.N. GRIGORIEV  
V.Yu. ZAMYATIN  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
F.I. PANTELEENKO  
Yu.V. PANFILOV  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

E.P. ZEMSKOVA  
S.V. SIDOROVA  
T.V. PARAYSKAYA

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

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

## CONTENTS



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Bezyazychny V.F., Sutyagin A.N.** Wear resistance technological assurance based on part surface layer cumulated energy to be formed the machining . . . . . 3
- Kirichek A.V., Afonin A.N.** Rolling of threads an oil assortment . . . . . 7



### THERMAL PROCESSING

- Kovtunov A.I., Chermashentceva T.V., Semistenov D.A.** Technology of formation of wearproof coverings . . . . . 12
- Poklad V.A., Orlov M.R., Orlov E.M.** Research of deformation of single crystal nickel base superalloy in the process of removal of crystallization pores by the method of the hot isostatic pressing . . . . . 14
- Smyslov A.M., Bybin A.A., Sedov V.V., Nevyantseva R.R.** Basic approaches to development of repair technology for turbofan blades with protective coatings of gas pumping facilities after prolonged operation . . . . . 20



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Kisel J.E., Gurjanov G.V.** Structure and mechanical properies of electrochemical alloys on an iron bases . . . . . 25



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Zhuravlyova L.A., Kolodyazhnyy P.V.** The technology of forming of zinc coverage on details from carbon staley in the conditions of oscillation treatment . . . . . 30
- Roslyakov I.N., Kolmykov V.I., Roslyakova L.I.** Intensification role of oxygen in carbonization of steel with use carbonic-and-carbonate binding coverings . . . . . 36
- Sayfullin R.N., Natalenko V.S.** Contact strength of coatings received by electrocontact welding . . . . . 39



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Kireyev R.M.** Obtaining intermetallic coatings of systems Al-Ti by condensation of plasma flows generated by a vacuum arc . . . . . 45

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

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 7 (55)

ИЮЛЬ

2009

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного  
совета**

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

**Заместители главного  
редактора:**

И.Н. ЖЕСТКОВА

д-р физ.-мат. наук  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя  
редакционного совета:**

д-р техн. наук  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д-р техн. наук  
А.В. КИРИЧЕК

д-р техн. наук  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ

А.П. БАБИЧЕВ

В.П. БАЛКОВ

С.Н. ГРИГОРЬЕВ

В.Ю. ЗАМЯТИН

В.А. ЗЕМСКОВ

С.А. КЛИМЕНКО

В.А. ЛАШКО

В.А. ЛЕБЕДЕВ

В.В. ЛЮБИМОВ

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО

Ю.В. ПАНФИЛОВ

Х.М. РАХИМЯНОВ

Б.П. САУШКИН

В.П. СМОЛЕНЦЕВ

А.М. СМЫСЛОВ

Г.А. СУХОЧЕВ

В.П. ТАБАКОВ

В.А. ШУЛОВ

М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**

Е.П. ЗЕМСКОВА

С.В. СИДОРОВА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,  
которую можно оформить в любом  
почтовом отделении (индексы  
по каталогам: "Роспечать" 85159,  
"Пресса России" 39269, "Почта России"  
60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

**Безъязычный В.Ф., Сутягин А.Н.** Технологическое обеспечение износостойкости деталей машин на основе изучения накопленной энергии в поверхностном слое детали при деформационном упрочнении при обработке . . . 3

**Киричек А.В., Афонин А.Н.** Накатывание резьб нефтяного сортамента . . . . . 7



### ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

**Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Семистенов Д.А.** Технология формирования износостойких покрытий . . . . . 12

**Поклад В.А., Орлов М.Р., Орлов Е.М.** Исследование деформации монокристаллического жаропрочного сплава в процессе устранения усадочных пор методом горячего изостатического прессования . . . . . 14

**Смыслов А.М., Быбин А.А., Седов В.В., Невьянцева Р.Р.** Основные подходы к созданию технологии восстановительного ремонта лопаток ТВД с защитными покрытиями газоперекачивающих агрегатов после длительной эксплуатации . . . . . 20



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

**Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В.** Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа . . . . . 25



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Журавлева Л.А., Колодяжный П.В.** Технология формирования цинкового покрытия на деталях из углеродистых сталей в условиях вибрационной обработки . . . . . 30

**Росляков И.Н., Колмыков В.И., Рослякова Л.И.** Интенсифицирующая роль кислорода в науглероживании сталей при использовании углеродно-карбонатных цементирующих покрытий . . . . . 36

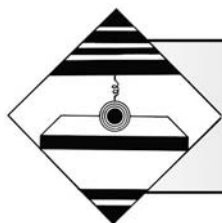
**Сайфуллин Р.Н., Наталенко В.С.** Контактная прочность покрытий, полученных электроконтактной приваркой . . . . . 39



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Киреев Р.М.** Синтез нитридов и карбидов интерметаллида систем Ti-Al на поверхности деталей плазменными потоками, генерируемыми вакуумной дугой . . . . . 45

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



УДК 621.9.015

В.Ф. Безъязычный, А.Н. Сутягин (РГАТА им. П.А. Соловьева, г. Рыбинск)

## Технологическое обеспечение износостойкости деталей машин на основе изучения накопленной энергии в поверхностном слое детали при деформационном упрочнении при обработке

*Рассмотрен вопрос обеспечения износостойкости поверхностного слоя деталей узлов трения на основе управления геометрическими и физико-механическими параметрами качества поверхностного слоя, формирующимися в результате механической обработки.*

**Ключевые слова:** механическая обработка, параметры качества, поверхностный слой, износостойкость.

*The article describes problem of friction unit surface layer parts wear resistance assurance based on control of geometrical and physic mechanical properties to be formed the machining.*

**Keywords:** machining, quality parameters, surface layer, wear resistance.

Современное машиностроение предъявляет особые требования к повышению уровня надежности и увеличению ресурса машин. Анализ научных работ показывает, что при проектировании технологической операции с использованием расчетных методов назначения технологических условий обработки закладываются решения, обеспечивающие заданные эксплуатационные свойства деталей машин, в частности износостойкость. В ответственных узлах на стадии изготовления деталей стремятся технологически обеспечить на поверхностях деталей машин оптимальные параметры качества поверхностного слоя.

Нормальная работа узла характеризуется минимальной интенсивностью изнашивания материала и одновременным образованием равновесных геометрических (шероховатость) и физико-механических (степень наклепа поверхностного слоя) параметров поверхностного слоя деталей машин [1–4]. Продолжительность периода приработки сопрягаемых деталей машин зависит от того, насколько исходные параметры качества поверхностного слоя отличаются от оптимальных.

Существующие методики расчета интенсивности изнашивания деталей машин отли-

чаются тем, что в одних рассчитывается интенсивность изнашивания по заданным параметрам качества поверхностного слоя, в других – определяется интенсивность изнашивания для заданных режимов обработки, которые не всегда обеспечивают получение равновесных параметров качества поверхностного слоя деталей машин, необходимых для нормальной работы узла. В связи с этим возникает необходимость разработки математической модели (теоретической или экспериментальной), связывающей технологические условия механической обработки с равновесными параметрами качества поверхностного слоя деталей машин.

Любое кристаллическое тело обладает внутренней и поверхностной энергией. Изменение внутренней энергии описывается уравнением удельной энергии деформации  $\Delta w$ , накапливаемой в материале за счет образования дислокаций [5]:

$$\Delta w = f(HV, HV_0, \alpha_0, G), \quad (1)$$

где  $HV$  – микротвердость поверхностного слоя исследуемой детали на определенной глубине, Па;  $HV_0$  – микротвердость недеформирован-

ного материала, Па;  $\alpha_0$  – параметр междислокационного взаимодействия;  $G$  – модуль сдвига исследуемого материала, Па.

Результатом взаимодействия контактирующих поверхностей деталей машин является формирование новых поверхностей, сопровождающееся освобождением энергии  $\gamma_{эф}$ , затраченной на их образование [6]:

$$\gamma_{эф} = f(F, Rz, HV), \quad (2)$$

где  $F$  – нормальная сила взаимодействия элементов пары трения, Н;  $Rz$  – высота неровностей профиля исследуемой поверхности.

В результате приработки сопрягаемых деталей машин поверхность детали приходит к такому физическому состоянию и такой структуре, при которых поверхностный слой обладает минимальной потенциальной энергией, т.е. представляет устойчивую систему, допускающую в данных условиях минимальную диссипацию энергии. Образовавшиеся таким образом геометрические (шероховатость) и физико-механические (микротвердость) параметры качества поверхностного слоя называются равновесными.

В соответствии с первым законом термодинамики работа силы трения  $W_{ТР}$  с учетом специфики образования равновесного состояния поверхностей трения равна:

$$W_{ТР} = f(f, F, S_{ТР}, V_{И}, Rz_{равн}, HV_{равн}, HV_0), \quad (3)$$

где  $f$  – коэффициент трения;  $S_{ТР}$  – путь трения, м;  $V_{И}$  – объем изношенного материала;  $Rz_{равн}$  – равновесная шероховатость сопрягающихся поверхностей элементов, м;  $HV_{равн}$  – равновесная микротвердость поверхностного слоя исследуемой детали на определенной глубине, Па.

Принимая далее во внимание, что выражение  $\frac{V_{И}}{S_{ТР}}$  представляет собой величину интенсивности изнашивания  $J_V$ , [м<sup>3</sup>/м] [7], получи-

ли взаимосвязь интенсивности изнашивания с равновесными параметрами шероховатости и степени наклепа поверхностного слоя деталей машин:

$$J_V = Kj \frac{fF3\pi S_{ТР} Rz_{равн} 2 \cdot 10^{-3} [HV_0 (N_{равн} + 1)]^{1,19} - 4F^2}{\frac{3\pi}{\alpha_0^2 G} S_{ТР} Rz_{равн} 2 \cdot 10^{-3} [HV_0 (N_{равн} + 1)]^{1,19} [0,32HV_0 N_{равн}]^2}, \quad (4)$$

где  $Kj$  – коэффициент пропорциональности, зависящий от физико-механических свойств материала.

Используя формулы для определения взаимосвязи шероховатости поверхности и степени наклепа с технологическими условиями механической обработки [8, 9], получили взаимосвязь интенсивности изнашивания с технологическими условиями механической обработки:

$$J_V = f(Kj, f, F, S_{ТР}, \alpha_0, r, HV_0, h_c, \sigma_B, \sigma_{Bэ}, p_1, t, \tau_p, B, \gamma), \quad (5)$$

где  $r$  – радиус при вершине резца в плане;  $h_c$  – глубина наклепа;  $\sigma_B$  – предел прочности обрабатываемого материала;  $\sigma_{Bэ}$  – предел прочности электротехнической стали, принятой за эталон;  $p_1 = f(a_1, b_1, c_p, \theta, \rho_1, a, \lambda_p, \beta, \varepsilon, V, \lambda, \alpha, \tau_p, b, a_2, B, b_2, \gamma, \chi, \delta_1)$ ;  $t$  – глубина резания, мм;  $\tau_p$  – сопротивление обрабатываемого материала пластическому сдвигу;  $a_1$  – толщина среза;  $b_1$  – ширина среза;  $c_p$  – удельная объемная теплостойкость обрабатываемого материала;  $\theta$  – температура плавления обрабатываемого материала;  $\rho_1$  – радиус округления режущей кромки резца;  $a$  – температуропроводность обрабатываемого материала;  $\lambda$  и  $\lambda_p$  – коэффициенты теплопроводности обрабатываемого и инструментального материалов;  $\beta, \varepsilon$  – угол заострения и угол при вершине резца в плане;  $V$  – скорость резания, м/с;  $\alpha$  и  $\gamma$  – задний и передний углы резца;  $b$  – суммарная длина режущих кромок;  $\delta_1$  – величина износа резца по задней поверхности; безразмерные комплексы:  $B = \frac{Va_1}{a}$ ,  $B = \frac{cB^x D^z}{\Gamma^y (1 - \sin \gamma)^{0,73}}$ ,  $\Gamma = \frac{\lambda_p}{\lambda} \beta \varepsilon$ ,  $D =$

$= a_1/b_1, a_2, b_2, c, \xi, \chi, x, y, z$  – величины, зависящие от свойств обрабатываемого и инструментального материалов.

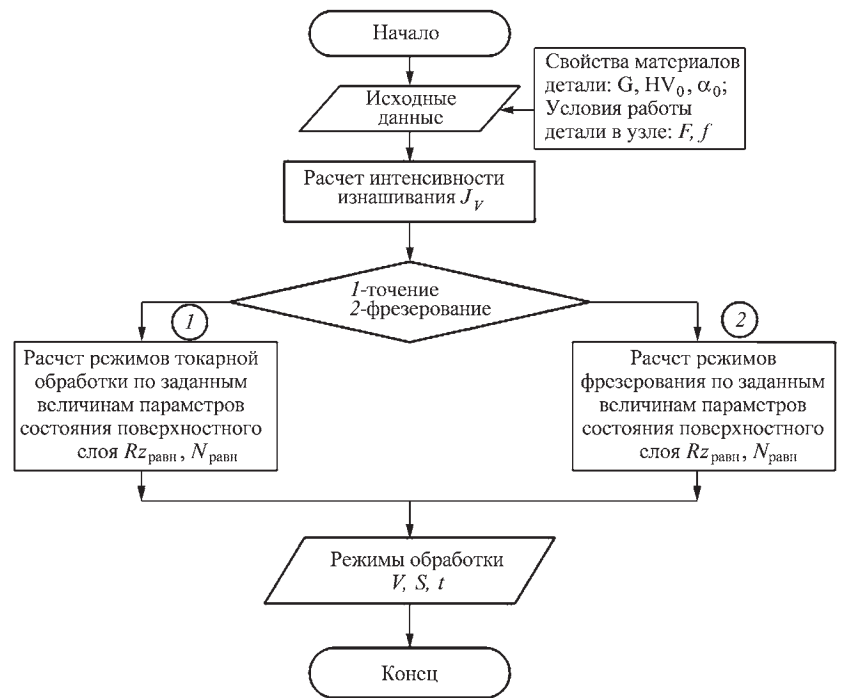
Анализ результатов расчетного и экспериментального определения интенсивности изнашивания образцов (из материалов: сталь ШХ15, сталь 45, сталь У7, сталь ЭИ961, сплав ХН77ТЮР) в условиях равновесного состояния поверхностного слоя показал, что погрешность расчета по предложенной зависимости (4) не превышает 12 % с учетом ввода поправочного коэффициента  $K_j$  для разных групп материалов. В результате анализа экспериментальных данных было выявлено, что величина коэффициента  $K_j$  характеризует способность материала сопротивляться пластическому деформированию и разрушению в процессе трения. Используя степенную аппроксимацию экспериментальных значений, получили следующее выражение для определения коэффициента  $K_j$ :

$$K_j = 20 \left( \frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2} \delta} \right)^{-4,14}, \quad (6)$$

где  $\sigma_{0,2}$  – условный предел текучести с допуском на величину пластической деформации при нагружении 0,2 %, Па;  $\delta$  – относительное удлинение.

На основе полученных зависимостей предложена методика расчетного определения режимов механической обработки с целью обеспечения износостойкости поверхностного слоя деталей машин, алгоритм которой представлен на рис.

Работа алгоритма заключается в следующем. Вводя данные по материалу детали: модуль сдвига  $G$ , микротвердость поверхностного слоя материала  $HV_0$ , а также условия работы детали в узле: нормальная сила взаимодействия элементов пары трения  $F$ , коэффициент трения материалов контактной пары  $f$  и



Алгоритм расчетного определения режимов механической обработки с целью обеспечения износостойкости поверхностного слоя деталей машин

параметр междислокационного взаимодействия  $\alpha_0$ . По формуле (4) производится расчет интенсивности изнашивания  $J_v$  и соответствующих ей параметров качества поверхностного слоя в равновесном состоянии (степени наклепа  $N_{равн}$  и шероховатости  $Rz_{равн}$ ). Дальнейшая работа алгоритма сводится к выбору вида механической обработки (точение, фрезерование, шлифование) в зависимости от геометрии детали, требуемой точности при механической обработке и качества обработанной поверхности. Расчет режимов механической обработки по блокам 1 и 2 производится на основе алгоритмов, разработанных учеными РГАТА им. П.А. Соловьева [10, 11].

В работе получены зависимости интенсивности изнашивания от режимов резания при лезвийной обработке (табл.), позволяющие аналитически рассчитывать интенсивность изнашивания для выбираемых режимов резания, назначать или корректировать соответствующую технологическую обработку поверхности, позволяющую обеспечивать формирование равновесных геометрических и фи-

Таблица

## Зависимость интенсивности изнашивания от режимов резания при лезвийной обработке

Материал	Интенсивность изнашивания
Сталь ШХ15	$J_V = 3,71 \cdot 10^{-8} S^{0,054} V^{0,85} t^{-0,12} r^{-0,069} \varphi^{-0,69} F^{0,95}$
Сталь 30ХГСА	$J_V = 2,945 \cdot 10^{-8} S^{0,024} V^{0,428} t^{-0,046} r^{-0,077} \varphi^{-0,909} F^{0,907}$
Сталь ЭИ961	$J_V = 3,294 \cdot 10^{-9} S^{0,17} V^{0,15} t^{-0,09} r^{-0,13} \varphi^{-0,05} F^{0,89}$
Сталь 45	$J_V = 2,574 \cdot 10^{-9} S^{0,27} V^{0,68} t^{-0,2} r^{-0,11} \varphi^{-0,62} F^{0,84}$

зико-механических параметров качества поверхностного слоя деталей машин.

В таблице:  $S$  – подача, мм/об;  $\varphi$  – главный угол в плане, град. Уравнения адекватно описывают процесс при  $S = 0,05...0,08$  мм/об;  $V = 0,1...0,2$  м/с;  $t = 0,25...0,4$  мм;  $\varphi = 45...60^\circ$ ;  $r = 0,3...1$  мм;  $F = 100...500$  Н; трение без смазки; упругий характер взаимодействия; температура на контакте не более  $120^\circ\text{C}$ .

## Вывод

Разработанный алгоритм расчетного определения технологических условий механической обработки с целью обеспечения износостойкости поверхностного слоя деталей машин позволяет технологу на стадии проектирования технологического процесса определять режимы механической обработки, в результате которых в детали формируется поверхностный слой с равновесными геометрическими и физико-механическими свойствами, сокращающими время приработки деталей машин.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Комбалов В.С.** Оценка триботехнических свойств контактирующих поверхностей [Текст] / В.С. Комбалов. М.: Наука, 1983. 213 с.
2. **Маталин А.А.** Технология механической обработки [Текст] / А.А. Маталин. М.: Машиностроение, 1977. 462 с.

3. **Суслов А.Г.** Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя [Текст] / А.Г. Суслов. М.: Машиностроение, 1987. 208 с.

4. **Суслов А.Г.** Научные основы технологии машиностроения [Текст] / А.Г. Суслов, А.М. Дальский. М.: Машиностроение, 2002. 684 с.

5. **Прокофьев М.А.** Технологическое обеспечение параметров наклепа поверхностного слоя деталей при шлифовании на основе исследования скрытой энергии деформации [Текст]: автореферат дисс. ... канд. техн. наук / М.А. Прокофьев. Рыбинск, 2006. 16 с.

6. **Кашеев В.Н.** Процессы в зоне фрикционного контакта металлов [Текст] / В.Н. Кашеев. М.: Машиностроение, 1978. 213 с.

7. **ГОСТ 27674–88.** Трение, изнашивание и смазка. Термины и определения [Текст] – Введ. 1988 – 03 – 01. М.: Госстандарт России: Изд-во стандартов, 1988. 21 с.

8. **Безъязычный В.Ф.** Оптимизация технических условий механической обработки деталей авиационных двигателей [Текст] / В.Ф. Безъязычный, Т.Д. Кожина, А.К. Константинов [и др.]. М.: Изд-во МАИ, 1993. 184 с.

9. **Безъязычный В.Ф.** Автоматизация технологии изготовления газотурбинных авиационных двигателей. Часть первая [Текст] / В.Ф. Безъязычный, В.Н. Крылов, В.А. Полетаев [и др.]. М.: Машиностроение, 2005. 560 с.

10. **Свидетельство об отраслевой регистрации разработки № 3452.** Расчет технологических условий токарной обработки, обеспечивающих заданные эксплуатационные показатели деталей [Текст] / В.Ф. Безъязычный, Т.Д. Кожина, С.А. Волков; организация-разработчик Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьева. Зарегистрировано в Отраслевом фонде алгоритмов и программ 21.04.04. 1 с.

11. **Лицов А.Е.** Разработка расчетного метода определения технологических условий концевой фрезеровки мало жестких сложнопрофильных деталей с учетом их деформаций [Текст]: автореферат дисс. ... канд. техн. наук / А.Е. Лицов. Рыбинск, 2005. 16 с.

## Накатывание резьб нефтяного сортамента

*Проведено моделирование методом конечных элементов накатывания резьб нефтяного сортамента. Разработаны конструкция резьбонакатных роликов и аксиальной головки и технология накатывания конических резьб на полых тонкостенных заготовках муфт и переводников.*

**Ключевые слова:** технология, инструмент, накатывание, резьба, нефть, газ.

*Simulation by a finite element method of rolling threads an oil assortment is lead. The construction thread rollers and axial head and technology of a rolling of external taper threads on hollow thin-walled workpieces of clutches and subs is developed.*

**Keywords:** technology, tool, rolling, thread, oil, gas.

Одними из наиболее ответственных и распространенных изделий в нефтегазовой промышленности являются трубы нефтяного сортамента и соединяющие их детали (муфты и переводники). Стоимость труб нефтяного сортамента в общей стоимости оборудования скважины составляет около 60 % [3]. Трубы нефтяного сортамента свинчиваются в колонны с помощью соединительных деталей: муфт (при соединении труб одного диаметра) или переводников (при соединении труб разного диаметра). Длина такой колонны достигает до 5000 м и более, а масса — 30...40 т. Нагрузка на резьбовые соединения труб такова, что от надежности именно этих соединительных узлов зависит надежность работы всей колонны.

По назначению трубы нефтяного сортамента разделяют на бурильные, обсадные и насосно-компрессорные. Бурильные трубы по ГОСТ 631–75 предназначены для передачи вращения долоту при бурении нефтяной и газовой скважины. Обсадные трубы по ГОСТ 632–80 применяют для закрепления стенок скважины с целью изоляции вскрытых пластов, предотвращения перетока жидкости или газа с одного уровня на другой, обрушения стенок скважины. Насосно-компрессорные трубы по ГОСТ 633–80 применяют для перекачки из скважины на поверхность нефти или газа.

Каждому типу труб соответствуют свои размеры резьб (соответственно по ГОСТ 631–75, 632–80 и 633–80). Все резьбы нефтяного сор-

тамента являются коническими, с углом конуса  $1^{\circ}47'$ . По форме профиля могут быть треугольными с углом профиля  $60^{\circ}$  или неравнобочными трапецеидальными (резьба Buttress).

В процессе эксплуатации колонны трубы подвержены воздействию сложных нагрузок, величина и характер которых зависят от назначения труб, глубины скважины, способа бурения и эксплуатации. В наиболее сложных условиях работают бурильные трубы. Действия осевых нагрузок, центробежных сил и крутящего момента вызывают изгиб колонны, который часто усугубляется искривлением скважины. При вращении изогнутой колонны возникают знакопеременные изгибающие моменты. Дополнительные знакопеременные нагрузки возникают в результате пульсации подачи промывочной жидкости и вибрации инструмента. При знакопеременных нагрузках особо сильное влияние на прочность колонны оказывают концентраторы напряжений (резьба, дефекты поверхности). Бурильные трубы работают в агрессивной среде промывочного раствора, что также способствует снижению усталостной прочности труб. Циркуляция промывочного раствора внутри бурильной колонны вызывает промыв резьбового соединения по винтовой линии или по образующей конуса резьбы. Промыв неточности изготовления соединения приводит к увеличению зазоров.

Обсадные трубы подвержены воздействию как статических, так и дополнительных на-

грузок динамического характера, возникающих при спуске колонн, нагрузок, возникающих в процессе цементирования при схватывании цементного раствора. Воздействие агрессивных сред приводит к коррозионному разрушению. Действие осевых растягивающих нагрузок приводит к нарушению герметичности, к разобщению соединений. Этому способствуют дополнительные изгибающие усилия, возникающие при искривлении или наклоне скважины. При растяжении в резьбовом соединении возникают радиальные усилия, которые сжимают трубу и стремятся увеличить диаметр муфты. Так как сечение трубы менее жестко, чем муфты, то ее радиальные деформации больше, и при определенной величине осевой нагрузки резьба трубы выходит из сопряжения с резьбой муфты. Потере герметичности, разобщению соединений способствуют неточности их изготовления, нарушения технологии сборки.

Насосно-компрессорные трубы выходят из строя в результате износа резьбовых соединений, истирания стенок муфтами насосных штанг, коррозии. Износ резьбовых соединений труб происходит вследствие частого развинчивания и свинчивания при подъеме и спуске насосно-компрессорных колонн, производимых для очистки труб, осмотра и других целей [3].

Большое влияние на работоспособность труб нефтяного сортамента оказывают физико-химические параметры сред, в которых они работают: высокие температуры, большие скорости течения различных растворов в трубах, наличие коррозионных сред: углекислый газ, сероводород, хлориды, продукты, используемые при обработке скважин кислотой. Коррозия труб под воздействием агрессивных сред усиливается эрозией металла, так как промывочные растворы содержат песок. Сочетание общей коррозии с эрозией приводит к промыву резьбовых соединений. Негативные сочетания вышеперечисленных факторов требуют создания высокогерметичных и высокопрочных соединений труб нефтяного сортамента.

Разрушение резьбового соединения в составе полутора-двухкилометрового лифта, спу-

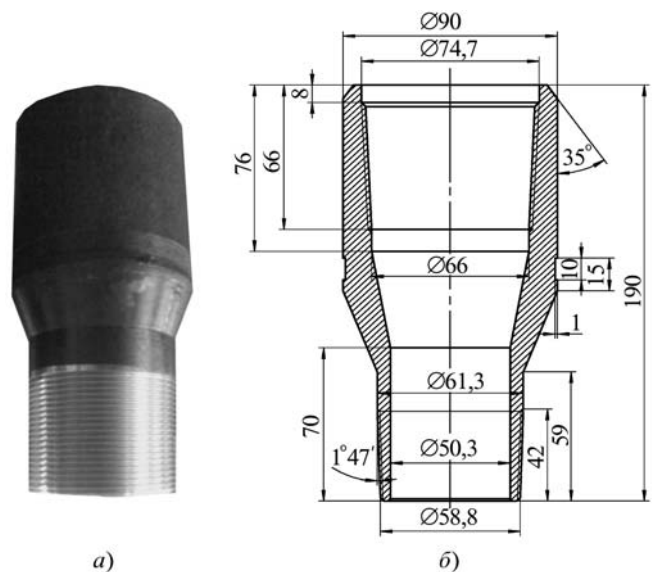


Рис. 1. Переводник для насосно-компрессорных труб П73×60 ГОСТ 23979–80:

а – фотография; б – чертеж

щенного в нефтяную или газовую скважину, влечет за собой значительные затраты на производство аварийных работ, которые могут составлять от одного до нескольких миллионов рублей. При этом вся колонна насосно-компрессорных труб стоимостью от одного миллиона рублей и выше подлежит списанию. Поэтому переводники (рис. 1) и муфты изготавливают из дорогостоящих качественных легированных сталей, например из стали 40ХН, и получают обработкой давлением. Муфты и переводники большинства классов прочности подвергают термическому упрочнению. Опыт их эксплуатации показал, что "слабым местом" переводников и муфт является присоединительная резьба [2, 3].

Традиционная технология получения резьб на переводниках и муфтах заключается в многопроходном нарезании их на специальных станках с ЧПУ резьбовыми резцами с многозубыми пластинами или резьбовыми гребенками [3]. Подобная технология не отличается высокой производительностью и не позволяет обеспечить высокую прочность нарезанной резьбы. Нарезанные резьбы имеют также склонность к образованию задиров при свинчивании-развинчивании. Поскольку нареза-



ние резьбы производят чаще всего до термической обработки, после закалки качество резьбы существенно ухудшается.

Известно, что наиболее перспективным методом обработки резьб является резьбонакатывание, обеспечивающее высокое качество получаемой резьбы при высокой производительности. Накатанные резьбы по точности, как правило, превосходят резьбы, полученные обработкой резанием. Статическая и в особенности усталостная прочность накатанных резьб также существенно выше [7]. Коррозионная усталостная прочность накатанных резьб в два и более раза выше, чем нарезанных [8]. Однако накатывание резьб нефтяного сортамента вызывает значительные технологические трудности. Это вызвано тем, что данные резьбы являются коническими, с относительно крупным шагом, накатываются на полых тонкостенных заготовках из труднообрабатываемых материалов. Накатывание трапециевидных резьб типа *Butress* на сегодняшний день практически невозможно из-за малого угла наклона боковой стороны ( $3^\circ$ ).

Попытки изготовить треугольную резьбу на муфтах и переводниках на практике методом накатывания с радиальной подачей на двухроликовых профиленакатных полуавтоматах не дали положительных результатов. Под действием значительных сил накатывания стенка изделия теряет устойчивость и деформируется, в связи с чем заготовка приобретает эллипсную форму. Проведенное компьютерное моделирование данного процесса подтвердило его нерациональность [2]. Исследования процесса формирования резьбы на переводнике непосредственно штамповкой [2] также показали невозможность получения этим методом полнопрофильной резьбы на стальной заготовке.

Накатывание крупных резьб на полых тонкостенных заготовках возможно лишь с осевой подачей аксиальными резьбонакатными головками. Накатывание резьбы аксиальными головками можно производить на универсальных станках сверлильной или токарной группы. Радиальные силы, вызывающие деформа-

цию стенок полых заготовок, при накатывании головками с осевой подачей существенно ниже, чем при накатывании с радиальной подачей. Для уменьшения сил накатывания и исключения огранки заготовки количество роликов головки целесообразно принимать максимально большим. Для накатывания треугольных резьб нефтяного сортамента предлагали несколько конструкций раскрывающихся аксиальных резьбонакатных головок [1, 6]. Однако из-за сложности изготовления они не нашли широкого применения на производстве.

При накатывании конических резьб с осевой подачей существенной особенностью процесса является то, что почти все витки ролика являются одновременно и заборными, и калибрующими и вступают в работу практически одновременно. В связи с этим силы деформирования при накатывании конических резьб аксиальными головками выше, чем при накатывании цилиндрических. Исследования напряженно-деформированного состояния инструмента и заготовки и сил деформации при накатывании конических резьб до настоящего времени практически не производились. Проектирование инструмента, оснастки и технологии накатывания резьб нефтяного сортамента в связи с этим требует проведения дополнительных исследований. Поскольку экспериментальные исследования локальной пластической деформации при накатывании резьб весьма трудоемки и дорогостоящи, приоритет должен принадлежать теоретическим методам.

Для моделирования накатывания резьб нефтяного сортамента использовали пакет программ *DEFORM 3D*, основанный на *методе конечных элементов* (МКЭ) [4]. Данный программный продукт является одним из мировых лидеров в области моделирования процессов обработки давлением и резанием и позволяет моделировать сложные трехмерные процессы пластической деформации и разрушения материалов.

На рис. 2 приведены результаты моделирования накатывания конической резьбы по стандарту ANSI/ASME B1.20.1 (NPT/API) ша-

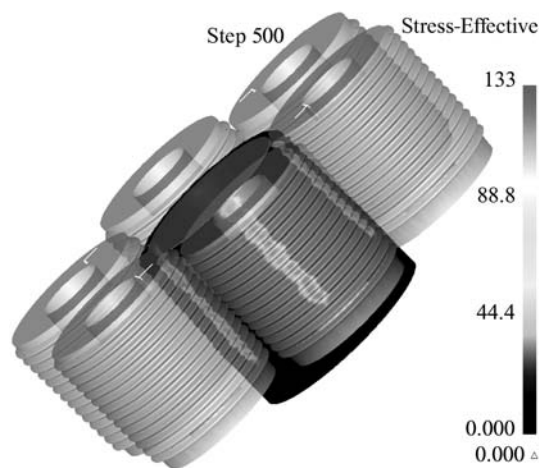


Рис. 2. Эквивалентные напряжения по Мизесу при накатывании резьбы по ГОСТ 633–80

гом 3,175 мм шестироликовой аксиальной резьбонакатной головкой. Из результатов моделирования следует, что огранка, вызываемая потерей стенкой заготовки устойчивости, при накатывании наружной конической резьбы отсутствует. Максимальная радиальная сила накатывания 47 кН. На основе результатов моделирования спроектированы и испытаны головки для накатывания резьб нефтяного сортамента с условным диаметром 60 мм, шагом 2,54 мм (по ГОСТ 633–80) и 3,175 мм (по стандарту ANSI/ASME B1.20.1 (NPT/API)) (рис. 3).

Поскольку длина резьб нефтяного сортамента относительно невелика, головка для их накатывания может быть выполнена нераскрывающейся. Извлечение из нее заготовки после обработки производится выкручиванием путем реверса шпинделя. Из-за сравнительно небольшой длины свинчивания это не приводит к существенному снижению производительности. Конусность резьбы способствует тому, что сразу же после реверса шпинделя натяг между головкой и заготовкой снимается, что исключит повреждение витков резьбы на заготовке при свинчивании головки. Отсутствие механизма раскрытия позволяет существенно упростить конструкцию головки.

Для того чтобы головку могли использовать на станках как токарной, так и сверлильной групп, она является универсальной, т.е.

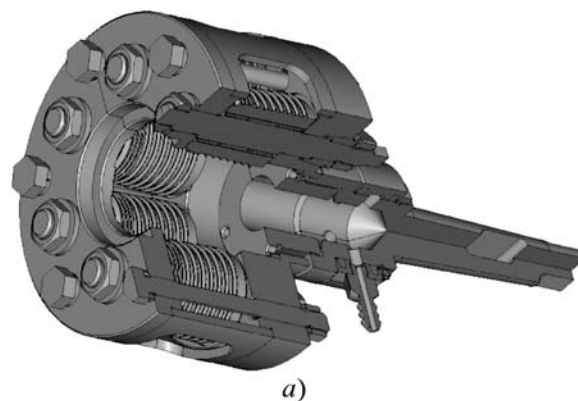


Рис. 3. Резьбонакатная головка ГРК 1: а – трехмерная модель; б – фотография

может использоваться и как невращающаяся, и как вращающаяся. Крепление головки осуществляется с помощью конического хвостовика в пинולי задней бабки (в револьверной головке) или в шпинделе станка соответственно. Подача *смазывающе-охлаждающих жидкостей* (СОЖ) при использовании головок как вращающихся (на станках сверлильной группы) осуществляется через хвостовик. При использовании головок как невращающихся (на станках токарной группы) подача СОЖ может осуществляться как через хвостовик, так и поливом зоны обработки сверху, через окна в корпусе.

Настройка резьбонакатных роликов на размер накатываемой резьбы осуществляется поворотом эксцентриковых осей, на которых они установлены, с помощью специального калибра. Фиксация эксцентриковых осей от проворота при накатывании резьбы осуществ-

ляется с помощью конических втулок. Головка одного типоразмера может накатывать только один типоразмер резьбы. Для перенастройки ее на другой типоразмер резьбы необходима замена резьбонакатных роликов, передней и задней крышек и втулок.

Ролики для накатывания резьб нефтяного сортамента имеют ступенчатую коническую форму. На переднем торце ролики имеют заборную часть с конусом в  $13^\circ$ . Большая часть роликов имеет угол конуса, равный углу конуса накатываемой резьбы, являясь одновременно и заборной, и калибрующей. Для того чтобы при накатывании не возникало переупрочнения витков резьбы заготовки, витки резьбы калибрующей части роликов сошлифовывают в шахматном порядке. Поля допусков на размеры резьбонакатных роликов нормировали таким образом, чтобы обеспечить неравномерность их нагружения не выше 10 % по методике [5].

С помощью разработанных головок наката на резьба на опытно-промышленной партии переводников. Накатывание производили на станке 1К62, заготовку устанавливали в трехкулачковом самоцентрирующем патроне без оправки в отверстиях. Скорость накатывания — 12 м/мин. Головки продемонстрировали удобство в работе, высокую надежность, ролики следов износа не имели. Точность резьбы полностью соответствовала требованиям стандартов. Огранки заготовок не наблюдалось.

Проведенные сравнительные испытания резьбы на растяжение у партии переводников П73×60 ГОСТ 23979–80 класса прочности Е по ГОСТ 633–80 с резьбой, нарезанной до термообработки, и у партии переводников П73×60 ГОСТ 23979–80 класса прочности Д (без термообработки) по ГОСТ 633–80 с накатанной по разработанной технологии резьбой показали, что накатанная резьба имеет в 1,5 раза более высокую статическую прочность, несмотря на более низкий класс прочности детали.

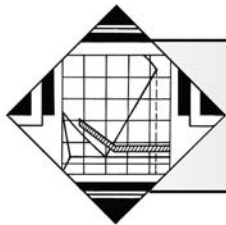
Применение накатывания позволит существенно повысить качество резьбовых соеди-

нений труб нефтяного сортамента при одновременном снижении их себестоимости.

Дальнейшей перспективой развития накатывания резьб нефтяного сортамента является отработка технологии накатывания внутренней резьбы, разработка технологий накатывания резьб на термически упрочненных заготовках и трапецеидальных резьб Vutress. Для этого, очевидно, необходимо применить комбинированную обработку, заключающуюся в предварительном формировании винтовой канавки лезвийной обработкой резанием или штамповкой с последующим окончательным накатыванием резьбы в размер.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грудов А.А., Комаров П.Н. Высокопроизводительный резьбообразующий инструмент. Обзор. М.: НИИмаш, 1980. 64 с.
2. Езжев А.С., Лёгких А.Н., Сидоров А.А. Разработка технологического процесса формообразования резьбы методом пластического деформирования с использованием программного комплекса DEFORM // Прикладные исследования в механике / Труды V научной конференции "Инженерные системы – 2007". М.: МФТИ, 2007. С. 300–315.
3. Каменецкий Л.И. Обработка резьб нефтяного и газового сортамента. М.: ЗАО "Резьбовые технологии", 2003.
4. Киричек А.В., Афонин А.Н. Исследование напряженно деформированного состояния резьбонакатного инструмента и заготовки методом конечных элементов // СТИН. 2007. № 7. С. 21–25.
5. Киричек А.В., Афонин А.Н., Зайцев А.Н. Влияние величины поля допуска витков заборной части на стойкость резьбонакатных роликов // Справочник. Инженерный журнал. 2004. № 1. С. 39–41.
6. Опыт накатывания конической резьбы на предохранительных кольцах обсадных труб / Ф.П. Кирпичников, Ю.А. Поповцев, А.Н. Климов, М.Н. Лефлер // Вестник машиностроения, 1984. № 4. С. 43–45.
7. Якушев А.И., Мустаев Р.Х., Мавлютов Р.Р. Повышение прочности и надежности резьбовых соединений. М.: Машиностроение, 1979. 215 с.
8. Kephart A.R., Hayde S.Z. Benefits of Thread Rolling Process to the Stress Corrosion Cracking and Fatigue Resistance of High Strength Fasteners // Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors, August 1–5, 1993, San Diego, CA.



## Технология формирования износостойких покрытий

*Проведенные исследования показали, что диффузионный отжиг сталей с алюминиевым покрытием позволяет формировать интерметаллидные покрытия системы железо-алюминий с высокой износостойкостью.*

**Ключевые слова:** сталь с алюминиевым покрытием, диффузионный отжиг, алитированный слой, интерметаллидная фаза, износостойкость.

*Researches have shown, that homogenizing annealing steels with an aluminium covering allows forming intermetallic covering systems iron-aluminium with high wear resistance.*

**Keywords:** aluminum-coated steel, diffusion annealing, aluminized layer, intermetallic phase, wearlessness.

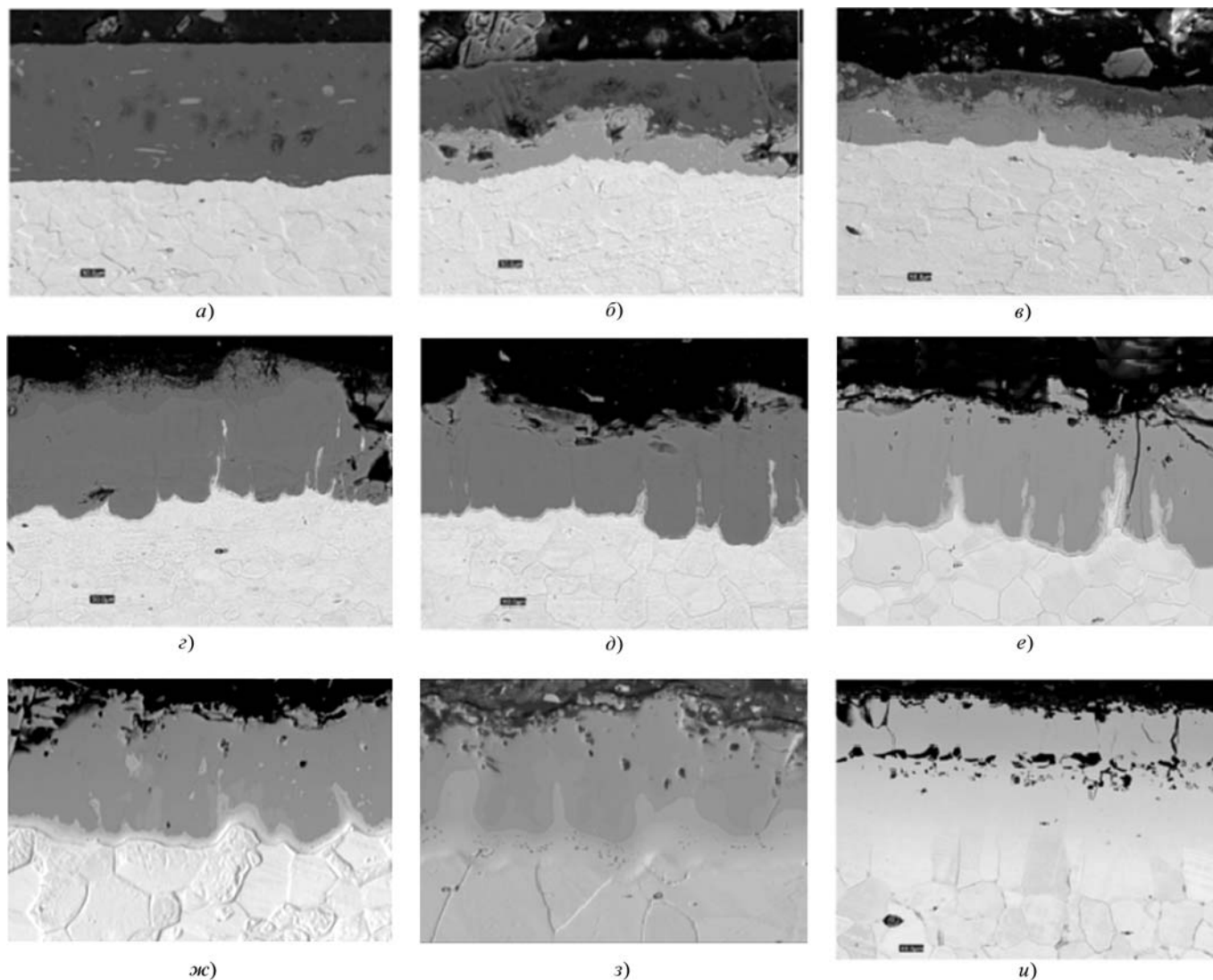
В промышленности освоено производство стали с алюминиевым покрытием. Для этого применяют совместную прокатку листов стали с алюминием, горячее алюминирование методом погружения. При этом получают биметалл алюминий-сталь, поверхностные свойства которого определяются свойствами алюминия [1].

Для придания высокой износостойкости стали было предложено проводить диффузионный отжиг стали с алюминиевым покрытием. В процессе диффузионного отжига при высокотемпературном взаимодействии алюминия и стали образуется переходный алитированный слой. Состав переходного слоя будет определяться температурой и временем выдержки при диффузионном отжиге.

Для подтверждения этого была проведена серия экспериментальных исследований, при которых образцы стали 08кп толщиной 1,5 мм с алюминиевым покрытием толщиной 40 мкм выдерживали в печи при температурах 600...1000 °С в течение 15...60 мин. В обработанных образцах контролировали химический состав по сечению покрытия. Рентгено-спектральный анализ проводили на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентге-

новского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500. Микротвердость покрытий контролировали с помощью микротвердомера МПТ-3. Износостойкость образцов исследовали при абразивном изнашивании образцов и оценивали по относительному изменению их толщины.

Исследования химического состава показали, что поверхность образцов, выдержанных при температуре 600 °С в течение 15...30 мин, представляет алюминиевый слой с включениями тройной интерметаллидной фазы, содержащими до 22 % железа и 15 % кремния (рисунок, а). Выдержка в течение 60 мин привела к образованию на границе биметалла интерметаллидного слоя толщиной 15...25 мкм, содержащего до 44...45 % железа (рисунок, б). Микротвердость слоя составила порядка 800HV. При указанной концентрации компонентов образуется интерметаллидная фаза Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> [2]. Алюминиевый слой содержит включения интерметаллидных фаз системы алюминий-железо-кремний. Повышение температуры до 650 °С приводит к образованию в течение 15 мин на границе биметалла интерметаллидного слоя Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> толщиной до 15...30 мкм (рисунок, в). При выдержке более



**Микроструктура поверхности стали с алюминиевым покрытием после диффузионного отжига при:**

*а, в* – температуре 600 °С и времени выдержки 15 мин; *б* – температуре 600 °С и времени выдержки 60 мин; *г* – температуре 650 °С и времени выдержки 30 мин; *д, е, ж, з, и* – температурах: 650, 700, 750, 800 и 1000 °С соответственно и времени выдержки 60 мин

30 мин алюминиевый слой практически отсутствует, а покрытие состоит из трех слоев (рисунок, *г*). На границе со сталью наблюдается интерметаллидный слой толщиной не более 1,5 мкм, содержащий 20...25 % железа, что соответствует области существования фазы  $Fe_3Al$ . Следующий слой представлен фазой  $Fe_2Al_5$ . Наружный слой содержит около 61 % алюминия, что соответствует фазе  $FeAl_3$ . При увеличении времени выдержки до 60 мин слой  $FeAl_3$  вырождается и покрытие становится двухслойным (рисунок, *д*).

Нагрев до 700 °С способствует увеличению слоя  $Fe_3Al$  и уменьшению толщины слоя  $FeAl_3$  (рисунок, *е*). При температуре диффузионного отжига 750 °С при всех интервалах выдержки в покрытии отсутствует алюминиевый слой и слой  $FeAl_3$  (рисунок, *ж*). Толщина слоя  $Fe_3Al$  при этом увеличивается с 1,5 мкм при 15 мин выдержки до 3 мкм при 60 мин. В слое  $Fe_3Al$  появляются поры.

Дальнейшее повышение температуры и времени выдержки при этих температурах приводит к увеличению толщины слоя  $Fe_3Al$ ,

его пористости и снижению толщины слоя  $Fe_2Al_5$  (рисунок, з). При температуре 1000 °С и времени выдержки 60 мин покрытие становится однослойным (рисунок, и). Содержание алюминия при этом изменяется в пределах от 10 до 30 %.

Учитывая, что наиболее высокой твердостью из образующихся фаз системы железо-алюминий обладает фаза  $Fe_2Al_5$ , для повышения износостойкости целесообразно проводить диффузионный отжиг с режимами, обеспечивающими получение покрытия именно этого фазового состава. Эти условия обеспечиваются при температурах выдержки 650...800 °С и времени выдержки от 15 до

60 мин. При указанных режимах диффузионного отжига относительная износостойкость составила 6...8.

Таким образом, диффузионный отжиг сталей с алюминиевым покрытием позволяет формировать интерметаллидные покрытия системы железо-алюминий с высокой износостойкостью.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рябов В.Р.** Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В.Р. Рябов. М.: Metallurgy, 1975. 283 с.
2. **Кубашевски О.** Диаграммы состояния двойных систем на основе железа / О. Кубашевски. Пер. с англ. М.: Metallurgy, 1985. 184 с.

УДК 669.245

**В.А. Поклад, М.Р. Орлов** (ФГУП "ММП "Салют", г. Москва),  
**Е.М. Орлов** (Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского "ХАИ", Украина, г. Харьков)

### Исследование деформации монокристаллического жаропрочного сплава в процессе устранения усадочных пор методом горячего изостатического прессования

*Выполнен анализ напряженно-деформированного состояния металла в зоне расположения сферической поры в приближении решения задачи Ламе для полый толстостенной сферы под воздействием внешнего гидростатического давления. На основании исследований механизма высокотемпературной ползучести жаропрочного сплава ЖС32-ВИ рассмотрена кинетическая модель процесса уплотнения отливок турбинных лопаток при горячем изостатическом прессовании.*

**Ключевые слова:** монокристаллический жаропрочный сплав ЖС32-ВИ,  $\gamma'$ -фаза,  $\gamma$ - $\gamma'$  эвтектика, напряженно-деформированное состояние, ползучесть, горячее изостатическое прессование.

*The analysis of the tensely-deformed state of metal in the area of location of spherical pore in approaching of decision of Lama task for the hollow thick-walled sphere under act of external hydrostatical pressure is executed. On the basis of researches of mechanism of high temperature creep of the nickel base superalloy ЖС32-ВИ the kinetic model of process of compression of turbine blades at the hot isostatic pressing is considered.*

**Keywords:** single crystal nickel base superalloy ЖС32-ВИ,  $\gamma'$ -phase,  $\gamma$ - $\gamma'$  eutectic, tensely-deformed state, creep, hot isostatic pressing.

Исследования пор технологического происхождения в монокристаллических рабочих лопатках турбины высокого давления (ТВД) из никелевых жаропрочных сплавов методами металлографии высокого разрешения и фрактографии с использованием растровой электронной микроскопии позволяют условно разделить их на две группы. К первой группе следует отнести поры литейного происхожде-

ния — усадочную и газовую пористость, ко второй — поры термического происхождения, образующиеся в процессе технологических операций, связанных с нагревом отливок: гомогенизирующего отжига, пайки, нанесения жаростойких защитных покрытий.

Образование кристаллизационных пор в монокристаллических рабочих лопатках является результатом усадки металла в процессе

направленной кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов, имеющих достаточно большой температурный интервал кристаллизации ( $\Delta T$ ) между температурой ликвидус ( $T_L$ ) и солидус ( $T_S$ ). Для монокристаллического жаропрочного сплава ЖС32-ВИ по данным работы [1] он составляет 67 °С. Температурный интервал кристаллизации сплава  $\Delta T$  определяет размер двухфазной (жидко-твердой) зоны кристаллизации, представляющей собой дендриты, растущие в жидком расплаве, ориентированные осями первого порядка в направлении теплоотвода.

Исследование микроструктуры монокристаллических отливок рабочих лопаток ТВД и образцов из сплава ЖС32-ВИ после направленной кристаллизации при различных скоростях позволило установить следующее. Размер усадочных кристаллизационных пор и размер включений  $\gamma-\gamma'$  эвтектики зависят от скорости направленной кристаллизации  $v$  (скорости перемещения блоков керамических оболочковых форм лопаток в жидкометаллический кристаллизатор) и коррелирует с величиной дендритов, или, как принято считать, расстоянием между осями дендритов первого и второго порядка.

Согласно результатам исследований [2, 3] зависимость расстояния между осями дендритов первого порядка при направленной кристаллизации жаропрочного сплава, а также размер структурных составляющих монокристаллического жаропрочного сплава, к которым кроме карбидов и глобулярных включений  $\gamma-\gamma'$  эвтектики можно отнести кристаллизационные усадочные поры, описывается выражением:

$$S_1 = C(\Delta T, G)v^k, \quad (1)$$

где  $C$  – коэффициент пропорциональности, зависящий от температурного интервала кристаллизации жаропрочного сплава и теплового градиента на фронте кристаллизации;  $\Delta T$  – температурный интервал кристаллизации жаропрочного сплава;  $G$  – тепловой градиент на фронте кристаллизации;  $v$  – скорость переме-

щения блоков керамических оболочковых форм лопаток в жидкометаллический кристаллизатор;  $k$  – показатель степени, находящийся в пределах значений 1,3...1,7.

Анализ структуры монокристаллических отливок охлаждаемых лопаток ТВД из сплава ЖС32-ВИ с использованием программы анализа изображений SIAMS-700 показал, что направленная кристаллизация со скоростью  $v$  от 4 до 10 мм/мин сопровождается образованием усадочных пор размером от 50 до 120 мкм.

Присутствие пор в монокристаллических лопатках турбины приводит к зарождению и развитию усталостных трещин в процессе эксплуатации двигателей.

В мировой практике производства рабочих лопаток газотурбинных двигателей широко применяется технология *горячего изостатического прессования* (ГИП) отливок рабочих лопаток ТВД для устранения кристаллизационных усадочных пор. По данным работ [4, 5] устранение усадочной пористости методом ГИП в монокристаллических образцах из сплава CMSX-4 позволяет вдвое повысить усталостную прочность при испытаниях на многоцикловую усталость при мягком симметричном цикле нагружения в диапазоне температур 500...750 °С и удвоить живучесть (число циклов до разрушения) при испытаниях на малоцикловую усталость при жестком асимметричном цикле нагружения при 950 °С.

Режимы ГИП для различных сплавов подбирают, как правило, опытным путем и ограничивают температурой гомогенизации сплавов и техническими характеристиками газостата. Для выбора и обоснования параметров ГИП лопаток из различных сплавов необходимо проведение исследования упругопластической деформации жаропрочного сплава в зоне расположения усадочных пор в условиях гидростатического сжатия при повышенных температурах.

В соответствии с изложенным, целью настоящей работы является рассмотрение *напряженно-деформированного состояния* (НДС) монокристаллического жаропрочного сплава ЖС32-ВИ в зоне расположения сферической

поры в условиях гидростатического сжатия и анализ кинетики устранения пористости в процессе ГИП.

**Исследование НДС жаропрочного сплава ЖС32-ВИ в зоне сферической поры при гидростатическом сжатии**

Для рассмотрения НДС металла в зоне расположения поры при ГИП следует обратиться к решению задачи Ламе для толстостенной поллой сферы, выбрав ее параметры соразмерно толщине стенок турбинных лопаток и величине выявляемых в них усадочных кристаллизационных пор.

Согласно решению задачи Ламе [6], распределение напряжений в стенке поллой сферы с наружным радиусом  $R_N$  и радиусом внутренней полости  $R_P$  под воздействием внешнего гидростатического давления  $P_N$  и при отсутствии давления во внутренней полости имеет следующий вид в сферической системе координат:

– для радиальной составляющей

$$\sigma_{rr}(r) = -\frac{P_N R_N^3}{R_N^3 - R_P^3} \left( 1 - \frac{R_P^3}{r^3} \right); \quad (2)$$

– для тангенциальной составляющей

$$\sigma_{\theta\theta}(r) = -\frac{P_N R_N^3}{R_N^3 - R_P^3} \left( 1 + \frac{R_P^3}{2r^3} \right). \quad (3)$$

Анализ формул (2), (3) показывает, что радиальная составляющая  $\sigma_{rr}(r)$  имеет положительные значения, что соответствует условию растяжения, а тангенциальная составляющая  $\sigma_{\theta\theta}(r)$  – отрицательные, что соответствует условию сжатия.

В случае сложного напряженного состояния жаропрочного сплава при одновременном приложении растягивающего напряжения вдоль одной оси  $\sigma_{rr}(r)$  и сжимающих напряжений в поперечном направлении  $\sigma_{\theta\theta}(r)$  исследуемое напряженное состояние можно представить в виде суммы двух состояний, одно из которых представляет собой эквивалентное

одноосное растяжение, а второе – гидростатическое сжатие [7]. Согласно критерию эквивалентности напряжений Треска–Сен-Венана эквивалентное одноосное растяжение имеет вид:

$$\sigma_{rr}^{эKB}(r) = \sigma_{rr}(r) - \sigma_{\theta\theta}(r). \quad (4)$$

Подставив формулы (2), (3) в (4), получим:

$$\sigma_{rr}^{эKB}(r) = \frac{P_N R_N^3}{R_N^3 - R_P^3} \left( \frac{3 R_P^3}{2 r^3} \right). \quad (5)$$

По данным металлографических исследований, объемное содержание пор в отливках монокристаллических лопаток из сплава ЖС32-ВИ не превышает 0,005, а средний размер усадочных кристаллизационных пор порядка 50 мкм. В соответствии с этим для принятой модели заданы параметры поллой сферы: радиус внутренней полости  $R_P = 25$  мкм, наружный радиус сферы  $R_N = 150$  мкм.

Режим процесса ГИП установили исходя из ограничения по максимально допустимой температуре нагрева сплава ЖС32-ВИ при гомогенизирующем отжиге  $T = 1280$  °С, а давление инертного газа (аргона) как максимально достижимое  $P_N = 150$  МПа.

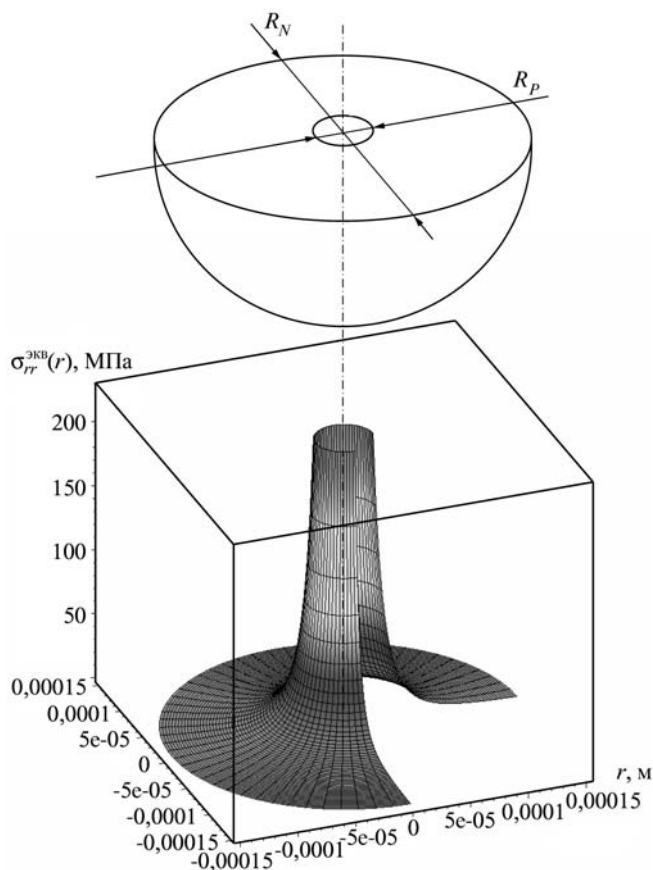
В соответствии с принятыми параметрами рассматриваемой задачи соотношение  $R_N^3 / (R_N^3 - R_P^3) \approx 1$ , что позволяет представить выражение (5) с достаточной точностью в виде

$$\sigma_{rr}^{эKB}(r) = P_N \left( \frac{3 R_P^3}{2 r^3} \right). \quad (6)$$

Распределение напряжений в радиальном направлении в стенке поллой сферы в условиях гидростатического сжатия под воздействием внешнего давления представлено на рисунке.

Для оценки кинетики устранения усадочной кристаллизационной пористости в монокристаллических отливках лопаток из жаропрочного сплава ЖС32-ВИ требуется рассмотрение механизма высокотемпературной пол-





Распределение эквивалентных растягивающих напряжений в полой сфере с наружным радиусом  $R_N$  и радиусом внутренней полости  $R_P$  под воздействием внешнего гидростатического давления 150 МПа

зучести с учетом высокой степени анизотропии свойств никелевых монокристаллов.

**Кинетическая модель ползучести жаропрочного сплава ЖС32-ВИ в зоне сферической поры при гидростатическом сжатии**

Известно [1, 8], что при повышенных температурах (выше 750...800 °С) в процессе пластической деформации жаропрочных никелевых сплавов помимо октаэдрической системы скольжения  $\{111\}\langle 110 \rangle$  начинают действовать дополнительные системы скольжения  $\{111\}\langle 112 \rangle$  и  $\{100\}\langle 110 \rangle$ , определить преимущественный вклад одной из них затруднительно, тем более с учетом различных значений напряжения сдвига в действующих системах

скольжения. По данным работы [9], с увеличением температуры выше 950 °С и скорости деформации менее  $10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , значения напряжения сдвига в октаэдрической и кубической системах скольжения становятся практически одинаковыми.

Исследования поворота кристаллической решетки никелевой матрицы монокристаллических образцов жаропрочного сплава ЖС32-ВИ в процессе высокотемпературной ползучести, выполненные методом рентгеноструктурного анализа, подтвердили одновременное участие нескольких систем скольжения. Анализ направления поворота кристаллической решетки в процессе высокотемпературной ползучести и регрессионный метод анализа результатов испытаний на длительную прочность монокристаллических образцов жаропрочного сплава с учетом действующего напряжения сдвига, приведенного к системам скольжения  $\{111\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{111\}\langle 112 \rangle$  и  $\{100\}\langle 110 \rangle$ , позволил установить, что основными системами скольжения для различных кристаллографических ориентировок (КГО) монокристаллического сплава являются  $\{111\}\langle 110 \rangle$  и  $\{111\}\langle 112 \rangle$ . Наилучшее согласование экспериментальных и расчетных данных (с коэффициентом корреляции  $r = 0,88$ ) соответствует модели, учитывающей две системы скольжения  $\{111\}\langle 110 \rangle$  и  $\{111\}\langle 112 \rangle$ .

Исследования особенностей высокотемпературной ползучести монокристаллического жаропрочного сплава ЖС32-ВИ, а также литературные данные по исследованию температурной зависимости упругих и пластических характеристик монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов [10] и ориентационной зависимости скорости ползучести [9] дают основание рассматривать поведение монокристаллических сплавов в условиях ГИП в приближении изотропной модели.

Низкая скорость деформации жаропрочного сплава при ГИП позволяет отнести этот процесс деформации к линейным законам термофлуктуационных механизмов ползучести [11] – вакансионной ползучести Набарро-Херинга, зернограничной ползучести Коб-

ла, дислокационной ползучести Харпера-Дорна:

$$\dot{\epsilon}(\tau) = A\sigma(\tau)e^{-\frac{Q}{RT}}, \quad (7)$$

где  $\dot{\epsilon}(\tau)$  – скорость ползучести;  $\sigma(\tau)$  – действующее напряжение в зоне расположения поры;  $Q$  – энергия активации процесса ползучести;  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – температура процесса ГИП;  $A$  – коэффициент пропорциональности.

Согласно формуле (7), кинетическую модель ползучести сплава в процессе ГИП можно получить на основании данных о напряженно-деформированном состоянии металла в зоне усадочной поры и энергии активации ползучести сплава.

В соответствии с уравнениями (6, 7) скорость деформации сплава в радиальном направлении в начальный момент времени с учетом уменьшения размера поры при ГИП можно представить в виде

$$\dot{\epsilon}(r) = -AP_N \left( \frac{3R_p^3}{2r^3} \right) e^{-\frac{Q}{RT}}. \quad (8)$$

Скорость изменения размера поры радиусом  $R_p$  в момент времени  $\tau$ :

$$\dot{R}_p(\tau) = -R_p(\tau) \frac{3}{2} AP_N e^{-\frac{Q}{RT}}. \quad (9)$$

Из уравнений (8) и (9) следует, что скорость уменьшения размеров поры при ГИП зависит от ее текущего размера, в то время как относительная скорость деформации металла на поверхности поры постоянна:

$$\dot{\epsilon}(R_p) = -\frac{3}{2} AP_N e^{-\frac{Q}{RT}}. \quad (10)$$

Решение дифференциального уравнения (10) имеет вид:

$$R_p(\tau) = R_p e^{-\frac{3}{2} AP_N e^{-\frac{Q}{RT}} \tau}. \quad (11)$$

Для расчетов кинетики уменьшения размера усадочных пор в процессе ГИП турбинных лопаток из жаропрочного никелевого сплава согласно уравнению (11) достаточно определить энергию активации  $Q$  диффузионной ползучести сплава и коэффициент пропорциональности  $A$  по результатам испытаний образцов на длительную прочность с регистрацией скорости деформации на установившейся стадии ползучести или непосредственно скорость ползучести сплава при температуре процесса ГИП и напряжении растяжения, равном  $\frac{3}{2} P_N$ :

$$R_p(\tau) = R_p e^{-\dot{\epsilon}(T, P_N)\tau}. \quad (12)$$

Экспоненциальная зависимость уменьшения размера пор от времени ГИП означает, что со временем процесс устранения пор замедляется. Оценочный расчет времени уменьшения размера пор от 25 до 0,25 мкм в процессе ГИП отливок из сплава ЖС32-ВИ дает величину порядка 40 мин.

Растворение пор малого размера ( $R_p < 1$  мкм) по механизму диффузии вакансий под воздействием сил поверхностного натяжения без участия внешнего давления, рассмотренное в работе [12], позволяет получить обобщенную модель устранения усадочной пористости в процессе ГИП отливок лопаток в виде дифференциального уравнения:

$$\dot{R}_p(\tau) = -\frac{3}{2} AP_N e^{-\frac{Q}{RT}} R_p(\tau) - 2 \frac{D\Omega\gamma}{RT} R_p^{-2}(\tau), \quad (13)$$

решение которого позволяет определить время полного устранения усадочных пор размером  $R_p$ :

$$\tau = \frac{1}{3\dot{\epsilon}(T, \sigma_{rr}^{\text{эKB}})} \ln \left( \dot{\epsilon}(T, \sigma_{rr}^{\text{эKB}}) R_p^3 + 2 \frac{D\Omega\gamma}{RT} \right) + C, \quad (14)$$

где  $C$  – константа, определяемая из условия для  $R_p = 0, \tau = 0$ :  $C = 4,37 \cdot 10^3$  с;  $D$  – коэффициент самодиффузии никеля при температуре

ГИП,  $D = 3,2 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$  [13];  $\Omega$  – мольный объем для чистого никеля,  $\Omega = 6,6 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{моль}$  [14];  $\gamma$  – энергия поверхностного натяжения для чистого никеля,  $\gamma = 1,8 \text{ Дж}/\text{м}^2$  [14];  $R$  – универсальная газовая постоянная,  $R = 8,31 \text{ Дж}/\text{К} \cdot \text{моль}$ ;  $T$  – температура ГИП, К.

В результате выполненных исследований предложена модель, позволяющая определять параметры процесса ГИП для устранения усадочной кристаллизационной пористости монокристаллических лопаток ТВД газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов. Для применения предложенной модели необходима оценка размеров кристаллизационных пор в литых лопатках и определение энергии активации процесса диффузионной ползучести жаропрочного сплава.

#### Выводы

1. В приближении решения задачи Ламе для полой толстостенной сферы в условиях всестороннего гидростатического сжатия исследовано напряженно-деформированное состояние жаропрочного сплава ЖС32-ВИ в зоне расположения усадочных кристаллизационных пор.

2. На основании исследований механизма высокотемпературной ползучести монокристаллического сплава ЖС32-ВИ предложена кинетическая модель устранения усадочной пористости в отливках лопаток турбины в процессе ГИП, сочетающая механизм высокотемпературной ползучести под воздействием гидростатического давления и механизм диффузионного растворения пор.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение, 1977. 336 с.
2. Каблов Е.Н., Герасимов В.В., Дубровский А.В. Технологические аспекты управления структурой жаропрочных сплавов при направленной кристаллизации // Литейное производство. 1994. № 4. С. 7–8.
3. Elliot A.J., Karney G.B., Gigliotti M.F.X., Pollock T.M. Issues in processing by the liquid-Sn assisted directional solidification technique. – Superalloys 2004. –

TMS (The Minerals, Metals & Materials Society) – 2004. P. 421–430.

4. Broomfield R.W., Ford D.A., Bhangu H.K., Thomas M.C., Frasier D.J., Burkholder P.S., Harris K., Erickson G.L., Wahl J.B. Development and turbine engine performance of three advanced rhenium containing superalloys for single crystal and directionally solidified blades and vanes. Presented at the ASME (IGNI) EXPO'97. Orlando, Florida, USA. June 1997. P. 1–18.

5. Fullagar K.P.L., Broomfield R.W., Hulands M., Harris K., Erickson G.L., Sikkenga S.L. Aero Engine Experience With CMSX-4 Alloy Single-Crystal Turbine Blades. Transactions of the ASME. V. 118. April, 1996. P. 380–388.

6. Хан Х. Теория упругости: Основы линейной теории и ее применения: Пер. с нем. М.: Мир, 1988. 344 с.

7. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Metallurgy, 1979. 496 с.

8. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998. 464 с.

9. Nitz A., Nembach E. Anisotropy of the critical resolved shear stress of a  $\gamma'$  (47 vol.%) -hardened nickel-base superalloy and its constituent  $\gamma$ - and  $\gamma'$ -single-phases. Materials Science and Engineering. 1997. № A234. P. 684–686.

10. Светлов И.Л., Суханов Н.Н., Кривко А.И. Температурная зависимость характеристик кратковременной прочности, модуля Юнга и коэффициента линейного расширения монокристаллов сплава ЖС6Ф // Проблемы прочности. 1987. № 4. С. 51–56.

11. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация: Учебник для вузов. М.: МИСиС, 1997. 527 с.

12. Орлов М.Р. Образование пор в монокристаллических охлаждаемых рабочих лопатках турбины в процессе эксплуатации // ЖФМ. 2007. № 8. С. 306–312.

13. Landolf-Börnstein. Numerical Data and Functional Relationship in Science and Technology. New Series. Group III: Crystal and Solid State Physics. V. 26. Diffusion in Solid Metals and Alloys. Editor: H. Mehrer. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 1990.

14. Бокштейн Б.С., Есин В.А., Ларионов В.Н. и др. Диффузионная модель вакансионного растворения пор в условиях газоизостатического прессования монокристалла жаропрочного сплава на никелевой основе // Изв. вузов. Черная металлургия. 2006. № 3. С. 5–9.

УДК 621.165.620

А.М. Смыслов, А.А. Быбин, В.В. Седов, Р.Р. Невьянцева  
(Уфимский государственный авиационный технический университет)

## Основные подходы к созданию технологии восстановительного ремонта лопаток ТВД с защитными покрытиями газоперекачивающих агрегатов после длительной эксплуатации

Представлены основные подходы по разработке технологий ремонта лопаток турбины с защитными покрытиями после их длительной наработки. На примере двух никелевых сплавов ЗМИ-3У и IN738LC показана взаимосвязь между уровнем повреждаемости материала и необходимым объемом восстановительного ремонта.

**Ключевые слова:** турбина высокого давления, защитные покрытия, лопатки турбины, структурно-фазовые изменения, металлографические исследования.

The paper presents basic approaches to development of repair technology for turbine blades with protective coatings after prolonged operation. On the example of two nickel superalloys ЗМИ-3У and IN738LC a dependency between the potential damage level of the material and the necessary amount of repair is shown.

**Keywords:** turbine of high-pressure, protective coatings, turbine blades, phase structural changes, metallographic researches.

Надежная эксплуатация рабочих лопаток турбины высокого давления (ТВД) газоперекачивающих агрегатов возможна только при условии проведения своевременных регламентных работ, направленных на восстановление требуемых свойств деталей [1]. Проведение указанных работ возможно только в стационарных условиях на базе специализированных предприятий. Объем регламентных работ, а следовательно, и сама технология ремонта лопаток определяется в первую очередь уровнем их повреждаемости.

Цель данного исследования – сформулировать основные подходы к созданию технологии восстановительного ремонта лопаток ТВД с защитными покрытиями с длительной наработкой с учетом анализа уровня их повреждаемости.

В качестве объекта исследования выбрали лопатки турбины, изготовленные из никелевых сплавов IN738LC и ЗМИ-3У, имеющих наработку в составе изделия ГТК-25И ~ 60 и 40 тыс. ч соответственно.

Для оценки структурно-фазовых изменений, происходящих в лопатках в ходе длительной наработки, был проведен комплекс металлографических исследований. Показано, что после эксплуатации в материале лопаток турбины из сплава IN738LC произошло выделение мелкодисперсной  $\gamma'$ -фазы, коагуляция первичных частиц  $\gamma'$ -фазы, дополнительное выделение карбида  $M_{23}C_6$  и возрастание общего количества упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (рис. 1, а). Выявленные структурные изменения в материале лопаток обуславливают снижение уровня их механических свойств. Уста-

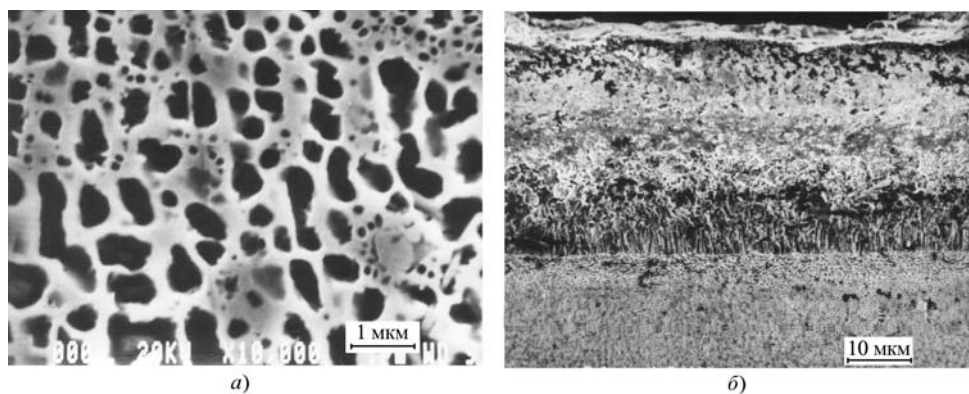


Рис. 1. Структура сплава IN738LC (а,  $\times 10000$ ) и покрытия Ni–Co–Cr–Al–ZrO<sub>2</sub> (б,  $\times 600$ ) после эксплуатации в течение 60 тыс. ч

новлено, что временное сопротивление разрыву уменьшается в среднем в 1,2, относительное удлинение – в 1,7 раза, а время до разрушения при испытании на длительную прочность (температура 900 °С, напряжение 206 МПа) – в 1,5 раза. Следует отметить, что для исследуемых лопаток наблюдается значительное коррозионное повреждение композиционного покрытия системы Ni–Co–Cr–Al–ZrO<sub>2</sub> (рис. 1, б). В данном случае глубина коррозионных повреждений сопоставима с толщиной защитного покрытия. Как отмечают авторы работы [2], характер распределения элементов в указанном покрытии свидетельствует о полной выработке покрытием своего ресурса. В лопатках из никелевого сплава ЗМИ-3У глубина коррозионных повреждений в покрытии на кобальтовой основе (СДП-6) также достигает нижней части внутренней зоны. Однако в отличие от лопаток из сплава IN738LC в никелевом сплаве ЗМИ-3У каких-либо структурных изменений, свидетельствующих о потере работоспособности, установлено не было (рис. 2).

Анализ полученных данных показал, что при ремонте лопаток, имеющих наработку, обязательным является удаление поврежденного покрытия. При этом для лопаток из сплава IN738LC необходимо дополнительно проведение работ по восстановлению требуемой структуры сплава с одновременным обеспечением уровня механических свойств не ниже

норм, оговоренных в технических условиях на их эксплуатацию.

Для удаления поврежденного покрытия могут быть использованы два альтернативных способа: механический и химический. Механический способ осуществляется путем последовательного ручного шлифования (полирования) всей поверхности пера лопатки с использованием различных по диаметру и зернистости абразивных кругов. Однако реализация указанного подхода обуславливает неконтролируемый съем поврежденного слоя с поверхности лопатки. Поэтому после операции полирования необходимо проведение качественного контроля, позволяющего обнаружить участки, с которых покрытие было удалено не полностью. В рамках данной работы для контроля качества удаления покрытия использовали процесс электролитно-плазменного полирования [3]. Процесс проводили в растворе аммонийных солей при pH 4...5 в условиях высоких напряжений ~ 300 В и температуре электролита не ниже 70 °С, что обеспечило устойчивое пузырьковое кипение парогазового слоя вокруг обрабатываемой детали и позволило выявить зоны на пера лопатки, на которых осталось неудаленное покрытие.

Химический способ, связанный с применением кислотных электролитов, позволяет проводить одновременную обработку достаточно большой партии лопаток. Исследования показали, что для разных типов покрытий необходимо использовать свой

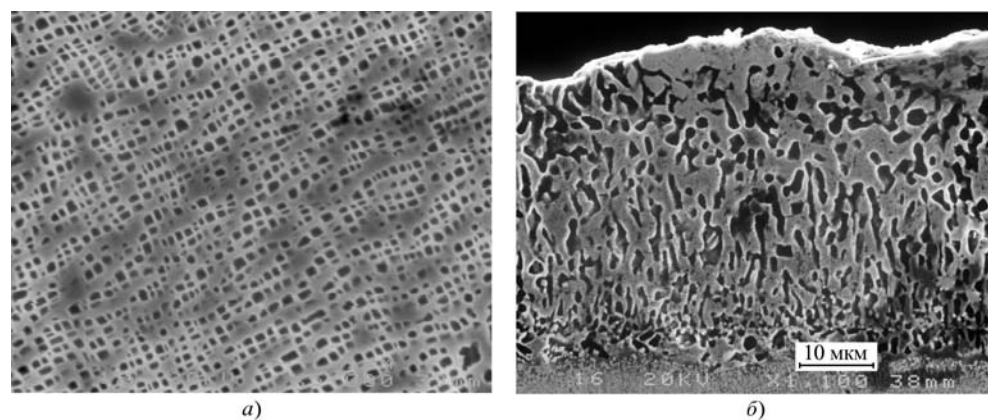


Рис. 2. Структура сплава ЗМИ-3У (а, ×10000) и покрытия СДП-6 (б, ×600) после эксплуатации в течение 40 тыс. ч

состав травильного раствора. При соответствующем подборе компонентов травильного раствора появляется дополнительная возможность получения информации о полноте удаления покрытия путем периодического визуального осмотра лопаток непосредственно в ходе процесса. При этом установлено, что для покрытия систе-

мы Ni–Co–Cr–Al–ZrO<sub>2</sub> может быть рекомендован электролит, содержащий азотную и соляную кислоты с добавкой гептамолибдата аммония и бихромата калия. В то же время для удаления более коррозионно-стойкого покрытия СДП-6 в состав травильного раствора необходимо ввести плавиковую кислоту, что обеспечивает ускорение процесса снятия поврежденного покрытия. При применении указанных составов электролитов процесс целесообразно проводить при температуре 18...22 °С, что снижает экологическую нагрузку на производство.

Проблема нанесения нового защитного покрытия должна решаться с учетом условий эксплуатации лопаток. Так, согласно данным работы [4], лопатки энергетических газовых турбин подвергаются воздействию знакопеременных напряжений, достигающих 50...100 МПа, и температуры газа ~ 750...850 °С при номинальных режимах работы и ~ 1000...1100 °С при пиковых нагрузках. Авторы работы [5] показали, что в условиях эксплуатации лопаток свыше 1000 °С требуется использовать алюминидные покрытия, позволяющие надежно защищать лопатки от высокотемпературного окисления благодаря образованию слоя из оксидов алюминия. Для повышения работоспособности лопаток в алюминидные покрытия необходимо вводить легирующие элементы, которые создают барьерные слои (Cr), обеспечивают высокую адгезию оксидной пленки к покрытию (Y) и стабилизируют структуру алюминидного покрытия (Si) [6]. Установлено, что в данном случае успешно могут быть использованы покрытия ВСДП-11, ВСДП-13, ВСДП-15. Общий вид покрытия ВСДП-11 на сплаве ЗМИ-3У представлен на рис. 3. Покрытие толщиной 50 мкм наносили в НПП "Уралавиаспецтехнология" (НПП "УАСТ") на модернизированной установке ВУ-2М, которая обеспечивает его равномерное осаждение по всей поверхности пера лопаток. Покрытие содержит ~ 20 % масс. алюминия, что позволяет дополнительно продлить ресурс ремонтируемым лопаткам до 10...12 тыс. ч.

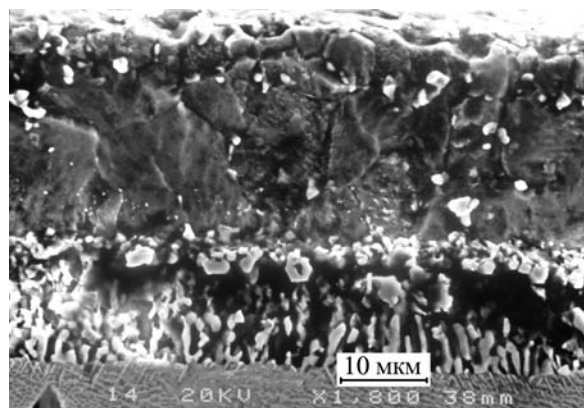


Рис. 3. Микроструктура покрытия ВСДП-11 на сплаве ЗМИ-3У (×1800)

Эксплуатация лопаток при уровне температур ~ 750...850 °С выдвигает также требования по защите сплава от сульфидно-оксидной коррозии. Воздействие на лопатки турбины газового потока, содержащего оксиды серы, соединения ванадия и хлора, вызывает протекающие коррозионные процессы с формированием на поверхности прочных соединений, трудно удаляемых как химическим, так и механическим путем. Кроме того, на границе коррозионного фронта со сплавом образуется тонкий слой эвтектики Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub>–Ni, автокаталитический характер диффузии компонентов которой со временем приводит к деградации структуры никелевого сплава и уменьшению эффективного сечения пера лопатки [4]. Для снижения влияния агрессивных компонентов газового потока возникает необходимость использования покрытий, имеющих практически нулевую пористость и содержащих до 30 % хрома с целью создания защитного барьера на пути проникновения серы. Таким требованиям отвечают покрытия из сплавов СДП-1, СДП-2, ВСДП-5 и др., наносимые на НПП "УАСТ" ионно-плазменным методом в вакууме. Покрытия данного типа рекомендуется подвергать гомогенизирующей термической обработке для формирования диффузионной зоны на границе с защищаемым сплавом [7]. В настоящее время разработан план комплексных исследований по изучению влияния разных марок покрытий на эксплуатационные

свойства материала лопаток, прошедших восстановительный ремонт.

При обнаружении значительных структурных изменений вопрос восстановления требуемой структуры никелевого сплава может быть решен путем проведения *высокотемпературного отжига* (ВТО) в вакууме [8, 9] или за счет высокотемпературной газостатической обработки в аргоне (ГИП-обработка) [10]. При ВТО необходимо использовать вакуумные печи, рабочий объем которых должен позволять проводить отжиг крупногабаритных деталей с длиной пера до 700 мм в течение длительного времени при температурах, превышающих температуру полного растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы. В отличие от ВТО ГИП-обработка осуществляется в специальных установках, в которых создается не только высокая температура, но и избыточное давление аргона, превышающее предел текучести сплава при сжатии. Такой подход позволяет уменьшить пористость и микрохимическую неоднородность материала. Однако высокое давление, создаваемое в камере, может привести к короблению лопаток, а использование аргона – к окислению поверхностного слоя никелевого сплава. Для устранения указанных недостатков требуется изготавливать специальную оснастку и проводить нанесение технологического покрытия [11]. Анализ положительных и отрицательных сторон предлагаемых методов восстановления структуры никелевых сплавов показывает, что его выбор необходимо осуществлять не только с учетом фактического повреждения материала лопаток, но и с позиций экономической целесообразности. Так, для лопаток из сплава IN738LC исходя из их фактической повреждаемости после наработки в течение 60 тыс. ч может быть рекомендован режим восстановительной термической обработки, заключающийся в закалке материала при температуре  $\sim 1140$  °С в вакуумной среде. Было показано, что данная термообработка обеспечивает растворение практически всей  $\gamma'$ -фазы, а последующее охлаждение и старение – ее выделение в виде частиц кубической формы размером

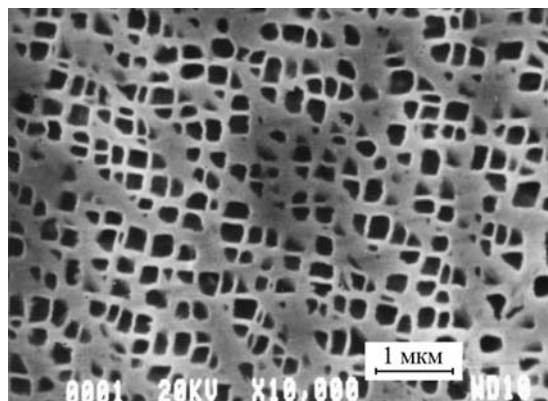


Рис. 4. Микроструктура сплава IN738LC после восстановительной термической обработки ( $\times 10000$ )

0,5...0,6 мкм (рис. 4), что является оптимальным с точки зрения высокотемпературной ползучести [12]. Результаты механических испытаний образцов подтвердили правильность выбора режима термической обработки. После ВТО наблюдается восстановление временного сопротивления разрыву и долговечности материала до исходного уровня ( $\sigma_B = 870$  МПа,  $\tau_p = 485$  ч), а также повышение относительного удлинения на 43 и 13 % для температур испытания 20 и 650 °С соответственно.

Изложенные выше подходы позволили разработать соответствующие технологические процессы ремонта лопаток ТВД из сплавов IN738LC и ЗМИ-3У. Данные технологии были апробированы на базе НПП "УАСТ" и внедрены в серийное производство.

Таким образом, проведенные исследования показали, что необходимый объем ремонтно-восстановительных работ для лопаток турбины после их длительной наработки должен определяться как на основе достижения максимальной производительности при минимальных затратах, так и с учетом фактического уровня повреждаемости материала сплава и покрытия.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жадкевич А.М. Применение восстановительных технологий для повышения ресурса газотурбинных двигателей (анализ состояния и развития) // Автоматическая сварка. 2006. № 5. С. 44–49.

2. Смыслов А.М., Быбин А.А., Невьянцева Р.Р. Анализ состояния рабочей лопатки ТВД после длительной эксплуатации в составе изделия ГТК-25И и технология восстановительного ремонта // Вестник УГАТУ. 2007. Т. 9. № 6. С. 136–142.

3. Nevyantseva R.R., Gorbatkov S.A., Parfenov E.V. et al. The influence of vapor–gaseous envelope behavior on plasma electrolytic coating removal // Surface and Coatings Technology, 148, 2001. P. 30–37.

4. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.: Машиностроение, 1987. 272 с.

5. Строганов Г.Б., Чепкин В.М., Терентьева В.С. Жаростойкие покрытия для газовых турбин. М.: ИД "Навигатор-Экстра", 2000. 163 с.

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

7. Мовчан Б.А., Малашенко И.С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. Киев: Наук. думка, 1983. 232 с.

8. Кузнецов В.П., Лесников В.П. Критерии ремонтнопригодности и технологии восстановительного ремонта рабочих лопаток турбин ГТД // Газотурбинные технологии. 2004. № 1. С. 26–30.

9. Бронфин М.Б., Герчикова Н.С., Кишкин С.Т. и др. Применение восстановительной термовакuumной обработки при ремонте лопаток из сплава ВЖЛ12У // В кн.: новые технологические процессы и надежность ГТД. М.: ЦИАМ, 1980. № 4. С. 24–30.

10. Булатов В., Быков Ю., Душкин А. и др. ГИП – эффективная технология восстановления турбинных лопаток // Газотурбинные технологии. 2004. № 2. С. 18–20.

11. Гарибов Г.С., Ананьев В.И., Коряковцев А.С. и др. Улучшение качества лопаток из жаропрочных никелевых сплавов методом высокотемпературной газостатической обработки // Газотурбинные технологии. 2004. № 8. С. 14–16.

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

### ***УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!***

#### **ПРОДОЛЖАЕТСЯ ПОДПИСКА НА 2009 ГОД**

Приглашаем оформить подписку на 2-е полугодие 2009 г. в ближайшем отделении "ПОЧТА РОССИИ". Подписные индексы журнала по каталогам:

"РОСПЕЧАТЬ" – **85159**;

"ПРЕССА РОССИИ" – **39269**;

"ПОЧТА РОССИИ" – **60252**.

Также подписаться на журналы можно непосредственно в отделе продаж, маркетинга и рекламы ООО "Издательство МАШИНОСТРОЕНИЕ":

e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru); [marketing@mashin.ru](mailto:marketing@mashin.ru)

факс (499) 269-48-97

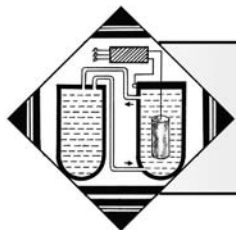
тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98

почтовый адрес: 107076, г. Москва, Стромьинский пер., д. 4

**ПРЕДОСТАВЛЯЮТСЯ СКИДКИ** в размере **3 %** учебным заведениям, организациям и предприятиям, оформляющим подписку на журналы для собственных нужд (не являющимися распространителями периодики), если они уже являются подписчиками на журналы издательства **не менее двух полугодий**.

**Доставка заказной бандеролью осуществляется за счет Издательства.**





УДК 621.357.9

Ю.Е. Кисель, Г.В. Гурьянов (Брянская государственная инженерно-технологическая академия)

## Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа

*Изучено влияние режимов электролиза на микроструктуру, микротвердость и износостойкость железоникелевых и железокобальтовых электролитических сплавов. Сопоставлены структура и механические свойства покрытий. Оптимизированы состав и структура покрытий, обеспечивающие наибольшую абразивную износостойкость.*

**Ключевые слова:** электрохимические покрытия, электролитические сплавы, структура, механические свойства, износостойкость, микротвердость.

*The influence of electrolyzes modes on a microstructure, microhardness and durability of Fe–Ni and Fe–Co alloys is studied. Structure and mechanical properties of coverings are compared. Structure and cocstav of coverings providing the greatest abrasive firmless are optimized.*

**Keywords:** electrochemical coverings, electrolytic alloys, structure, mechanical properties, resistance increase, microhardness.

### Введение

В процессе электролиза осажденные слои железа приобретают специфические свойства, которые определяются их особой структурой. Однако в исследованиях свойства электролитического железа и сплавов на его основе обычно связывают с условиями получения осадков, а не с особенностями его структуры, что затрудняет выбор оптимальных условий электролиза для получения качественных осадков. В литературе накоплено большое количество зависимостей микротвердости, внутренних напряжений, прочности сцепления, хрупкости, износостойкости и других свойств осадков и деталей с покрытиями от плотности тока, pH, температуры, состава электролита [1–3]. Параллельно в ряде работ выполнено определение параметров микроструктуры от тех же параметров [4, 5], однако они не связаны между собой. Попытки найти связь физико-механических свойств со структурой осадка в литературе единичны. В частности, проводился поиск зависимости усталостной прочности образцов с железными покрытиями от

параметров субмикроструктуры осадков [4–6]. Поэтому основным вопросом исследований было определение взаимосвязи микроструктуры и прочностных свойств железоникелевых и железокобальтовых покрытий.

### Методика исследований

Покрытия получали из электролитов состава (кг/м<sup>3</sup>): железоникелевые –  $\rho(\text{FeCl}_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}) = 500$ ,  $\rho(\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}) = 90$ ,  $\rho(\text{Na}_2\text{H}_4\text{C}_4\text{O}_6 \times 2\text{H}_2\text{O}) = 1,5$ ; железокобальтовые –  $\rho(\text{FeCl}_2 \times 4\text{H}_2\text{O}) = 500$ ,  $\rho(\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}) = 100$ ,  $\rho(\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3 \cdot 18\text{H}_2\text{O}) = 80$ . Параметры электролиза изменяли в следующих интервалах: температура электролита ( $t$ ) – от 29,2 до 80,2 °С; плотность тока ( $D_k$ ) – от 13,4 до 46,8 А/дм<sup>2</sup>; pH раствора – от 0,2 до 1,2. Определение дефектов структуры железоникелевых и железокобальтовых сплавов осуществляли анализом дифракционных линий, полученных на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом излучении от плоскостей (110) и (211). Размер блоков

мозаики ( $D$ ) и микроискажения ( $\epsilon$ ) определяли по методу моментов второго порядка [7]. Плотность дислокаций ( $\rho$ ) оценивали по формуле П.Б. Хирша [8]. Исследование морфологии и микроструктуру основы и покрытий проводили с помощью микроскопа МИМ-8. Микротвердость покрытий ( $H_{\mu}$ ) определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3. Исследования покрытий на абразивное изнашивание при трении о нежесткозакрепленные абразивные частицы проводились в соответствии с ГОСТ 23.208–79. Износ ( $J$ ) определяли весовым методом с точностью до  $5,0 \cdot 10^{-5}$  г. Повторность опытов составляла от 3 (при определении  $D$ ,  $\epsilon$ ,  $\rho$ ,  $J$ ) до 15 (при определении  $H_{\mu}$ ).

### Результаты исследований и их обсуждение

Исследования показали, что микроструктура железоникелевых и железокобальтовых покрытий существенно зависит от параметров электролиза (рис. 1). Сопоставление результа-

тов исследования микроструктуры железоникелевых покрытий показало, что изменение плотности дислокаций со снижением температуры согласуется с изменениями износостойкости и микротвердости (рис. 2). Мелкозернистые осадки с высокой плотностью дислокаций обладали более высокой износостойкостью и микротвердостью. Покрытия получали блестящие с густой сеткой микротрещин. Хотя некоторые трещины достигали основания, можно предположить, что покрытия сопротивлялись износу благодаря высокой прочности сцепления с основным материалом. Увеличение плотности тока привело к увеличению плотности дислокаций, микроискажений и измельчению блоков (рис. 1). Увеличение кислотности раствора привело к тому, что выделение металла на катоде происходит с меньшим перенапряжением, осадки имели более низкую плотность дислокаций и микротвердость (рис. 2). Увеличение pH раствора до 1,2 привело к защелачиванию прикатодного слоя. Осадки получали рыхлые,

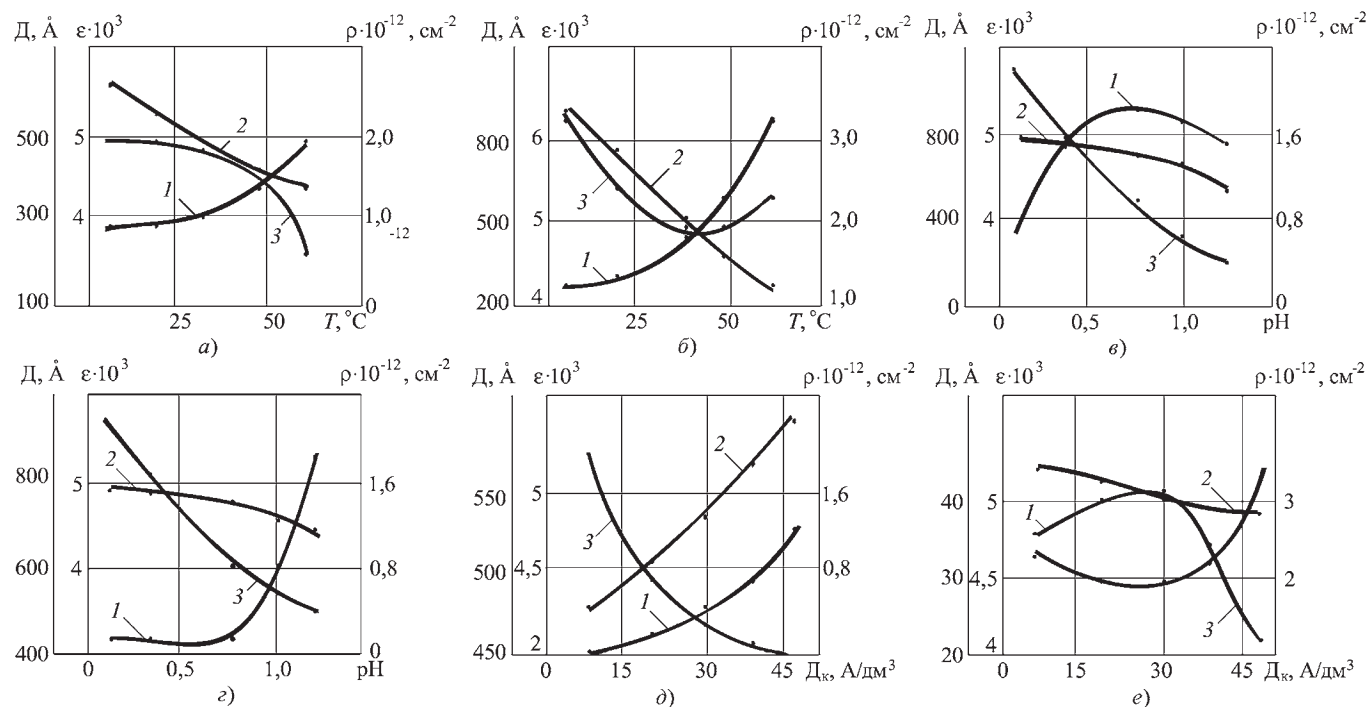


Рис. 1. Влияние параметров электролиза на субмикроструктуру железоникелевых (а, в, д) и железокобальтовых (б, г, е) покрытий:

1 – плотность дислокаций; 2 – микроискажений; 3 – размер блоков мозаики

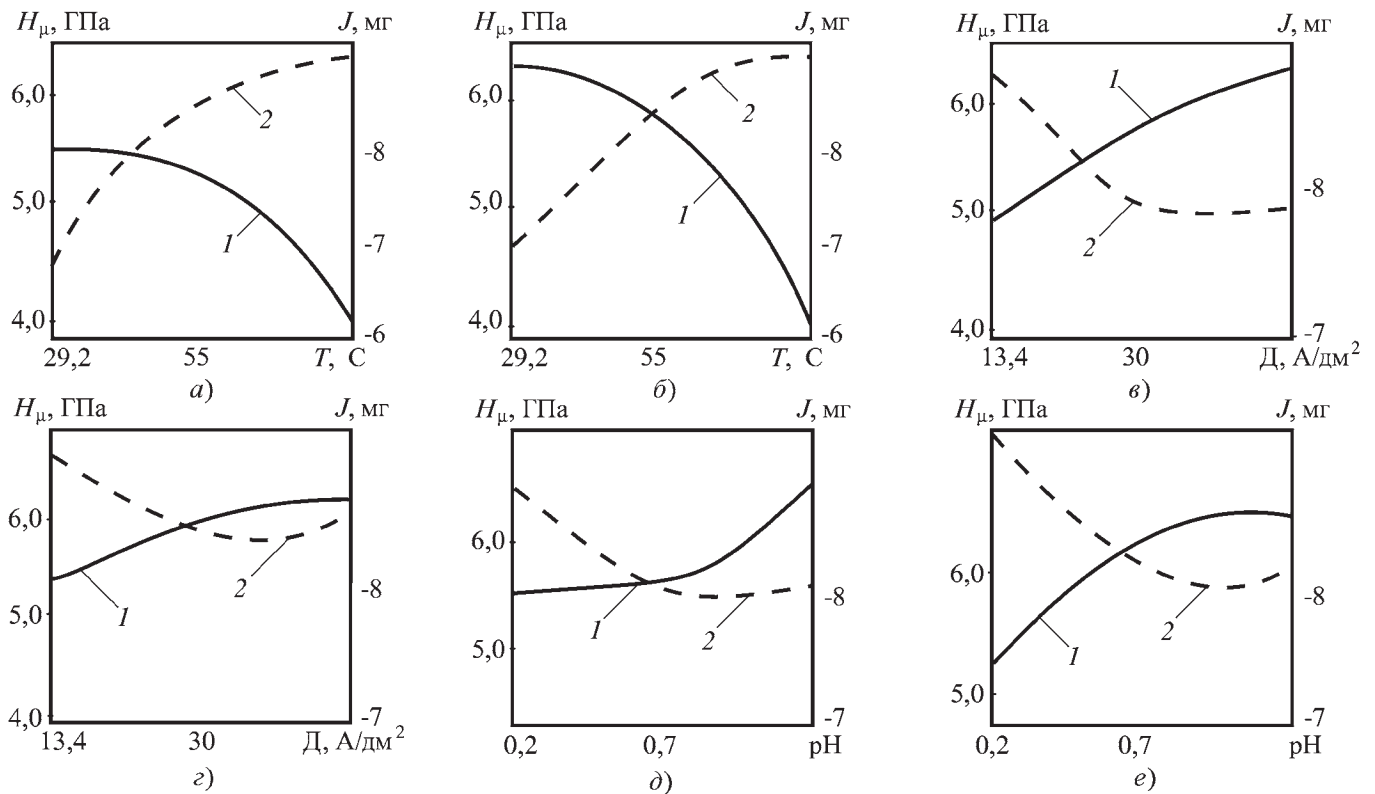


Рис. 2. Влияние параметров электролиза на микротвердость (1) и износ (2) железоникелевых (а, в, д) и железокобальтовых (б, г, е) покрытий

темно-серого цвета, с низкой абразивной износостойкостью.

Анализ данных показал, что зависимость микроструктуры железокобальтовых покрытий от параметров электролиза имеет аналогичный характер. Увеличение плотности тока способствует образованию более мелкозернистых осадков с высокой плотностью дислокаций, в результате чего повышается их микротвердость и износостойкость. Повышение температуры снижает катодную поляризацию, способствует образованию более пластичных крупнозернистых осадков с низкой плотностью дислокаций, что приводит к снижению их микротвердости и износостойкости.

При исследовании тонкой структуры осадков было установлено, что ужесточение параметров электролиза привело к увеличению плотности дислокаций, микроискажению решетки и измельчению блоков мозаики. Анализ данных по исследованию микроструктуры электролитических сплавов показал, что зави-

симось  $H_{\mu} = f(D^{-1/2})$  имеет линейный характер (рис. 3), как и для чистого электролитического железа, полученного из хлористого электролита [1]. Для железоникелевых покрытий эта

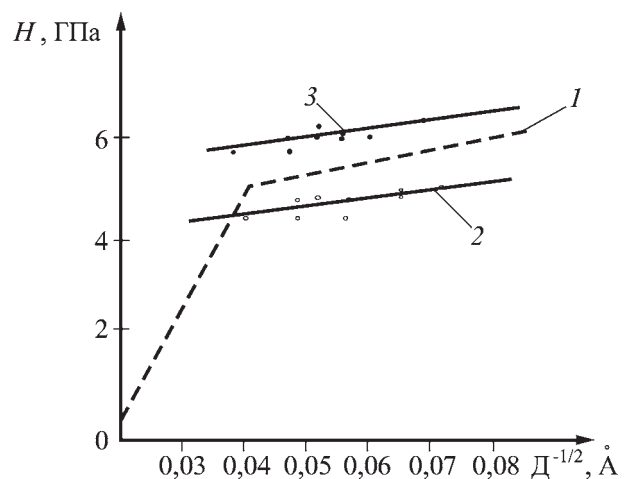


Рис. 3. Зависимость микротвердости покрытий от размеров блоков мозаики:

1 – "чистое" электролитическое железо [3]; 2 – железоникель; 3 – железокобальт

зависимость описывается следующей формулой:

$$H_{\mu}^{\text{Fe-Ni}} = 4,16 + 9,75 \cdot 10^{-2} \text{ Д}^{-1/2}, \quad (1)$$

а для железокобальтовых покрытий:

$$H_{\mu}^{\text{Fe-Co}} = 5,86 + 8,62 \cdot 10^{-2} \text{ Д}^{-1/2}. \quad (2)$$

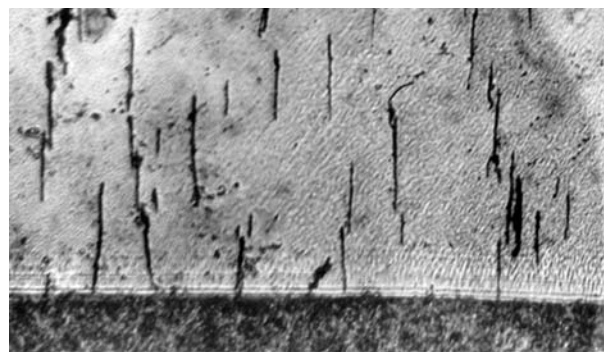
Учитывая физическую природу микротвердости и соотношение  $\sigma_m = \frac{1}{3} H_{\mu}$  [3], для пределов текучести железоникелевых и железокобальтовых покрытий используют следующие выражения:

$$\sigma_m^{\text{Fe-Ni}} = 1,39 + 3,25 \cdot 10^{-2} \text{ Д}^{-1/2}, \quad (3)$$

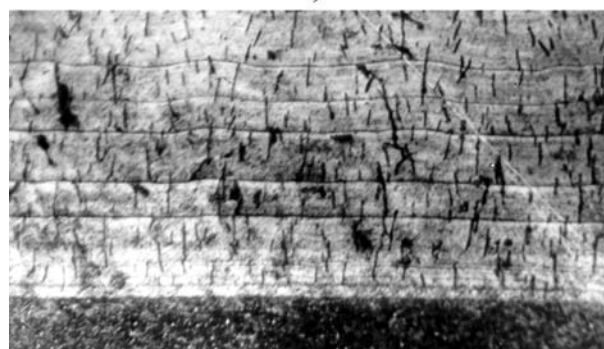
$$\sigma_m^{\text{Fe-Co}} = 1,95 + 2,87 \cdot 10^{-2} \text{ Д}^{-1/2}. \quad (4)$$

Наиболее износостойкие покрытия соответствовали области образования в осадках устойчивых субмикротрещин (рис. 4). Происходило упрочнение материала, обусловленное процессом пластической деформации осадка в процессе электролиза, аналогичной субмикроструктурному упрочнению при пластической деформации. Хотя осадок пронизан густой сеткой субмикротрещин, прочность покрытий на сдвиг повышалась. Возможно, трещины дополнительно оказывали сопротивление движению дислокаций, благодаря чему, как было установлено выше, повышалась микротвердость и износостойкость.

Таким образом, для осаждения наиболее износостойких при трении о нежесткозакрепленный абразив железоникелевых покрытий, предназначенных для повышения долговечности деталей машин, необходимо соблюдать следующие режимы электролиза: плотность тока от 35 до 40 А/дм<sup>2</sup>; температура электролита от 30 до 35 °С; рН раствора от 0,7 до 0,9. Наиболее износостойкие железокобальтовые покрытия для восстановления быстроизнашиваемых деталей машин следует получать при плотности тока от 30 до 35 А/дм<sup>2</sup>; температуре электролита – от 30 до 35 °С; рН раствора – от 0,7 до 0,9. Указанные режимы электролиза позволяют получать осадки износостойкостью



а)



б)

Рис. 4. Структура железоникелевых (а) и железокобальтовых (б) покрытий, полученных при оптимальных режимах электролиза (×500)

до 2 раз больше, чем закаленная сталь 65Г, используемая для изготовления серийных лемехов, и до 5 раз – эталонных образцов из стали 35, что позволяет рекомендовать их в качестве основы для композиционных электрохимических покрытий и восстановления деталей машин [6].

### Выводы

Показано, что упрочнение материала при электролизе происходит за счет измельчения блоков, увеличения плотности дислокаций и микроискажений кристаллической решетки, как и при пластическом деформировании. Следовательно, зависимость упрочнения осадков от параметров субмикроструктуры соответствует закону Холла-Петча (Петча-Стро). У наиболее износостойких предельно упрочненных осадков плотность дислокаций достигает  $2 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ , что соответствует предельному упрочнению чистых металлов. Дальнейшее ужесточение режимов электролиза приводит к

разупрочнению покрытий и уменьшению их прочностных свойств. Поэтому дальнейшее повышение износостойкости покрытий возможно путем введения в них твердых частиц.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гири́н О.В.** Периодическое изменение тонкой кристаллической структуры электроосажденных металлов в зависимости от заряда ядра их атомов / О.В. Гири́н, Г.М. Воробьев // Известия АН СССР. Металлы. № 3. М.: Изд-во АН СССР, 1987. С. 140–142.
2. **Пани́н В.Е.** Структурные уровни деформации твердых тел / В.Е. Пани́н, В.А. Лихачев, Ю.В. Гриняев. Новосибирск: Изд-во "Наука". Сибирское отделение, 1985. 226 с.
3. **Гурьянов Г.В.** Образование дефектов структуры в электролитическом железе. Препринт ИПФ АНМССР, Кишинев, 1989. 45 с.

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

5. **Юдина Е.М.** Повышение ресурса восстановленных деталей сельскохозяйственной техники композиционными гальваническими покрытиями на основе железа. Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. Кишинев, 1993. 21 с.

6. **Кисель Ю.Е.** Повышение долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа. Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. Москва, 2001. 18 с.

7. **Миркин А.Н.** Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов / А.Н. Миркин. М.: Изд-во физ.-мат. литературы, 1962. 867 с.

8. **Вишняков Я.Д.** Современные методы исследования структуры деформированных кристаллов / Я.Д. Вишняков. М.: Металлургия, 1975. 479 с.



## МАРОЧНИК СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

**А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский**

Под ред. **А.С. Зубченко**

М.: Машиностроение, 2003 – 784 с.

**Цена 4180 р. с НДС**

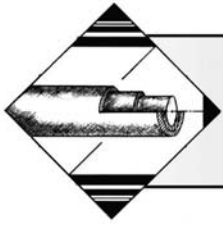
Содержит около 600 марок сталей и сплавов черных металлов. Для каждой марки указаны назначение, химический состав, механические свойства в зависимости от состояния поставки, температуры, режимов термообработки, поперечного сечения заготовок, места и направления вырезки образца, описан комплекс технологических свойств. Приведены системы маркировки сталей по Евронормам и национальным

стандартам. В приложениях даны физические свойства; механические свойства в зависимости от температур отпуска, испытания, ковочных; жаропрочные свойства; марки, характеристики и области применения электротехнических и транспортных сталей; зарубежные материалы, близкие по химическому составу к отечественным; перевод твердости по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу и Шору; соответствие различных шкал температур.

Во втором издании (1-е изд. 2001 г.) увеличено количество марок сталей и сплавов, в приложении приведены строительные и транспортные стали и некоторые их зарубежные аналоги, расширены сведения по маркировке сталей в национальных стандартах различных стран.

Для конструкторов, технологов, металлургов, исследователей и других специалистов всех отраслей машиностроения, полезен преподавателям и студентам вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в ООО "Издательство Машиностроение" в отдел продаж, маркетинга и рекламы: по почте: 107076, г. Москва, Стромьинский 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



УДК 621.923-752

Л.А. Журавлева, П.В. Колодяжный (Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск)

## Технология формирования цинкового покрытия на деталях из углеродистых сталей в условиях вибрационной обработки

*Предложена технология вибрационной обработки углеродистых сталей с одновременным нанесением цинкового покрытия толщиной до 8 мкм. Экспериментально определены режимы работы оборудования, параметры шероховатости поверхности, толщина цинкового покрытия.*

**Ключевые слова:** покрытие, цинкование, цинковое покрытие, цинковый порошок, механохимическая обработка, поверхность, энергия, химическая реакция, вибрационная обработка, рабочий раствор, контейнер, поверхностный слой.

*The technology of oscillation treatment of carbon steels is offered with the simultaneous causing of zinc coverage a thickness to 8 mcm. The modes of operations of equipment, parameters of roughness of surface, thickness of zinc coverage are experimentally certain.*

**Keywords:** coverage, zinc-plating, zinc coverage, zinc powder, mechanical-chemical treatment, surface, energy, chemical reaction, oscillation treatment, working solution, container, superficial layer.

Процесс нанесения защитных покрытий механохимическим способом на стальные детали полностью вытеснил традиционный электрохимический способ [1]. В Европе до 80 % всех метизов цинкуют калиброванным методом [2]. Разработка технологии нанесения цинкового покрытия в условиях вибрационной механохимической обработки представляет практический интерес.

Анализ современных требований к поверхности изделий из углеродистых сталей по шероховатости, глубине наклепа, адгезионной способности, коррозионной стойкости позволил установить, что использование традиционных методов не дает возможность получить требуемые показатели качества поверхности. Как показали исследования [3], обеспечить высокое качество поверхности можно за счет совмещения различных методов обработки.

Одним из перспективных способов обработки, при котором достигается эффект совместного воздействия механической энергии и химической реакции, является вибрацион-

ная обработка, которая обеспечивает изменение физико-химических свойств поверхностного слоя детали в результате воздействия низкочастотных колебаний рабочей среды с определенными частотой и амплитудой.

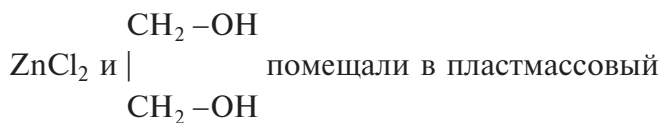
Исследованиями [4] установлено, что нанесение цинкового покрытия в процессе вибрационной обработки происходит в условиях одновременного воздействия двух противоположно направленных процессов нанесения цинкового покрытия и частичного его химического растворения.

Цель работы – изучение закономерностей формирования защитного цинкового покрытия в зависимости от шероховатости обрабатываемой поверхности, режимов вибрационной обработки; разработка технологического процесса, позволяющего интенсифицировать процесс механохимического формирования покрытия.

Экспериментальные исследования проводили на оборудовании лаборатории НИЛ ОСА ВНУ им. В. Даля на установке модели УВИ-25

с рабочим объемом 25 л и вибрационном станке ВМИ – 1003 с рабочим объемом 15 л.

С целью выяснения механизма схватывания поверхностными слоями цинкового порошка сталями Ст3 и 45 производили обработку как при изменении ее режимов, так и химического состава рабочего раствора. Образцы из сталей Ст3 и 45 различной шероховатости массой 126 г вместе с цинковым порошком (126 г) и активаторами 1 % растворами



контейнер из полиэтилена. Диаметр контейнера – 530 мм; высота – 270 мм; толщина стенок – 3 мм. Рабочими телами служили стеклянные шарики различного диаметра – 5...10 мм.

В рабочем контейнере осуществлялась обработка деталей из углеродистых сталей при наложении колебаний с частотой 42 и 67 Гц, и амплитудой  $A = 1,2$  и  $3,5$  мм. Время обработки образцов при выбранном режиме – от 5 до 60 мин.

В результате вибрационного шлифования в химически активных растворах осуществляется микрорезание и растворение выступов, а

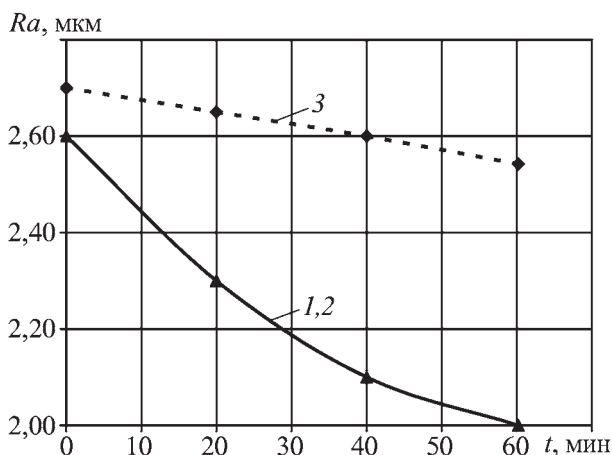


Рис. 1. Изменение шероховатости поверхности в процессе виброабразивного шлифования с применением химически активного раствора при режиме обработки  $A = 3,5$  мм; частота – 67 Гц; 1, 2 – раствор № 1 и № 2; 3 – раствор № 3

также проникновение рабочего раствора, содержащего ионы  $\text{Cl}^-$ , во впадины, что приводит к увеличению их глубины.

По данным работы [5] установлено, что углубления впадин в поверхности приобретают отрицательный заряд по отношению к выступам.

На графике (рис. 1) приведено изменение шероховатости поверхности ( $Ra$ ) в процессе виброабразивной обработки образцов стали Ст3 с применением химически активных растворов. Наиболее эффективно обработка осуществляется в растворах 1 и 2.

На графике (рис. 2) приведена зависимость скорости растворения поверхностного слоя стали Ст3 в химически активных растворах от ее продолжительности в результате виброабразивной обработки.

Профиль поверхности является важным параметром, определяющим протекание поверхностных явлений, связанных с контактными деформациями при воздействии ударных тел при "вбивании" цинкового порошка в поверхностный слой сталей Ст3 и 45.

Представляют практический интерес исследования по изучению влияния шероховатости поверхности после различных операций: механического шлифования, химического виброабразивного шлифования, а также вибрацион-

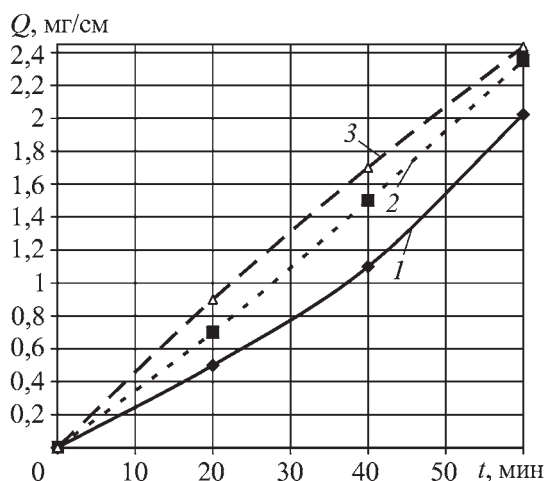
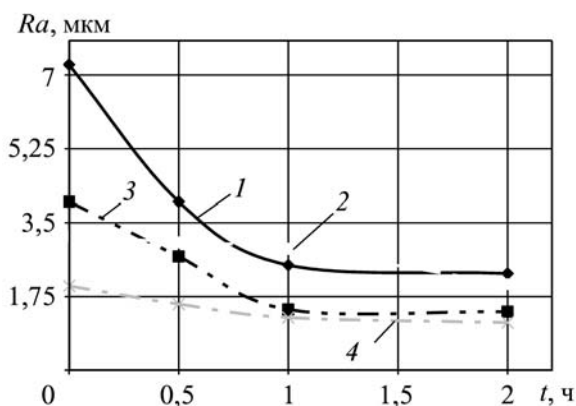


Рис. 2. Зависимость удельного съема металла стали Ст3 в химически активных растворах от продолжительности виброабразивной обработки:

1 – раствор № 1; 2 – раствор № 2; 3 – раствор № 3

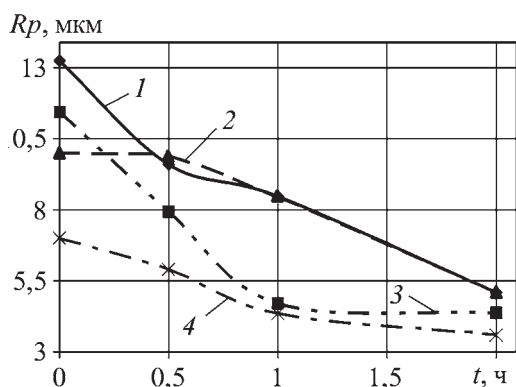


**Рис. 3.** Изменение шероховатости поверхности ( $Ra$ , мкм) в результате виброшлифования и виброполирования исходной поверхности образцов после предварительного черного точения:

1, 3 – виброшлифование сталей Ст3 и 45 соответственно ( $A = 3,5$  мм,  $f = 76$  Гц); 2, 4 – виброполирование стали 3 и 45 соответственно ( $A = 2,5$  мм,  $f = 42,5$  Гц)

ного полирования на толщину и качество цинкового покрытия.

На графиках (рис. 3 и 4) приведены изменения шероховатости поверхности  $Ra$  и высоты максимального выступа  $Rp$  после виброшлифования и виброполирования исходной поверхности образцов из сталей Ст3 и 45 после черного точения.



**Рис. 4.** Изменение высоты максимального выступа ( $Rp$ , мкм) в результате виброшлифования и виброполирования исходной поверхности образцов после черного точения:

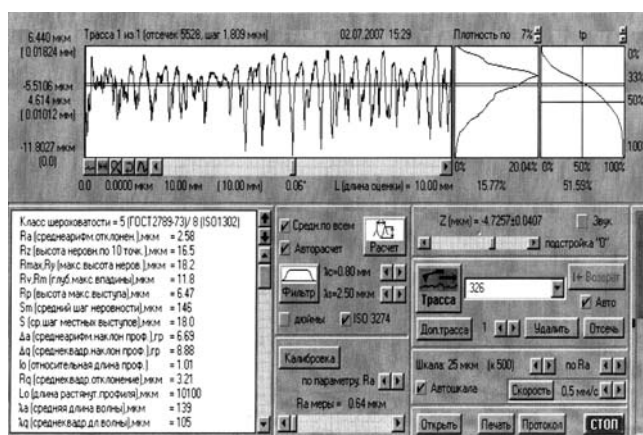
1, 3 – виброшлифование сталей Ст3 и 45 соответственно ( $A = 3,5$  мм,  $f = 76$  Гц); 2, 4 – виброполирование сталей Ст3 и 45 соответственно ( $A = 2,5$  мм,  $f = 42,5$  Гц)

Значительное изменение шероховатости поверхности образцов сталей Ст3 и 45 после черновой обработки в результате операций виброшлифования и виброполирования обусловлено как сошлифовыванием, так и смятием вершин микронеровностей.

Известно [6], что средний шаг между неровностями влияет на реологические свойства жидкостей (на величину смазочных карманов, обтекаемость поверхности). В связи с этим проводили сравнение среднего шага неровностей профиля  $S_m$  поверхностей образцов после различных видов обработки по их профилограммам. Для представления об опорной площади образцов из сталей Ст3 и 45 после виброабразивного шлифования в химически активных растворах использовали такой показатель, как относительная опорная длина профиля  $t_p$  – отношение опорной длины профиля к базовой длине. Изменения перечисленных показателей для образцов из сталей Ст3 и 45 приведены в таблице.

По данным таблицы видно, что вибрационная обработка в химически активных растворах оказывает влияние на параметры микрогеометрии поверхностного слоя изделий, а именно приводит к увеличению среднего шага неровностей  $S_m$  и относительной опорной длины профиля  $t_p$ .

На графиках (рис. 5–8) приведены профилограммы поверхностей образцов из стали 45 до и после различных условий обработ-



**Рис. 5.** Профилограмма поверхности образцов из стали 45



**Изменение шага неровностей  $S_m$  и относительной опорной длины профиля  $t_p$  для образцов стали 45 после обработки в химически активных растворах**

Электролит	Состав рабочего раствора	Виброшлифование ( $A = 3,5 \text{ мм}, f = 76 \text{ Гц}, \text{ время} - 1 \text{ ч}$ )			
		Значение $S_m$		Значение $t_p$	
		Чистое точение	Виброшлифование	Чистое точение	Виброшлифование
Раствор № 1	HNO <sub>3</sub> – 10 мл/л HCl – 5 мл/л K <sub>3</sub> [Fe(CN) <sub>3</sub> ] – 20 г/л FeCl <sub>3</sub> – 0,5 г/л	133	147	40,18	86,75
Раствор № 2	HNO <sub>3</sub> – 5 мл/л HCl – 10 мл/л K <sub>3</sub> [Fe(CN) <sub>3</sub> ] – 30 г/л FeCl <sub>3</sub> – 2 г/л	146	162	51,59	89,63
Раствор № 3	HNO <sub>3</sub> – 10 мл/л HCl – 5 мл/л K <sub>3</sub> [Fe(CN) <sub>3</sub> ] – 30 г/л FeCl <sub>3</sub> – 3 г/л ZnCl <sub>2</sub> – 1 г/л	146	206	40,2	72,71

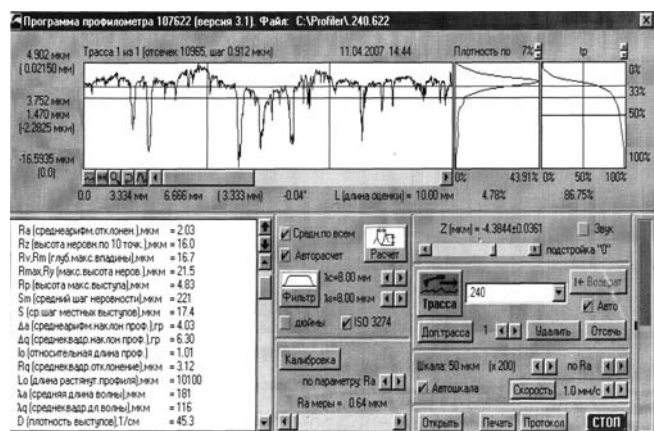
ки, а также вид поверхности после механохимического цинкования.

На рис. 9 и 10 представлены образцы из стали 45, используемые для эксперимента различной шероховатости.

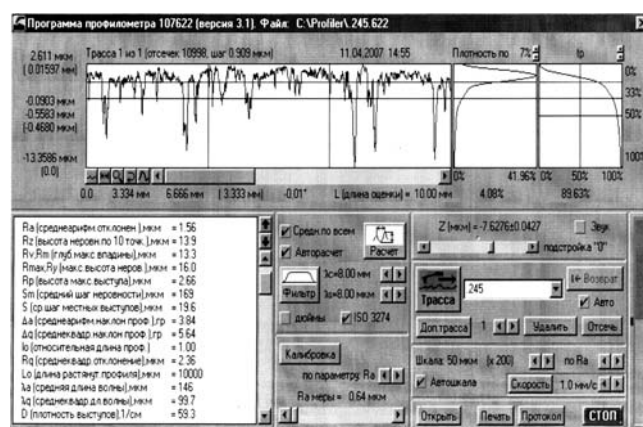
Изучение профилограмм и фотографий поверхности после механохимического цинкования позволило установить, что при совмещенном химическом процессе нанесения цинкового покрытия происходит как изменение глубины впадин, так и изменение параметров микрогеометрии поверхностного слоя. По-

верхностно активные анионы  $Cl^-$  увеличивают глубину впадин и создают по данным работы [5] высокую плотность электронов. Поэтому в углублениях шероховатой поверхности возможно электростатическое взаимодействие с положительно заряженными частицами цинкового порошка. Известно [7] также, что заполнение впадин вязкой жидкостью, согласно микрореологической теории, определяется из следующей зависимости:

$$h/l \cong (P\tau/\eta)^{1/2}, \quad (1)$$



**Рис. 6. Профилограмма поверхности образцов из стали 45, обработанных в растворе № 1**



**Рис. 7. Профилограмма поверхности образцов из стали 45, обработанных в растворе № 2**

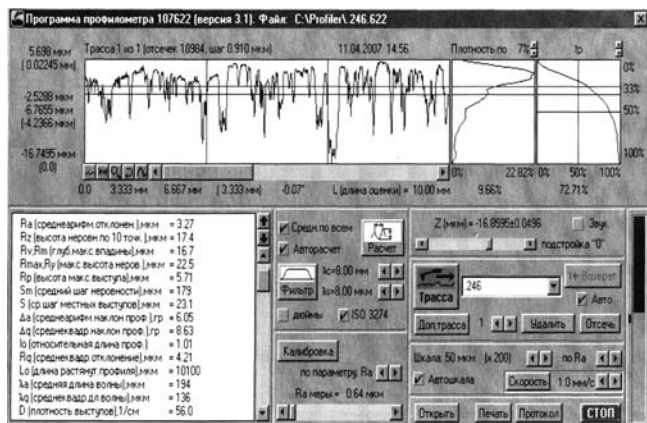


Рис. 8. Профилограмма поверхности образцов из стали 45, обработанных в растворе № 3

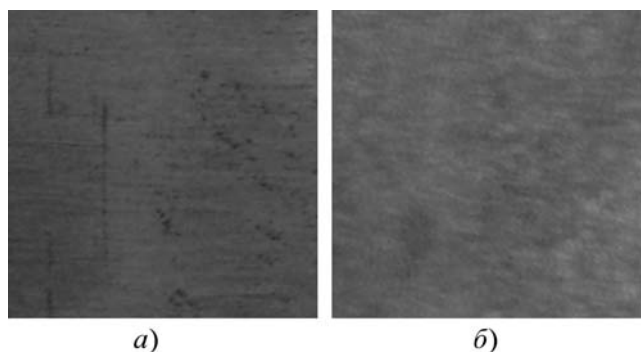


Рис. 9. Образцы для экспериментов: сталь 45 ( $Ra = 1,2$  мм), покрытая слоем ржавчины до обработки (а) и после цинкования в условиях вибрационной обработки (б)

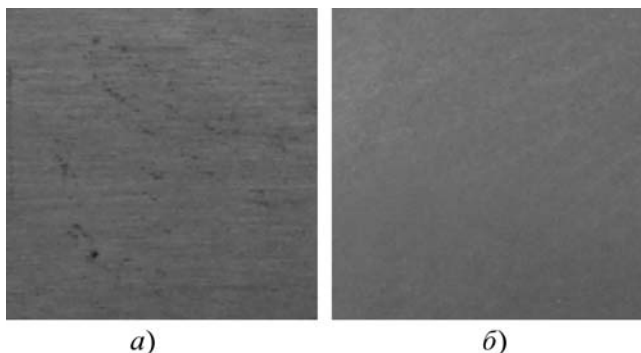


Рис. 10. Образцы для экспериментов: сталь 45 ( $Ra = 0,2$  мкм) без ржавчины до обработки (а) и после цинкования в условиях вибрационной обработки (б)

где  $P$  – внешнее давление на цинковый слой;  
 $\tau$  – время заполнения впадины;  
 $\eta$  – вязкость жидкого адгезива.

Следовательно, адгезионная прочность образующегося цинкового покрытия зависит от микрореологических процессов затекания вязкой цинковой суспензии в углубления, а также вязкости рабочей среды и внешнего давления.

На графиках (рис. 11, 12 и 13) приведены результаты определения толщины цинкового покрытия после совмещенного процесса нанесения покрытия.

Увеличение толщины цинкового покрытия в течение 15 мин на полированной поверхности, как отпущенной, так и закаленной стали 45, по сравнению с более шероховатой поверх-

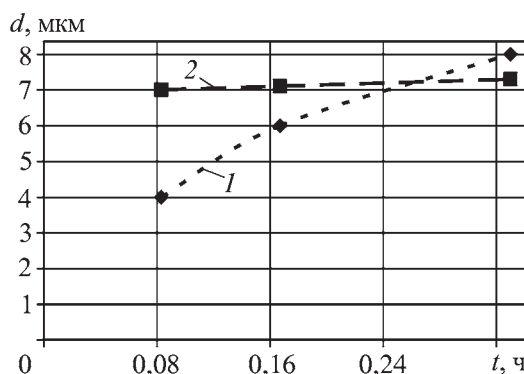


Рис. 11. Зависимость толщины цинкового покрытия от продолжительности обработки каленой стали 45 в среде стеклянных шаров диаметром 5...10 мм ( $A = 2,5$  мм,  $f = 42,5$  Гц):

1 – полированная поверхность  $Ra = 0,2...0,4$  мкм; 2 – неполированная поверхность  $Ra = 1,56$  мкм

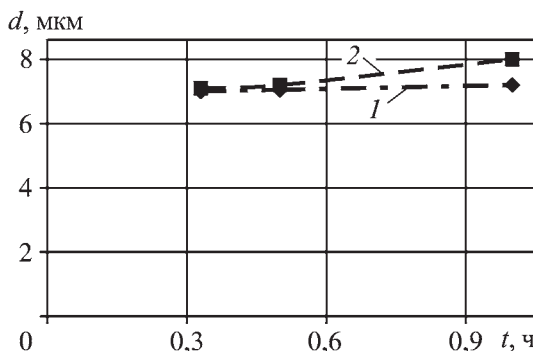


Рис. 12. Зависимость толщины цинкового покрытия от продолжительности обработки стали Ст3 в среде стеклянных шаров диаметром 5...10 мм ( $A = 3,5$  мм,  $f = 67$  Гц):

1 – полированная поверхность; 2 – неполированная поверхность

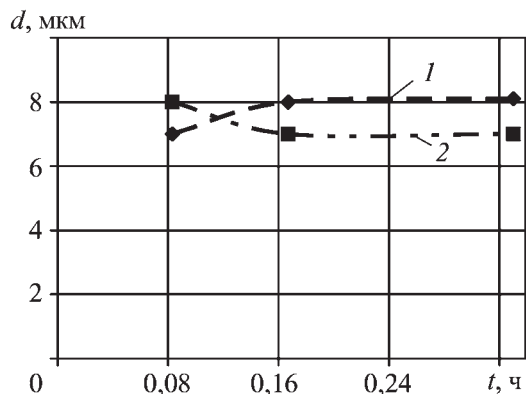


Рис. 13. Зависимость толщины цинкового покрытия от продолжительности обработки отпущенной стали 45 в среде стеклянных шаров диаметров 5...10 мм ( $A = 2,5$  мм,  $f = 42,5$  Гц):

1 – полированная поверхность  $Ra = 0,2...0,4$  мкм; 2 – неполированная поверхность  $Ra = 2,03$  мкм

ностью (режим обработки:  $A = 1,2$  мм,  $f = 42$  Гц) можно объяснить различием величины работы адгезии на этих поверхностях. По данным работы [3], связь между двумя видами равновесной работы вязкого рабочего раствора можно определить из зависимости:

$$W_{аж}^{ш} = R'_{\Delta} W_{аж}, \quad (2)$$

где  $R'_{\Delta}$  – коэффициент;

$W_{аж}^{ш}$  – адгезия жидкости на шероховатой поверхности;

$W_{аж}$  – адгезия жидкости на гладкой поверхности.

$$R'_{\Delta} = \frac{S'_k - S''}{S_k}, \quad (3)$$

где  $S'_k$  – площадь контакта капли вязкого раствора с шероховатой поверхностью;

$S''$  – часть площади под каплей, которая соприкасается с воздухом;

$S_k$  – площадь капли на гладкой поверхности, равная  $\pi R^2$ .

### Выводы

1. Результаты экспериментальных исследований процесса вибрационной обработки показали снижение шероховатости поверхности в зависимости от времени обработки и исходной шероховатости.

2. На основе анализа полученных профилограмм установлено, что предварительная вибрационная обработка в химически активных растворах, содержащих анионы хлора, оказывает влияние на параметры микрогеометрии поверхностного слоя образцов как стали Ст3, так и стали 45, прошедшей различную термическую обработку.

3. Установлено, что в результате виброабразивной обработки при  $A = 3,5$  мм,  $f = 67$  Гц, а также вибрационном полировании в среде стеклянных шаров, диаметром 5...10 мм происходит увеличение среднего шага неровностей  $Sm$  и относительной опорной длины профиля  $t_p$ .

4. Показано, что совмещенный процесс нанесения цинкового покрытия в химически активном рабочем растворе в среде стеклянных шаров сопровождается смятием вершин шероховатости, характеризуется увеличением глубины впадин, что приводит как к увеличению площади контакта обрабатываемой поверхности и рабочих тел, так и к увеличению адгезионной прочности покрытия.

5. Толщина цинкового покрытия зависит от параметров микрогеометрии поверхности реологических свойств образованной поверхности рабочего раствора, продолжительности и состава режимов обработки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент 3328197 США, кл. 117-119. Механическое нанесение покрытия / Дж.К. Симон, 1965.
2. Красильникова Т.Н., Фишберг И.В. Способ покрытия крепежных деталей (СССР) // А.с. № 1092204 СССР 1985. МКИ<sup>3</sup> С 23 F 7/08.
3. Иванов В.В. Совмещенный процесс виброобработки и нанесения цинкового покрытия на стальные детали. Вопросы вибрационной технологии: межвуз. сб. научн. ст. / ДГТУ – Ростов н/Д, 1999.
4. Лысенко Л.А., Колодяжная Л.Г., Покинтелица Н.И. Исследование механизма формирования цинкового покрытия на деталях из углеродистых сталей в условиях вибрационной обработки. Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении. Луганск: Изд-во ВНУ им. В. Даля, 2008. С. 209–215.
5. Баркли Д. Поверхностные явления при адгезии и трении в контакте. М.: Машиностроение, 1986. 160 с.
6. Суслов А.Г. Технологическое обеспечение параметров состояния поверхностного слоя деталей. М.: Машиностроение, 1987. 156 с.
7. Вимон А.Д. Адгезия пыли и порошков. М.: Химия, 1976. 432 с.

И.Н. Росляков, В.И. Колмыков, Л.И. Рослякова (Курский ГТУ)

## Интенсифицирующая роль кислорода в науглероживании сталей при использовании углеродно-карбонатных цементирующих покрытий

*Показано, что существенное повышение скорости науглероживания при использовании карбонатно-сажевых покрытий достигается тем, что на поверхности стали происходит не хемосорбция молекул CO из газовой среды, а реакции образования и тут же – распада CO на границах контактирующих поверхностей сажевой частицы и стали. Термодинамическими расчетами показано, что окислительная атмосфера для углерода содержит наряду с двуокисью углерода ( $CO_2 + C = 2CO$ ) также молекулярный и атмосферный кислород ( $O_2 + 2C = 2CO$ ;  $O + C = CO$ ), выделяющийся из карбоната  $BaCO_3$  при его термической диссоциации. Интенсивное образование CO обеспечивает высокую науглероживающую способность карбонатно-сажевого покрытия.*

**Ключевые слова:** термодинамика, аустенит, диссоциация, интенсифицирующая роль, кислород, карбонат, хемосорбция, термическая, дисперсные.

*As illustrated a considerable increase of the speed of carbonization with the use of carbonate and carbon-black coverings is caused not by the chemical adsorption of the molecules CO from the gas medium, but by the reactions of CO on the borders of the contact surfaces of carbon-black particle and steel. Thermodynamic calculations show that an oxidizing atmosphere for carbon together with the dioxide of carbon ( $CO_2 + C = 2CO$ ) also contains molecular and atmosphere oxygen ( $O_2 + 2C = 2CO$ ;  $O + C = CO$ ), that stands out from the carbonate  $BaCO_3$  during the thermic dissociation. An intensive formation of CO provides a high carbonizing ability of the carbonate and carbon-black coverings.*

**Keywords:** thermodynamic, austenite, dissociation, intensification role, oxygen, carbonate, chemical adsorption, thermic, dispersible.

Цель работы – с помощью термодинамических расчетов показать активизирующую роль кислорода в пастообразных сажевых карбюризаторах при науглероживании стали.

Цементация является наиболее распространенным процессом химико-термической обработки стальных изделий. Основным источником углерода в большинстве твердых и газовых карбюризаторов является окись углерода. Ее науглероживающие действия осуществляются в результате распада на поверхности стали с выделением атомарного углерода, который усваивается этой поверхностью



Скорость науглероживания при этом определяется скоростью доставки активной окиси углерода к науглероживаемой поверхности, т.е. интенсивностью циркуляции атмосферы в печном пространстве. Здесь следует отметить, что на науглероживание стали (на прохождение реакции 1) расходуется менее 1 % окиси углерода, входящей в состав науглероживающей атмосферы. Основная же часть CO сгорает на выходе из печи и частично выходит

несгоревшей, что обуславливает неэкономичность и неэкологичность процесса.

Исследованиями [1, 2] установлено, что существенное увеличение науглероживающей способности и экологической чистоты карбюризатора может быть обеспечено использованием карбонатно-углеродного покрытия (обмазки), наносимого на цементируемую поверхность. Цементация в смеси, состоящей из газовой сажи (аморфного углерода) и углекислого бария (20 %), разведенной органической пастообразующей жидкостью (КМЦ, ПВА и др.), позволяет в 2...2,5 раза ускорить науглероживание по сравнению с цементацией в древесноугольном карбюризаторе и в 3...4 раза по сравнению с газовой цементацией. При этом многократно уменьшается расход карбюризатора, так как толщина цементирующего покрытия не превышает 1,5...2 мм, что делает процесс цементации практически экологически безопасным.

В тонком покрытии на поверхности цементируемой стали изменяется механизм и кинематика реакции на границе между науглероживающей средой и сталью. Главную роль в науг-

лероживании при этом начинает играть не хемосорбция на поверхности стали молекул CO из газовой среды, а реакция образования и тут же распад CO на границе контактирующих поверхностей сажевой частицы и стали, благодаря чему практически обеспечивается независимость скорости цементации от скорости прохождения через рабочую зону печи газового потока.

Активная окись углерода в цементующем покрытии образуется в результате термической диссоциации углекислого бария [3]

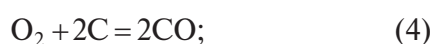


и при последующем взаимодействии CO<sub>2</sub> с углеродом на поверхности раскаленных частичек сажи



Однако, учитывая высокую науглероживающую способность карбонатно-сажевого покрытия, можно предположить, что в покрытии образуется дополнительное количество окиси углерода, связанное с диссоциацией окиси BaO.

Окись бария диссоциирует на компоненты Ba, O<sub>2</sub> и O в результате чего доставляется кислород, необходимый для образования окиси углерода при его реакции с сажей:



Это предположение можно проверить термодинамическими расчетами, в частности расчетом равновесных парциальных давлений молекулярного и атомарного кислорода над BaO.

Согласно теории термической диссоциации соединений, изложенной в [4], для металлов в большинстве случаев ограничиваются учетом лишь одноатомных паров. При этом упрощении для парциального давления пара бария в продуктах диссоциации BaO балансовое уравнение записывается в следующем виде:

$$P_{\text{Ba}} = P_{\text{O}} + 2P_{\text{O}_2} \quad (6)$$

(парциальное давление паров бария равно сумме парциальных давлений кислорода, приведенных к одноатомному газу).

В качестве стандартного состояния, согласно [4], принимается давление, при котором пар бария находится в равновесии с конденсированным барием. В этом случае термодинамическая активность пара бария  $a_{\text{Ba}}$  в продуктах диссоциации BaO равна единице.

Если в результате диссоциации окисла обеспечивается давление насыщенного пара металла, т.е. обеспечивается условие

$$P_{\text{M}} = P_{\text{M}}^{\circ}, \quad (7)$$

то, согласно [4], изменение свободной энергии  $\Delta G_T^{\circ}$  в реакциях диссоциации окисла совпадает с  $\Delta G_T^{\circ}$  реакцией образования окисла из металла в конденсированном состоянии, значения которых имеются в справочной литературе, в частности [5].

Выполнение условия (7) дает возможность рассчитать парциальное давление молекулярного кислорода по  $\Delta G_T^{\circ}$  образования окисла BaO из компонентов в стандартных условиях, т.е. из металла в конденсированном состоянии и молекулярного кислорода, по реакции:



Рассчитать парциальное давление атомарного кислорода  $P_{\text{O}}$  по  $\Delta G_T^{\circ}$  для реакции



не представляется возможным, так как изменение свободной энергии для этой реакции в справочной литературе не приведено. Однако  $P_{\text{O}}$  можно рассчитать с привлечением хорошо изученной реакции термической диссоциации молекулярного кислорода [4]



с константой равновесия

$$K_{\text{O}_2} = P_{\text{O}}^2 / P_{\text{O}_2}. \quad (11)$$

Выразив  $P_{O_2}$  через  $K_{O_2}$ , в соответствии с (11), можно балансовое уравнение (6) записать:

$$P_{Ba} = P_O + 2/K_{O_2} P_O^2. \quad (12)$$

Если учесть константу равновесия реакций (8):

$$K_{BaO} = P_{Ba}^2 P_{O_2} = P_{Ba}^2 P_O^2 / K_{O_2} \quad (13)$$

и выразить  $P_{Ba}$  через  $K_{BaO}$ ,  $K_{O_2}$  и  $P_O$ , в соответствии с (13):

$$P_{Ba} = (K_{BaO} K_{O_2})^{0,5} / P_O \quad (14)$$

(то можно переписать балансовое уравнение 12):

$$(K_{Ba} K_{O_2})^{0,5} = P_O^2 + 2P_O^3. \quad (15)$$

Выразив значение констант равновесия через  $\Delta G_T^0$ :

$$LqK = -\Delta G_T^0 / 4,576T. \quad (16)$$

Можно по уравнению (15), пользуясь справочными значениями  $\Delta G_T^0$  [5], рассчитать парциальное давление атомарного кислорода при температуре диссоциации BaO.

Диссоциация CO в интервале температур 298...3000 К исследована в работе [6]. С учетом всех газов в продуктах диссоциации, вносящих существенный вклад в общее давление, балансовое уравнение  $\Sigma P_C = \Sigma P_O$  приведено в работе [6] в виде следующего равенства:

$$P_C + 2P_{C_2} + 3P_{C_3} = P_O + 2P_{O_2} + P_{CO_2}. \quad (17)$$

Для того, чтобы можно было сравнить восстановительную способность углерода по отношению к конденсированным окислам металлов непосредственным образом, в качестве стандартного состояния окиси углерода, в той же работе [6] рекомендовано принимать критическое давление CO, т.е. соответствующее давлению насыщенного пара углерода над графитом в продуктах диссоциации (а не  $P_{CO} = 1$  атм). Критическое давление окиси угле-

рода в интервале температур 1000...2000 К выражено [6] уравнением:

$$LqP_{CO} = 9,27...23730/T. \quad (18)$$

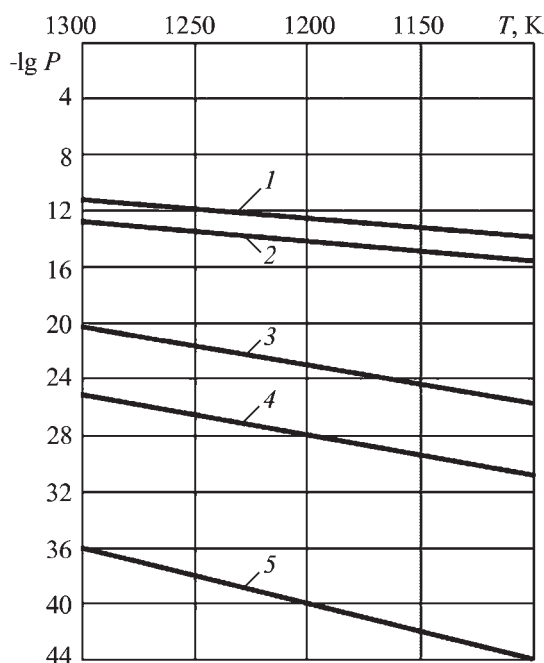
Парциальные давления компонентов газовой фазы в условиях равновесия с графитом выражены [6] следующими уравнениями:

$$LqP_{CO_2} = 9,60...38794/T; \quad (19)$$

$$LqP_{O_2} = 9,58...59454/T; \quad (20)$$

$$LqP_O = 8,24...42986/T. \quad (21)$$

На рисунке приведены результаты расчета парциальных давлений продуктов диссоциации BaO и CO при 1100...1300 К, соответствующих равновесию с барием и графитом. Вычисления выполнены компьютером с использованием уравнений (11), (15), (16) и (18...21) и справочных данных из [5, 6]. Как видно из рисунка, восстановление Ba из BaO углеродом возможно во всем исследованном интервале температур, так как равновесные кривые  $P_O$  и



Парциальные давления продуктов диссоциации BaO и CO при 1100...1300 К в условиях равновесия с конденсированными барием и графитом соответственно:

1 –  $P_{O_2}$ (BaO); 2 –  $P_O$ (BaO); 3 –  $P_{CO_2}$ (CO); 4 –  $P_O$ (CO); 5 –  $P_{O_2}$ (CO)

$P_{O_2}$  для системы С—СО расположены ниже (на 15...25 порядков) равновесных кривых  $P_O$  и  $P_{O_2}$  для системы Ва—ВаО.

Термодинамический анализ показал, что в карбонатно-сажевой смеси на поверхности стали окислительная атмосфера для углерода содержит, наряду с двуокисью углерода, также молекулярный и атмосферный кислород.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Переверзев В.М., Колмыков В.И. Влияние легирующих элементов на карбидообразование в железе и

стали в процессе цементации. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1981. № 8. С. 11–14.

2. Переверзев В.М., Колмыков В.И., Росляков И.Н. Термодинамика гомогенного зарождения цементита в аустените в процессе цементации стали. *Известия АН СССР. Металлы*. 1981. № 6. С. 61–64.

3. Гудремон Э. Специальные стали. Т. 1. М.: Металлургия, 1966. 736 с.

4. Куликов И.С. Термическая диссоциация соединений. М.: Металлургия, 1969. 574 с.

5. Эллиот Д.Ф., Глейзер М., Рамакришна В. Термохимия сталеплавильных процессов. М.: Металлургия, 1969. 252 с.

6. Куликов И.С. Диссоциация окиси углерода. *Известия АН СССР. Металлы*. 1975. № 2. С. 7–15.

УДК 621.77.04

Р.Н. Сайфуллин, В.С. Наталенко (ФГОУ ВПО "Башкирский государственный аграрный университет", г. Уфа)

## Контактная прочность покрытий, полученных электроконтактной приваркой

*Исследована контактная прочность покрытий, полученных электроконтактной приваркой стальной ленты и порошковых материалов на разных режимах приварки. Результаты сравнивались с образцом из закаленной стали 45. Приведена методика испытаний контактной прочности.*

**Ключевые слова:** электроконтактная приварка, порошковые покрытия, восстановление деталей, контактная прочность.

*Contact strength of coatings received by electrocontact welding of a steel band and powder materials a different modes of welding was investigated. The results were compared with the sample of tempered steel 45. Methods of testing contact strength are offered.*

**Keywords:** electrocontact welding, powder coatings, restoration of components, contact strength.

Под контактной прочностью подразумевают прочность рабочих поверхностей таких деталей, которые воспринимают на относительно небольших площадях концентрированные контактные нагрузки в условиях статического или динамического нагружения, а также при чистом качении или качении с небольшой долей скольжения, например, в пределах 5 % от пройденного пути [1].

Представляет интерес изучение контактной прочности покрытий, полученных электроконтактной приваркой (ЭКП) присадочных материалов. Исследования в данной области остаются малоизученными. Вследствие структурной неоднородности данных покрытий и относительно невысокой прочности сцепления (по сравнению с наплавочными методами) сопротивление контактными нагрузкам данных покрытий должно быть низкое.

Для определения контактной прочности покрытия использовался метод обкатки приваренного слоя стальными закаленными роликами под заданной нагрузкой (рис. 1). Специально изготовленные ролики из стали У10А, закаленные до твердости 62...65 HRC, с закругленной рабочей поверхностью ( $R = 5$  мм), закреплялись вместо роликовых электродов на сварочных клещах установки для ЭКП (рис. 2). Нагрузка на ролики составляла 3430 Н, частота вращения шпинделя 6,3 мин<sup>-1</sup>.

За контактную прочность принималось значение времени, при котором появлялись визуально видимые первые признаки разрушения поверхности (питтинги) или другие дефекты. Повторяемость опытов составляла от 5 до 11 (в зависимости от стабильности результатов).

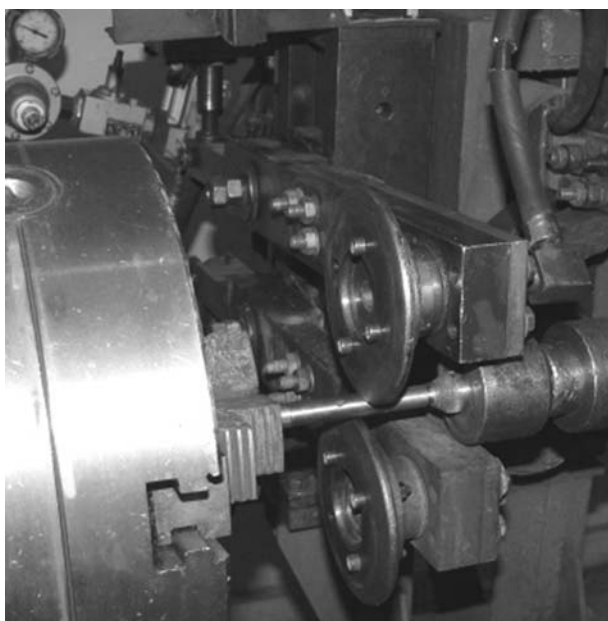


Рис. 1. Общий вид узла сварочных клещей с установленными роликами для испытания обкаткой на прочность сцепления

В качестве образцов для ЭКП присадочных материалов использовались шлифованные цилиндрические детали из стали 45 диаметром 14 мм.



Рис. 2. Ролики для обкатки

Результаты исследования контактной прочности покрытий, полученных ЭКП стальной ленты и порошковых материалов, представлены в таблице. ЭКП данных образцов проводилась на следующих режимах: давление роликовых электродов по манометру установки 0,4 МПа; продолжительность паузы 0,1 с; частота оборотов 1,6 мин<sup>-1</sup>; подача 5,6 мм/об; продолжительность импульса тока 0,06 и 0,1 с, сила тока от 4,2 до 7,2 кА, ширина роликовых электродов 5 мм.

В качестве эталонного образца использовалась сталь 45, закаленная до твердости 58...61HRC. В качестве присадочных материалов

Таблица

Результаты измерения контактной прочности покрытий, полученных ЭКП

№	Сила тока, $I$ , кА	Продолжительность импульса тока, $t_{имп}$ , с	Среднее значение контактной прочности, мин	Среднеквадратическое отклонение, $\sigma$	Отклонение среднearифметического значения, $m$
Эталон (закаленная сталь 45)					
1	—	—	9,92	1,04	0,46
Лента из стали 45					
2	4,5...4,7	0,06	0,14	0,06	0,03
3	4,6...4,7	0,1	0,37	0,24	0,11
4	5,2...5,3	0,06	0,56	0,27	0,12
5	5,2...5,4	0,1	1,15	0,24	0,11
6	6,2...6,4	0,06	1,33	0,58	0,26
7	6,5...6,7	0,1	1,38	0,44	0,20
Порошок ФБХ-6-2					
8	4,1...4,4	0,06	3,12	0,55	0,25
9	5,3...5,4	0,06	3,03	0,76	0,34



№	Сила тока, $I$ , кА	Продолжительность импульса тока, $t_{\text{имп}}$ , с	Среднее значение контактной прочности, мин	Среднеквадратическое отклонение, $\sigma$	Отклонение среднеарифметического значения, $m$
10	6,3...6,4	0,06	3,36	1,11	0,50
Армированная однослойная спеченная лента из порошка ПГС-27М					
11	4,2...4,5	0,06	1,35	0,43	0,19
12	5,3...5,5	0,06	2,56	0,41	0,18
13	6,2...6,5	0,06	2,93	0,22	0,10
Армированная однослойная спеченная лента из порошка ФБХ-6-2					
14	4,5...4,7	0,06	0,94	0,11	0,05
15	5,4...5,5	0,06	1,26	0,10	0,04
16	6,6...6,8	0,06	1,97	0,33	0,15
Армированная двухслойная спеченная лента: ФБХ-6-2+ПЖР3.200.28 (нижний слой)					
17	4,2...4,5	0,06	0,50	0,08	0,04
18	5,5...5,8	0,06	0,92	0,13	0,06
19	6,5...6,6	0,06	0,99	0,38	0,17
Армированная двухслойная спеченная лента: ФБХ-6-2+ПН-У40Х28Н2С2ВМ (нижний слой)					
20	4,5...4,6	0,06	2,12	0,41	0,19
21	5,8...6,0	0,06	2,13	0,25	0,11
22	6,8...7,2	0,06	2,86	0,36	0,16

для ЭКП использовались: лента из стали 45, порошок ФБХ-6-2, армированные спеченные ленты, полученные методом электропрокатки [2].

Из таблицы видно, что контактная прочность покрытий, полученных ЭКП как стальной ленты, так и порошков намного ниже контактной прочности эталонного образца из закаленной стали 45 (в

3...70 раз). Разрушение поверхности эталонного образца происходило в результате отслоения (выкрашивания) мелких частиц с поверхности металла (рис. 3). Разрушение покрытий, полученных ЭКП, происходило по-разному. Так, большинство покрытий из стальной ленты, приваренных на малых и средних токах (4,5...4,7 и 5,2...5,4 кА) при обкатывании их роликами не

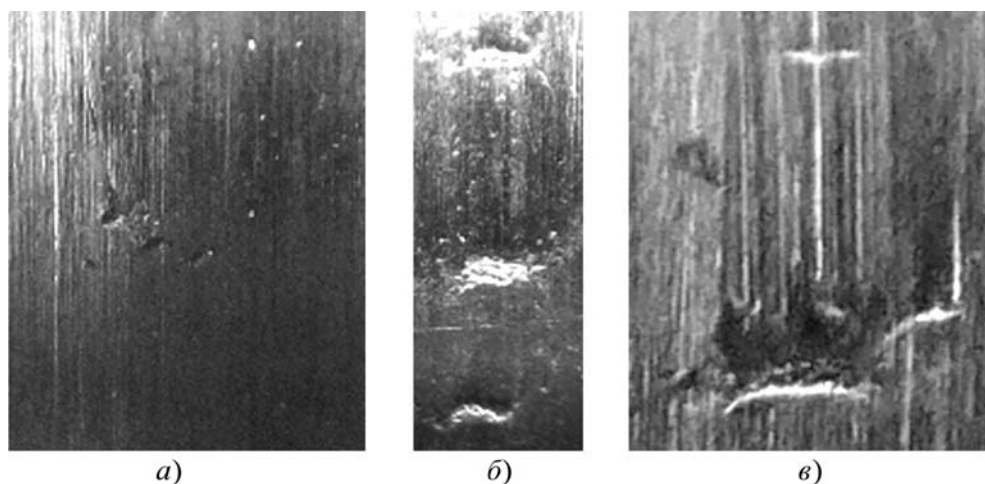


Рис. 3. Разрушение поверхности эталонного образца в результате выкрашивания мелких частиц с поверхности

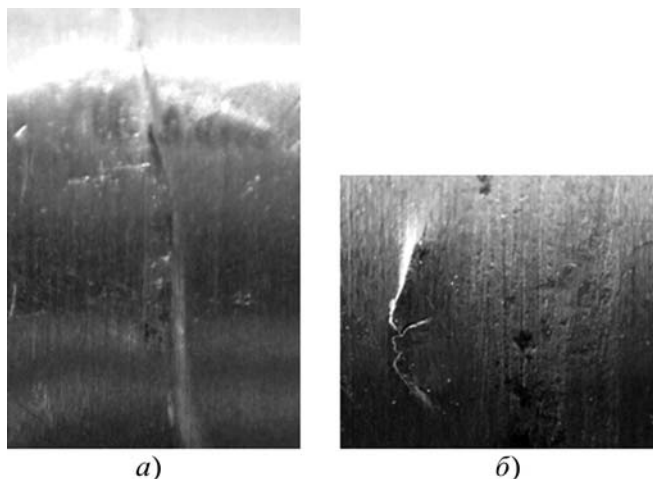


Рис. 4. Выпучивание покрытия в результате обкатки роликами

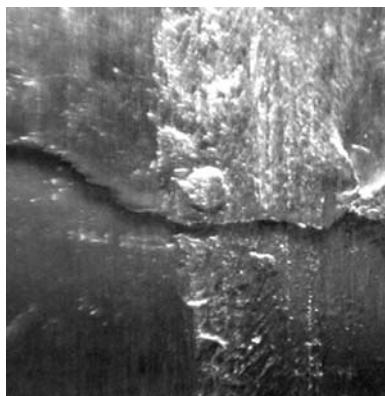


Рис. 5. Отслаивание покрытия из стальной ленты по месту стыка

выкрашивались, а выдавливались из-под ролика, образуя характерное выпучивание покрытия (рис. 4). Кроме того, на тех же

режимах ЭКП наблюдалось отслаивание стальной ленты по месту стыка (рис. 5).

Стальные ленты, приваренные на больших токах (6,2...6,7 кА), не имели признаков выпучивания и отслаивания по месту стыка, их поверхность имела такие же признаки разрушения как у эталонного образца (рис. 6).

Разрушение порошковых покрытий происходит также по-разному. Так, при ЭКП на малых токах (4,1...4,7 кА) и, соответственно, при относительно низкой прочности сцепления покрытия с основным металлом порошковые покрытия при обкатке роликами разрушались (обламывались) относительно крупными частями (рис. 7). При ЭКП на больших токах (6,2...7,2 кА) и, соответственно, при хорошей сцепляемости порошкового покрытия с основным металлом поверхность разрушалась в результате выкрашивания мелких частиц (рис. 8, а) и отслоения тонких слоев с поверхности (рис. 8, б). Кроме того, порошковые покрытия в зоне обкатывания их роликами покрывались визуально видимыми трещинами (рис. 9). Особенно заметное развитие сетки трещин наблюдалось при малой толщине порошковых покрытий.

Контактная прочность всех покрытий с увеличением тока при ЭКП повышается, что, скорее всего, связано с лучшей сцепляемостью покрытия с основным металлом в данных условиях и, как следствие, повышение сопротивления сдвиговым деформациям при обкат-

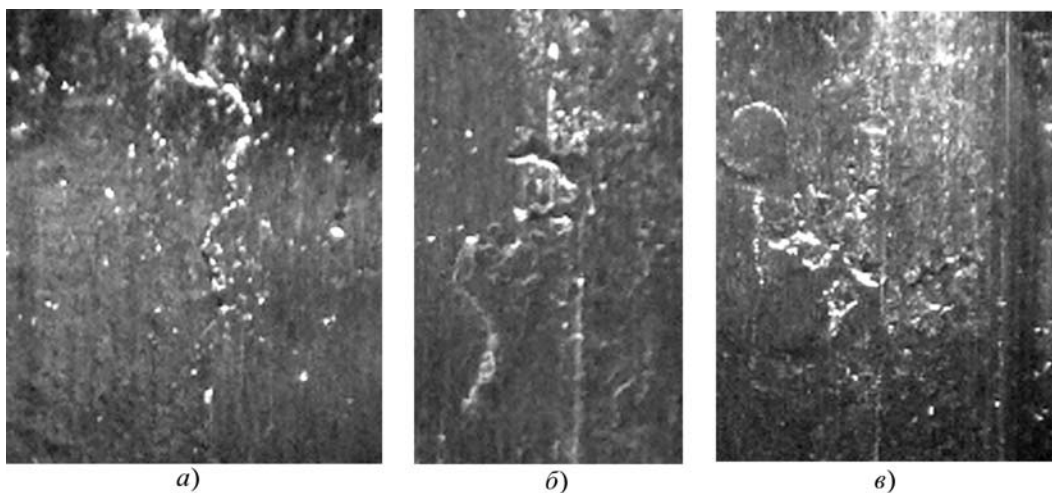


Рис. 6. Разрушение покрытия из стальной ленты, приваренной на больших токах (таблица, строки 6 и 7)

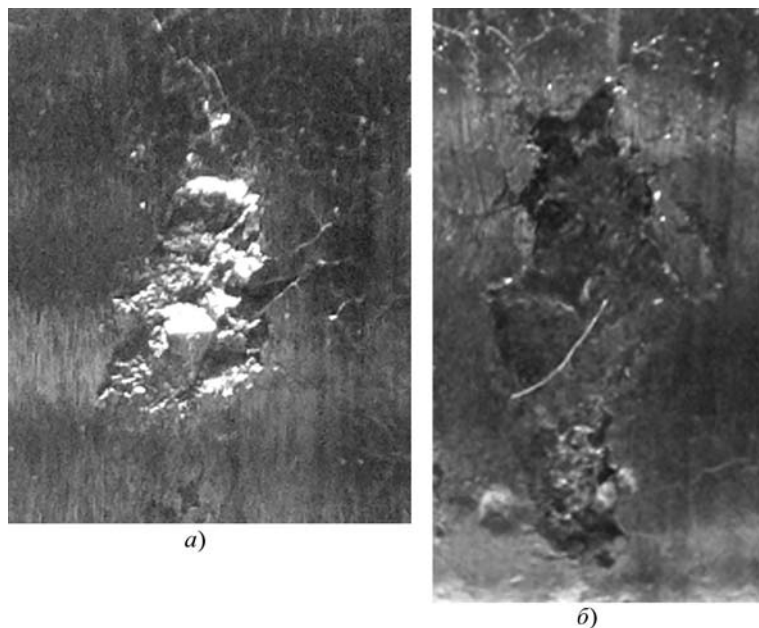


Рис. 7. Разрушение порошкового покрытия крупными частицами

ке покрытия роликами (особенно для покрытий из стальной ленты, рис. 10).

Как видно из рис. 10, контактная прочность порошковых покрытий превышает контактную прочность покрытия из стальной ленты (кроме покрытия из двухслойной спеченной ленты: ФБХ-6-2+ПЖР3.200.28). Так, контактная прочность покрытий, полученных ЭКП однослойных спеченных лент из порошка

ПГС-27М и ФБХ-6-2 в 1,5...9 раз выше прочности покрытий из стальной ленты.

Из таблицы видно, что при увеличении продолжительности импульса тока ЭКП контактная прочность покрытий из стальной ленты увеличивается до 2,5 раз.

По результатам исследования контактной прочности покрытий, полученных ЭКП, выявлено, что наибольшей контактной прочностью обладает покрытие из порошка ФБХ-6-2. Однако первоначальная толщина порошка ФБХ-6-2 перед ЭКП (на поверхности детали) была в два раза меньше по сравнению с первоначальной толщиной других порошковых покрытий, что связано с трудностями регулирования толщины порошкового слоя при ЭКП ферромагнитных порошков свободной подачей. Это могло отразиться на значениях контактной прочности, так как при меньшей толщине порошкового

слоя обеспечивается лучшая прочность сцепления. Если сравнивать порошковые покрытия, полученные при одинаковых условиях, то наилучшей прочностью сцепления обладают покрытия, полученные ЭКП армированной однослойной спеченной ленты из порошка ПГС-27М и армированной двухслойной спеченной ленты: ФБХ-6-2+ПН-У40Х28Н2С2ВМ

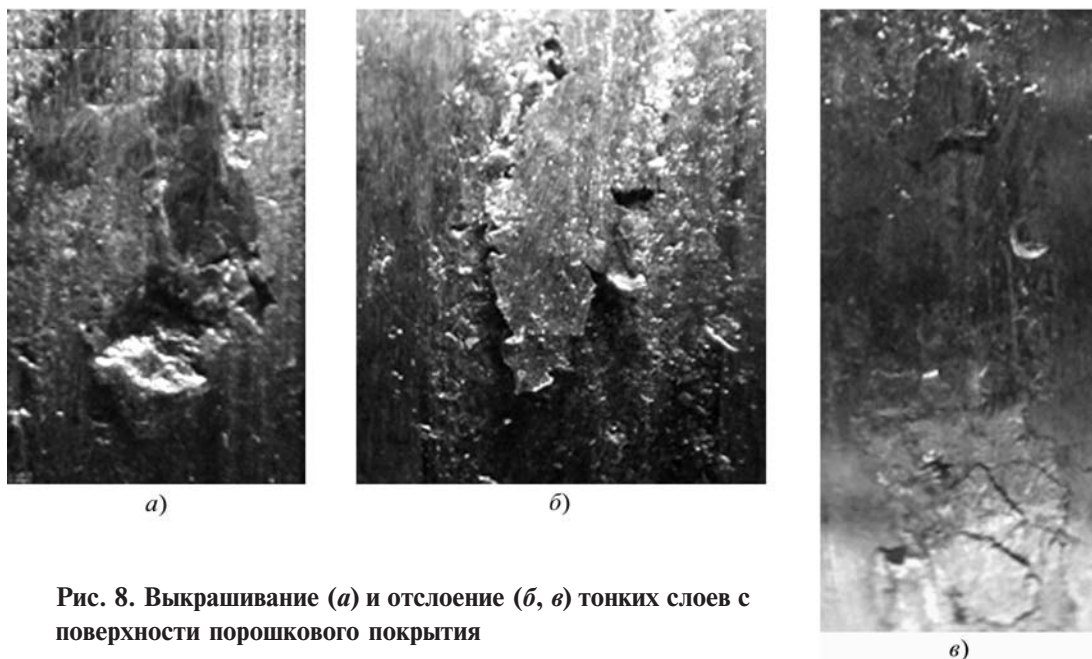


Рис. 8. Выкрашивание (а) и отслоение (б, в) тонких слоев с поверхности порошкового покрытия

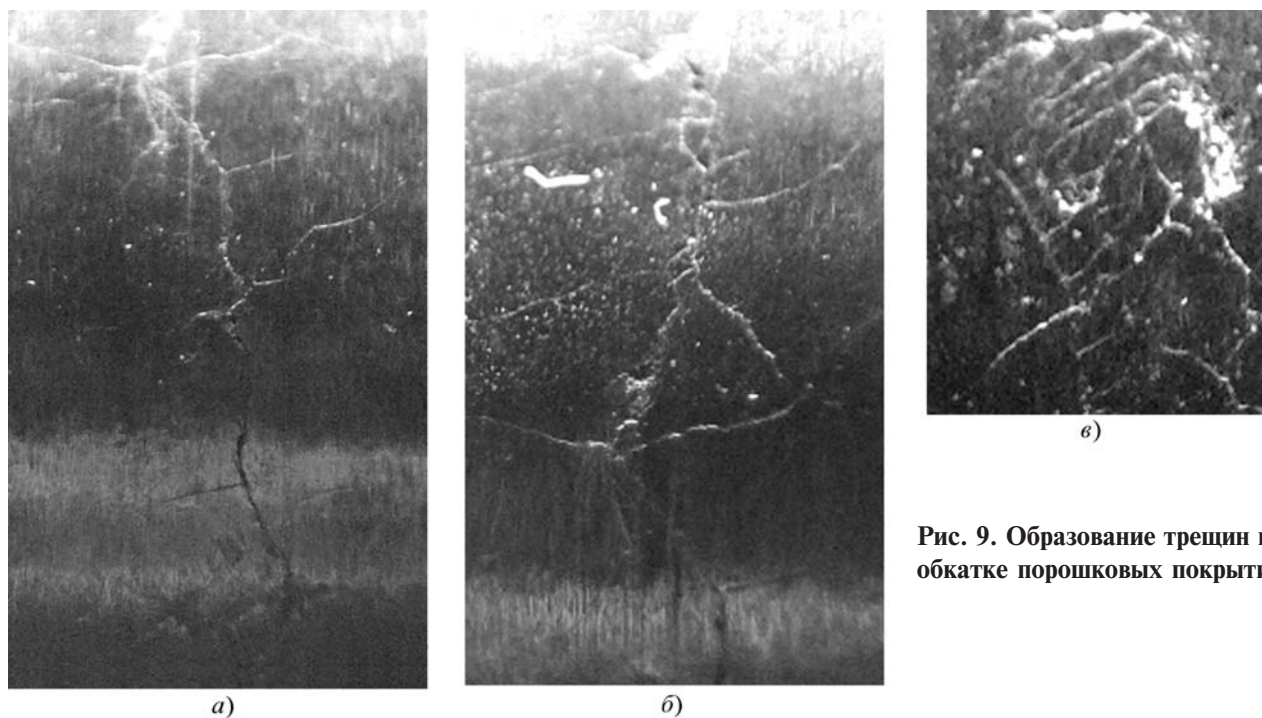


Рис. 9. Образование трещин при обкатке порошковых покрытий

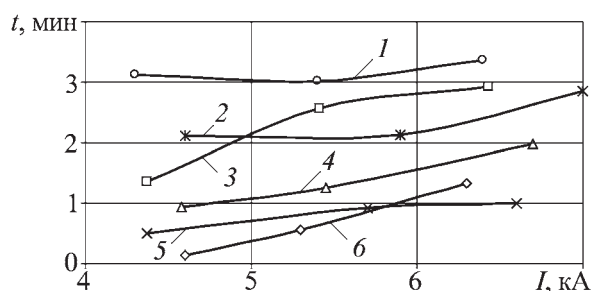


Рис. 10. Зависимость контактной прочности покрытия от силы тока при ЭКП. Покрытия из:

- 1 – порошок ФБХ-6-2;
- 2 – двухслойной спеченной ленты (ФБХ-6-2 + ПН-У40Х28Н2С2ВМ);
- 3 – однослойной спеченной ленты (ПГС-27М);
- 4 – однослойной спеченной ленты (ФБХ-6-2);
- 5 – двухслойной спеченной ленты (ФБХ-6-2 + ПЖР3.200.28);
- 6 – ленты из стали 45

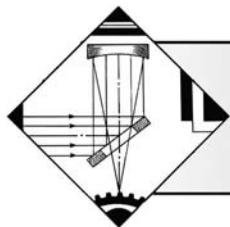
(нижний слой). Это связано отчасти с лучшей прочностью сцепления данных присадочных материалов, а также, по-видимому, с повышенной когезионной прочностью данных покрытий.

Несмотря на низкую контактную прочность покрытий, полученных ЭКП (по сравнению с эталонным образцом), некоторые из них все

же могут использоваться в сопряжениях с контактными нагрузками. Об этом свидетельствует опыт восстановления изношенных крестовин карданов трансмиссии трамваев в Магнитогорском муниципальном предприятии треста "Электротранспорт". На данном предприятии с 2001 по 2006 г. восстанавливались ЭКП стальной ленты изношенные поверхности цапф крестовины кардана. Использовалась лента из сталей 45, 50 толщиной 1 мм, которая приваривалась на повышенных токах. Сравнивая лучшие значения контактной прочности покрытий из стальной ленты (таблица), можно утверждать, что порошковые покрытия, полученные ЭКП, можно также использовать в сопряжениях с низкими и средними контактными нагрузками.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пинегин С.В. Контактная прочность в машинах. М.: Машиностроение, 1965. 192 с.
2. Наталенко В.С., Сайфуллин Р.Н. Устройство для изготовления спеченных лент электроконтактной прокаткой // Труды ГОСНИТИ. Том 102. М.: ГОСНИТИ, 2008. С. 119–122.



## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.762

Р.М. Киреев (Уфимский государственный авиационный технический университет)

### Синтез нитридов и карбидов интерметаллида систем Ti–Al на поверхности деталей плазменными потоками, генерируемыми вакуумной дугой

*Рассмотрены результаты исследования покрытий, формируемых с помощью вакуумной дуги с интегрально-холодным катодом. Приведены результаты взаимодействия потоков титана и алюминия на холодных и горячих подложках в среде различных газов. Осажденные покрытия исследованы с помощью рентгеноструктурного и оптического методов. Установлено, что покрытия состоят из Ti, Al, интерметаллида Ti–Al, нитридов и карбидов интерметаллида Ti–Al*

**Ключевые слова:** вакуумные покрытия, интерметаллиды, синтез, фазовый состав.

*The results of investigation of coatings formed by means of dual cold cathode vacuum arc sputtering are presented. Products of Ti and Al sputtering on cold and hot copper alloy and steel substrates have been investigated. The deposited layers have been characterized by X-ray diffraction and the morphology of surfaces has been studied by optical metallography. Layers consisting of Ti, Al, intermetallics TiAl<sub>3</sub>, TiAl<sub>2</sub> and TiAlN, TiAlC have been obtained.*

**Keywords:** vacuum, coating, intermetallics, synthesis, phase structure.

Создание и совершенствование новой техники, работающей в условиях высоких и низких температур, агрессивных сред, невозможно без создания новых материалов и технологий их изготовления. Однако использование дефицитных и дорогих конструкционных материалов во всем объеме изделия не всегда является целесообразным. Экономически оправдано использование материалов, поверхность которых обработана потоками заряженных частиц, обеспечивающих повышение твердости, износостойкости и коррозионной устойчивости к агрессивным средам. Одним из перспективных методов управления прочностными свойствами поверхностных слоев металлов и сплавов является нанесение различных покрытий вакуумными ионно-плазменными методами.

Интерметаллиды системы Ti–Al обладают целым рядом уникальных свойств: высокая температура плавления, низкая плотность, высокий модуль упругости, стойкость к окислению и возгоранию, жаропрочность. Область

применения указанных соединений обширна и включает в себя: компоненты двигателей, реактивные сопла, элементы обшивки космических аппаратов, сотовые конструкции сверхзвуковых летательных аппаратов и элементы их теплозащитных систем [1]. Существуют еще области использования интерметаллидов: высокотемпературные штампы и формы, зажимные приспособления в высокотемпературных печах, роллеры для прокатки стальных слябов, детали роторов гидротурбин, клапанов для автомобильных двигателей, режущий инструмент.

Основной объем интерметаллидных материалов систем Al–(Ti, Co, Ni, Fe), а также их нитриды и карбиды в настоящее время формируют следующими методами:

1. Посредством спекания под давлением из порошковой смеси чистых элементов при высокой температуре. Интерметаллиды формируются на границах зерен порошков. Объемное содержание полученных интерметаллидов при спекании зависит от давления, температу-

ры и процентного содержания элементов в зоне обработки [1]. Существенным недостатком является трудность обеспечения однородности состава по всему объему.

2. Интерметаллиды системы Al–Ti могут быть получены путем внедрения алюминия в титан при ионной имплантации с последующим отжигом. Интерметаллидное соединение формируется на глубине 100...200 нм при дозе  $10^{18} \dots 7 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> и температуре отжига 600...700 °С [2–4]. Недостатками метода являются малая толщина получаемых слоев и неоднородность химического состава интерметаллидных соединений по толщине слоя.

3. Для синтеза композиции Al–Ti используют принцип одновременного поэтапного напыления слоев в вакууме при давлении 0,1...5 Па различных компонентов на охлаждаемую подложку [5]. Температура подложки не превышает 50 °С. В качестве материалов подложек используют монокристаллический кремний и арсенид галлия, а также пластины из полированной нержавеющей стали и оптического стекла. Для получения интерметаллида Ti–Al требуется кратковременный локальный нагрев, после чего реакция становится самоподдерживающейся с быстро распространяющимся фронтом, скорость которого составляет примерно 5 м/с.

Существующие методы получения интерметаллидов основаны на двух этапах:

1. Получение заготовки путем спекания порошков или нанесения послойного покрытия, состоящего из различных материалов.

2. Последующее термическое воздействие или легирование поверхности для синтеза интерметаллидов. Такие методы получения деталей из интерметаллидов требуют, во-первых, существенных материальных затрат на оборудование и обработку, во-вторых, интерметаллиды трудно обрабатываются механически, что затрудняет изготовление деталей со сложно-фасонной поверхностью.

В данной статье рассмотрен метод получения интерметаллидов систем Al–Ti, а также их нитридов и карбидов на поверхности детали посредством конденсации из плазменных по-

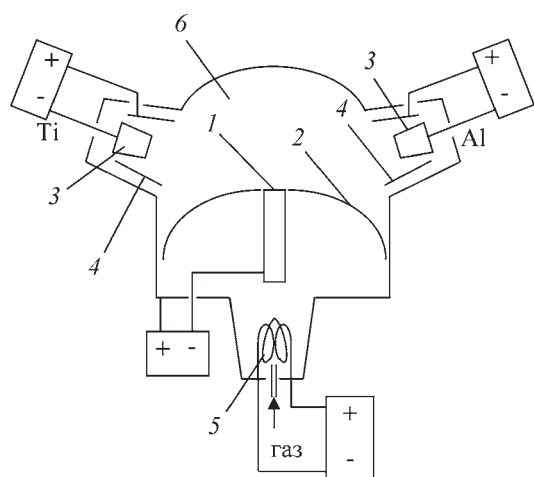
токов, генерируемых вакуумными дугами. Преимущество данного метода заключается в том, что возможно получать покрытия толщиной до 100 мкм однородным составом по всему объему и равномерным по всей поверхности детали независимо от ее конфигурации. Данный метод получения покрытий из интерметаллидов не требует последующей дополнительной термической обработки [6].

Формирование покрытий проводили с двух ускорителей плазмы в среде различных реакционных газов. Проведены исследования зависимости получения интерметаллидов от режимов обработки. Образцы располагали в различных точках вакуумной камеры. В процессе проведения экспериментов контролировали положение и расстояние образцов от катода, а также их пространственную ориентацию относительно потока плазмы. Проводили исследования двух различных методов: одновременное осаждение из плазмы, генерируемой титановым и алюминиевым катодом, и послойное.

Исследовали следующие режимы: ток дуги – 40...120 А; давление –  $10^{-1} \dots 10^{-2}$  Па; время обработки – 1...60 мин. Температуру подложки варьировали в диапазоне 40...300 °С. Чтобы сохранять температуру подложки на более низком уровне, применяли радиационный метод охлаждения (рисунок). Регулировали следующие факторы: температура подложки, ток дуги, давление, скорость вращения образцов относительно собственных осей и осей рабочего стола, угол между осью плазменного потока и поверхностью образцов. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре общего назначения Shimadzu XRD 6000.

На первом этапе определяли зависимость распределения скорости прироста материала в различных точках рабочей камеры от режимов обработки. Данные зависимости получали как для титана, так и для алюминия, при этом поверхность образцов располагали под различными углами к оси потока плазмы.

Проведенный анализ результатов позволил определить распределение процентного содержания ионов в плазме по объему вакуумной камеры.



**Схема проведения эксперимента:**

1 – подложка; 2 – экран; 3 – катоды; 4 – аноды; 5 – источник ионов газа; 6 – камера

При центральном расположении образца (рисунок) происходило одновременное нанесение покрытия из Ti и Al в среде аргона (ток дуги: Ti – 100...150 А, Al – 45...55 А; напряжение на подложке 0...150 В). Предполагали, что на поверхности образца будут образовываться интерметаллиды. Результаты исследо-

вания образцов показали, что в зависимости от режимов обработки на поверхности образуется покрытие на 95...98 % из  $\alpha$ Ti или  $\beta$ Ti, образование интерметаллидов не происходило. Введение дополнительной ионной бомбардировки ионами реакционного газа также не дало положительных результатов.

При последовательном (послойном) нанесении Ti и Al на подложке образуется покрытие, состоящее из чередующихся слоев Ti и Al. Образование интерметаллидов также не было обнаружено. В связи с этим было принято решение продолжить исследования при асимметричном расположении образцов относительно дуговых испарителей. При этом исследовали как различные режимы обработки, так и различное пространственное расположение подложки относительно электродуговых испарителей.

В таблице приведены данные, полученные при нанесении Ti и Al в среде аргона – 1, азота – 2, азота и ацетилена – 3.

Исследование образцов показало, что при определенных режимах обработки и пространственном расположении на образцах форми-

**Методы обработки и характеристики покрытий**

Метод обработки, положение источников		Процент объемного содержания элементов (погрешность 3–5 %)									
		Ti	Al	TiAl	TiAl <sub>2</sub>	TiAl <sub>3</sub>	Ti <sub>3</sub> Al	Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub>	Ti <sub>3</sub> AlN	TiAlN <sub>2</sub>	Ti <sub>3</sub> Al <sub>2</sub> N <sub>2</sub>
Одновременный асимметричный	1	+	+	+	80	+	+				
		+	+	+	20	52	+				
	2	+	+	+	+	+	+		19	36	14
		+	+	+	+	+	+		12	54	9
	3	+	+	+	+	+	+	16	+	42	17
		+	+	+	+	+	+	14	+	48	23
Одновременный асимметричный + ассистирование	1	+	+	+	90	+	+				
		+	+	+	+	92	+				
	2	+	+	+	+	+	+		21	42	16
		+	+	+	+	+	+		18	53	15
	3	+	+	+	+	+	+	15	+	43	24
		+	+	+	+	+	+	11	+	51	25

руется покрытие из интерметаллидов и их нитридов и карбидов.

Анализ результатов фазового состава покрытий на образцах показал, что на процентное содержание интерметаллида, а также их карбидов и нитридов в покрытии влияют:

- пространственное расположение образцов (расстояние до электродуговых испарителей, угол между осью плазменного потока и поверхностью подложки);
- дополнительная бомбардировка поверхности подложки ионами реакционного газа;
- режимы обработки (соотношение тока дуги Ti и Al испарителей соответственно, давление, энергия ионов).

Анализ процентного содержания интерметаллидов Ti–Al в покрытии показал, что увеличение концентрации ионов алюминия в плазме приводит к повышению процентного содержания интерметаллида в покрытии. Дополнительная бомбардировка ионами инертного газа также приводит к повышению процентного содержания интерметаллида в покрытии.

Установлено, что фазовый состав покрытия из карбидов и нитридов интерметаллида Ti–Al зависит от энергии ионов. Увеличение энергии ионов приводит к образованию высших нитридов и карбидов TiAl, а уменьшение – к образованию низших нитридов и карбидов TiAl.

#### Выводы

1. Одновременное и последовательное (послойное) нанесение Ti и Al на центрально рас-

положенную подложку не позволяет синтезировать покрытия из интерметаллидов.

2. При одновременном нанесении Ti и Al на асимметрично расположенную подложку, как с ассистированием так и без него, на образцах синтезируются интерметаллиды, а также их нитриды и карбиды.

3. На фазовый состав покрытия из карбидов и нитридов интерметаллида Ti–Al влияют: процентное содержание ионов Ti, Al и реакционного газа в плазме, угол между осью плазменного потока и поверхностью подложки, температура подложки.

4. Повышение энергии ионов приводит к увеличению процентного содержания высших нитридов и карбидов Ti–Al в покрытии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Fedorischeva M.V.** etc. Structure of intermetallic Ni3Al synthesized under pressure, *Physics and chemistry of materials treatment*. 1999. № 5. P. 61–70.
2. **Tsyganov I.A.** etc. Formation of the Phases Ti3Al and TiAl by High Dose Implantation of Aluminium into Titanium. *Materials of 5th Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows*. Tomsk, 2000. P. 341–345.
3. **Bhattacharya P., Ishibara K.N., Chattopadhyay K.** *Mater. Sci. Eng.* A304-306, 2001. P. 250–254.
4. **Sampath S., Jiang X.** *Mater. Sci. Eng.* A304-306, 2001. P. 144–150.
5. **Anciferov V.N., Kosogorov S.P.** *Physics and chemistry of materials treatment*. 1996. № 6.
6. **Budilov V., Kireev R., Kamalov Z.** Intermetallic products formed by joint cold cathode vacuum arc sputtering of titanium and aluminium / *Mater. Sci. Eng.* A375-377. 2004. P. 656–660.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru). Web-site: [www.mashin.ru](http://www.mashin.ru).

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

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*

Сдано в набор 27.04.09 г. Подписано в печать 01.07.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 4,85. Заказ 549. 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