

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 4 (52)  
апрель  
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:**

Л.Т. МАРТЫНЕНКО  
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

- ➔ **ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ**
- Росляков И.Н., Колмыков В.И.** Термодинамические условия образования поверхностных карбидных слоев при науглероживании хромомарганцевых сталей . . . . . 3
- ➔ **МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА**
- Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С.** Наследственные взаимосвязи механического состояния поверхностного слоя на стадии циклической долговечности с режимами упрочняющей обработки размерным совмещенным обкатыванием . . . 6
- Виноградов А.В., Макаров В.Ф.** Упрочнение поверхностного слоя дисков ГТД абразивно-полимерными щетками . . . . . 15
- ➔ **ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ**
- Кадырметов А.М., Сухочев Г.А.** Особенности процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий при модуляции электрических параметров . . . 17
- Хромов В.Н., Кузнецов И.С., Петрашов А.С.** Электроискровая обработка поверхностей деталей как способ получения износостойких покрытий из объемных наноструктурированных частиц . . . . . 23
- ➔ **ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**
- Пантелеенко Ф.И., Саранцев В.В., Пантелеенко Е.Ф., Боровик Д.И., Хина Б.Б.** Формирование композиционных покрытий на основе железа при электрохимическом осаждении из растворов-электролитов с керамическими наполнителями . . . . . 27
- Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Тилипалов В.Н.** Карбонитрирование тонкостенных изделий из титановых сплавов в порошковых смесях при вакуумном нагреве . . . . . 33
- Короткин В.И., Онишков Н.П.** Оценка работоспособности зубчатых передач Новикова по различным критериям в зависимости от их геометрических параметров и видов химико-термической обработки . . . . . 39
- ➔ **МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ**
- Сайфуллин Р.Н.** Поведение ферромагнитной частицы при электроконтактной приварке порошков . . . . . 46
- ➔ **ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ**
- Матлин М.М., Дудкина Н.Г., Болдов А.Н.** Исследование рабочих нагрузок при финишном поверхностном пластическом деформировании в условиях комбинированного упрочнения ЭМО+ППД . . . . . 53

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 4 (52)  
April  
2009

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

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

**Chair of Editorial Council**

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

**Editorial Assistants:**

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

**Chairman Assistants:**

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

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
S.N. GRIGORIEV  
V.Yu. ZAMYATIN  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
F.I. PANTELEENKO  
Yu.V. 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:**

L.T. MARTYNENKO  
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



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Roslyakov I.N., Calmykov V.I.** Thermodynamic conditions of carbide layers formation during the chrome manganese steel carbonization process . . . . . 3



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Blumenstein V.Y., Mahalov M.S.** Inheritable intercouplings of a mechanical condition of surface layer at the stage of a cycle life with modes of dimensional joint running-in hardening processing . . . . . 6

**Vinogradov A.V., Macarov V.F.** The analysis of the effect of gas-turbine disks' machining with abrasive-nylon brushes onto hardening of part surface coating . . . . . 15



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Kadyrmetov A.M., Suhotchev G.A.** Peculiarities of the plasma spraying and coat-strengthening processes with the electric parameters modulation. . . . . 17

**Hromov V.N., Kuznetsov I.S., Petrashov A.S.** Electrospark machining of the details surfaces as a mode of making of antiwear coatings from volumetric nanopatterning particles . . . . . 23



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

**Panteleenko F.I., Carantsev V.V., Panteleenko E.F., Borovik D.I., Hina B.B.** Forming of composition coatings on the iron base by electrochemical concretion from solution-electrolytes with ceramic fillers. . . . . 27

**Tarasov A.N., Pavlovskiy N.R., Tilipalov V.N.** Carbonitriding of thin-walled products from titanite alloys in powder mixers at vacuum heating . . . . . 33

**Korotkin V.I., Onishkov N.P.** Estimation of efficiency of Novikov gearings on different criteria in dependence on their geometric parameters and types of chemistry-heat treatment. . . . . 39



### METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

**Sayfullin R.N.** Behavior of a ferromagnetic particle under electro-contact welding of powders . . . . . 46



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Matlin M.M., Dudkina N.G., Boldov A.N.** Research of working loads at finishing plastic deformation in the conditions of the combined hardening EMT+SPD . . . . . 53

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



## Термодинамические условия образования поверхностных карбидных слоев при науглероживании хромомарганцевых сталей

Приведен термодинамический расчет свободной энергии образования карбидов цементитного типа в пересыщенном аустените, легированном хромом и марганцем. Установлено, что хром, значительно стабилизируя цементит, способствует его выделению в виде дисперсных включений при науглероживании стали. Марганец стабилизирует цементит значительно слабее хрома, однако облегчает рост карбидных включений в результате образования промежуточной  $\epsilon$ -фазы при пониженном содержании углерода.

**Ключевые слова:** термодинамика, карбид, аустенит, легировать, дисперсные, науглероживание, цементит.

The article deals with the problems of free energy thermodynamic calculations during the cement kind carbides formation process in crossed austenite alloyed by chrome and manganese. It is a fact that chrome, stabilizing cement promotes its apportionment as dispersible inclusions in the steel chrome manganese process. Manganese stabilizes cement much weaker than chrome does. However it facilitates the carbide inclusions growth due to the intermediate  $\epsilon$ -phase formation with the low carbon quantity.

**Keywords:** thermodynamic, carbide, austenit, alloyed, dispersible, chrome manganese process, cementit.

Цель данной работы – определить влияние хрома и марганца на характерные особенности зарождения и роста карбидных включений.

Цементация хромомарганцевых сталей в высокоактивных карбюризаторах в некоторых случаях приводит к насыщению диффузионных слоев большим количеством твердых дисперсных включений, представляющих карбиды цементитного типа [1]. После закалки и низкого отпуска такие слои хорошо противостоят действию абразивных частиц и детали с поверхностными карбидосодержащими слоями приобретают чрезвычайно высокую абразивную износостойкость.

Образованию избыточной цементитной фазы в диффузионных слоях конструкционных сталей способствует применение для науглероживания карбюризаторов высокой активности, доставляющих достаточное количество углерода для образования и роста карбидных включений, а также легирование цементуемых сталей карбидообразующими элементами, в частности хромом и марганцем. Эти элементы, растворяясь в цементите в больших количествах (хром – до 20 %, марганец – неограниченно), стабилизируют его и способствуют образованию карбида цементитного типа в аустените при интенсивном науглероживании последнего.

Движущей силой, вызывающей образование цементита при науглероживании стали, является разность между свободными энергиями образования аустенита и цементита при температуре цементации. Известно, что легирующие элементы, присутствующие в стали, заметно влияют на термодинамические характеристики фаз, поэтому проведем анализ свободной энергии образования аустенита и цементита в наиболее широко применяемых хромистых и марганцовистых сталях.

Концентрационную зависимость преобразования свободной энергии образования аустенита в свободную энергию образования цементита в системах Fe–Me–C, где Me – хром или марганец, рассчитывали из уравнений

$$\Delta G_{\gamma}^0 = RT [N'_C \ln a'_C + N'_M \ln a' + N'_M \ln a'_M + (1 - N'_C - N'_M) \ln a'_{Fe}];$$

$$\Delta G_{Me_3C}^0 = 1/4RT [\ln a''_C + x \ln a''_M + (3-x) \ln a''_{Fe}],$$

где  $a'$  – активности компонентов в аустените;

$a''$  – активности компонентов в цементите (стандартное состояние – чистый компонент);

$N$  – атомные доли компонентов в аустените;

$x$  – доля легирующего элемента в стехиометрической формуле цементита  $Fe_{3-x}M_xC$ .

Активности углерода в легированном аустените определяли из следующих соотношений:

$$\begin{aligned} a'_C &= a_C f_C^M; \\ a'_M &= \gamma_M N'_M; \\ a'_{Fe} &= \gamma_{Fe}(1 - N'_C - N'_M), \end{aligned}$$

где  $a_C$  – активность углерода в нелегированном аустените;

$f_C^M$  – коэффициент влияния легирующего элемента на активность углерода в аустените;

$\gamma_M$  – коэффициент активности легирующего элемента в аустените (условно принят не зависящим от содержания углерода в системе);

$\gamma_{Fe}$  – коэффициент активности железа в нелегированном аустените.

Термодинамические характеристики элементов в легированном аустените определяли с использованием экспериментальных данных работ [3, 4]:

$$\begin{aligned} \ln f_C^{Mn} &= -4,15N'_{Mn}; \quad \ln f_C^{Cr} = 17100/T; \\ \gamma_{Mn} &= 1,0; \quad \gamma_{Cr(1173-1273)} = 2,82...3,28. \end{aligned}$$

Активности углерода и железа в нелегированном аустените:

$$\begin{aligned} \lg a_C &= 2105/T - 0,6735 + \lg[N_C/(1 - 5N_C) + 0,9N_C^2]; \\ \lg a_{Fe} &= 2,8653(1 - N_C) + 0,2763 \lg(0,3819N_C) + \\ &+ 1,3961 \lg(0,5819 - N_C) + 0,25 \lg(1 - 5N_C) - 0,2117, \end{aligned}$$

где  $N_C$  – атомная доля углерода в аустените.

Исходя из того, что в двухфазной равновесной системе аустенит–цементит активность каждого компонента в аустените равна его активности в цементите, соответствующие значения  $a''$  рассчитывали по той же методике, что и  $a'$ . При этом исходные значения  $N'_C$  для определения  $a'_C$  (равных предельным значениям  $a'_C$ ) при заданных температурах находили на линии  $ES$  псевдобинарной диаграммы железо–цементит с учетом влияния марганца и хрома на положение этой линии. Долю  $x$  марганца или хрома в формуле легированного цементита определяли методом расчета конод на изотермических разрезах тройных

Свободная энергия образования карбидов  $\Delta G_{Me_3C}^0$  из аустенита, легированного марганцем и хромом

$T, ^\circ C$	$-\Delta G_{Me_3C}^0$ , Дж/г-ат, при содержании элементов (% ат.)						
	Fe-C	Mn (1)	Mn (2)	Mn (3)	Cr (1)	Cr (2)	Cr (3)
900	330	1206	1805	2359	2635	4343	5719
950	460	1392	2059	2665	2825	4527	5958

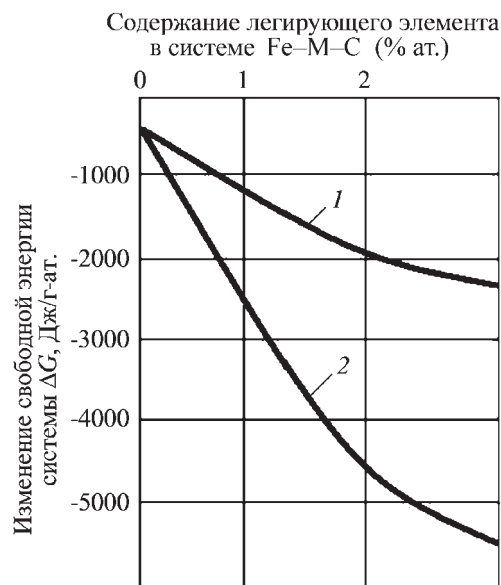


Рис. 1. Зависимость свободной энергии образования цементита из пересыщенного углеродом аустенита от содержания в нем марганца (1) или хрома (2)

диаграмм состояния Fe–Mn–C и Fe–Cr–C или по коэффициенту распределения легирующего элемента между цементитом и аустенитом, равному 1,6 для Mn и 4,0 для Cr.

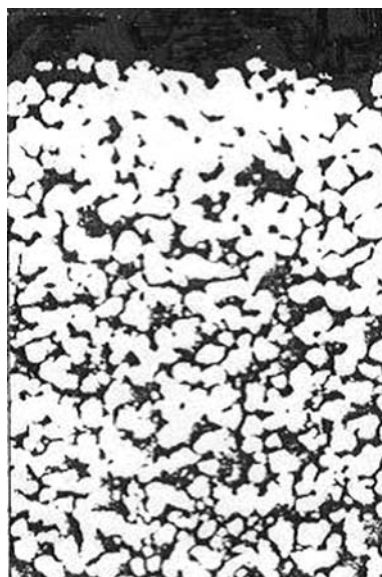
Результаты расчетов свободной энергии образования карбидов цементитного типа из аустенита, легированного хромом и марганцем, приведены в таблице.

Как следует из приведенных данных, при образовании хромистого цементита из легированного аустенита свободная энергия системы снижается на заметно большую величину, чем при образовании марганцовистого аустенита. Эта разность интенсивно возрастает при увеличении степени легирования стали (рис. 1).

Таким образом, сталь, легированная хромом, имеет большую склонность к образованию цементита в диффузионных слоях при активном насыщении ее углеродом.

Хром, присутствующий в составе цементуемой стали, не только облегчает карбидообразование, но и способствует выделению карбидов в виде изолированных относительно равноосных включений (рис. 2). Это благоприятно влияет на кинетику процесса цементации, так как углерод может относительно свободно диффундировать в глубину изделия по участкам твердого раствора между цементитными включениями. Содержание цементита в диффузионном слое хромистой стали (1,5...3 % Cr) может достигать 80...90 %, что придает ему чрезвычайно высокую износостойкость [5].

Рис. 2. Микроструктура ( $\times 500$ ) диффузионного слоя сплава, содержащего 2 % (масс.) Cr, цементованного в высокоактивном карбюризаторе при 900 °С в течение 8 ч



Следует отметить, что влияние марганца на карбидообразование при цементации весьма специфично. Науглероживание сталей, содержащих марганец, приводит к заметному увеличению размеров цементуемых деталей. Имеются данные [2 – 4], что в процессе выделения цементита из аустенита первоначально образуется промежуточная гексагональная среда (метастабильный карбид или особое карбидное состояние)  $\epsilon = \text{Fe}_{2-3}\text{C}$  с широкой областью гомогенности. Другими словами, в отличие от стабильного карбида  $\epsilon$ -фаза может существовать при различном содержании углерода. Отмеченная неравномерность роста карбидного слоя объясняется, по-видимому, неравномерностью гомогенной области карбида  $\epsilon = \text{Fe}_{2-3}\text{C}$  на различных участках поверхности, что в

свою очередь объясняется возможной неравномерностью распределения под ней оксидов.

### Выводы

1. Хром, присутствующий в цементуемой стали, значительно стабилизирует цементит, способствуя выделению его при науглероживании стали в виде отдельных изолированных включений в диффузионном слое.

2. Марганец стабилизирует цементит значительно слабее, чем хром, однако способствует карбидообразованию, образуя промежуточную  $\epsilon$ -фазу, через которую возможна диффузия углерода.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Переверзев В.М. Диффузионная карбидизация стали. Воронеж: ВГУ, 1977. 92 с.
2. Гольдшмидт Х.Д. Сплавы внедрения. Вып. 1. М.: Мир. 1971. 424 с.
3. О термодинамике процессов окисления металлов / Г.И. Чуфаров, М.Г. Журавлева, В.Н. Богословский, А. Мень // Механизм взаимодействия металлов с газами. М.: Наука. 1964. С. 7–23.
4. Арутюнян А.Б., Мержанов А.Г., Хайкин Б.И. Роль стейфановского потока и изменения объема конденсированной фазы в процессах реакционной диффузии // Процессы горения в химической технологии и металлургии. Черноголовка: ОИХР АН СССР, 1975. С. 210–216.
5. Колмыков В.И., Переверзев В.М., Воротников В.А. Эффективность упрочнения стали карбидами при химико-термической обработке // Технология и оборудование для новых прогрессивных методов химико-термической обработки деталей тракторов и с.-х. машин. Волгоград: НТО Машпром, 1988. С. 61–64.

## Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал  
"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – 85159, "Пресса России" – 39269, "Почта России" – 60252.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

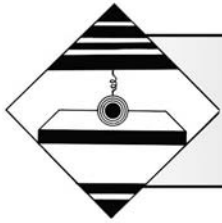
Россия, 107076, Москва, Стромьинский пер., д. 4,

ООО "Издательство Машиностроение"

редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".

Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-40-77 (редакция);

e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru), [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru)



УДК 621.787:621.91

В.Ю. Блюменштейн, М.С. Махалов (Кузбасский государственный технический университет, г. Кемерово)

## Наследственные взаимосвязи механического состояния поверхностного слоя на стадии циклической долговечности с режимами упрочняющей обработки размерным совмещенным обкатыванием

Рассмотрены вопросы технологического обеспечения качества поверхностного слоя и долговечности упрочненных размерным совмещенным обкатыванием деталей машин при эксплуатационном циклическом нагружении. Получены наследственные взаимосвязи накопленных на стадии циклической долговечности параметров механического состояния поверхностного слоя с режимами упрочняющей обработки размерным совмещенным обкатыванием.

**Ключевые слова:** поверхностный слой, остаточные напряжения, упрочняющая обработка, размерное совмещенное обкатывание, жизненный цикл, циклическая долговечность, механическое состояние.

The problems of technological maintenance of a condition of surface layer and durability of dimensional joint running-in (DJR) hardened parts of machines are reviewed at operational cyclical loading. The inheritable intercouplings stored at the stage of a cycle life of parameters of a mechanical condition of surface layer with modes of dimensional joint running-in hardening processing are obtained.

**Keywords:** surface layer, residual stresses, hardening processing, dimensional joint running-in, life cycle, cycle durability, mechanical condition.

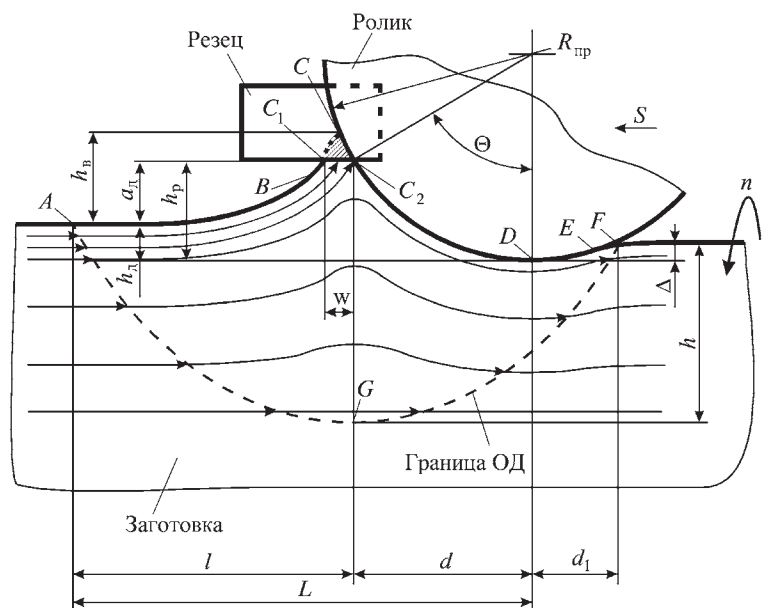
### Методика исследований

Способ упрочняющей обработки размерным совмещенным обкатыванием (PCO) обладает широкими возможностями по обеспечению параметров качества поверхностного слоя [1]. Особенностью PCO является особая схема взаимодействия режущего и деформирующего инструментов, при которой два или три обкатных ролика жестко настроены на определенный размер обработки детали, а резец, помещенный в зону волнообразования, частично или полностью удаляет пластическую волну (рис. 1). Вследствие работы резца не про-

исходит разрушение поверхности при натягах деформирующих роликов  $h_d \leq 1$  мм.

Раскрытие возможностей способа по обеспечению долговечности деталей машин требует установления физических закономерностей формирования поверхностного слоя при обработке PCO и его трансформации

**Рис. 1. Схема очага деформации при обработке PCO:**  
 $S$  – подача;  $n$  – частота вращения детали;  $h_b$  – высота пластической волны;  $d$  – длина передней контактной поверхности очага деформации;  $d_1$  – длина задней контактной поверхности очага деформации;  $l$  – длина передней внеконтактной поверхности очага деформации;  $L$  – длина передней поверхности очага деформации;  $w$  – ширина среза пластической волны;  $\Delta$  – величина упругопластического восстановления металла за деформирующими инструментами;  $h$  – глубина упрочнения поверхностного слоя;  $ABC_1C_2DEFG$  – границы очага деформации



ции при последующем циклическом эксплуатационном нагружении.

В данной работе для решения этой задачи использован аппарат механики технологического наследования, особенностью которого является унифицированный подход к физической природе поведения металла на стадиях жизненного цикла детали. В качестве накопленных параметров наряду с традиционными параметрами качества поверхностного слоя приняты степень деформации сдвига  $\Lambda$ , степень истощения запаса пластичности (СИЗП)  $\Psi$ , компоненты тензора остаточных напряжений  $[T\sigma_{ост}]$  и др. [1].

Приведенная в работе [2] расчетно-аналитическая модель механического состояния поверхностного слоя упрочненной детали на стадии циклического нагружения после обработки РСО позволила оценить закономерности накопления деформаций, истощения запаса пластичности и релаксации тензора оста-

точных напряжений в процессе усталостного нагружения по распределению микротвердости упрочненного поверхностного слоя детали.

Использование данной модели и результатов экспериментальных исследований позволило рассчитать число циклов нагружения до зарождения усталостной трещины (циклическую долговечность)  $N_{цд}$  (млн циклов), глубину зарождения усталостной трещины  $h_{тр}$  (мм) и степень деформации сдвига  $\Delta\Lambda_{цд}$ , накопленную на протяжении стадии циклической долговечности.

Циклическую долговечность определяли расчетно-аналитическим путем на основе построенных конечно-элементных моделей и экспериментальных исследований, проведенных в соответствии с разработанной методикой. Численные значения параметров обработки РСО и стадии ЦД приведены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры обработки РСО и стадии ЦД (сталь 45 ГОСТ 1050–88)

№ модели	№ образца	РСО							Циклическое нагружение		
		$R_{пр}$	$h_p$	$h_d$	$a_d$	$\Lambda$	$\Psi$	$\Lambda_{РСО(h)}$	$\Delta\Lambda_{цд}$	$\delta_{цд}$	$N_{цд}$
1	107 <sub>1</sub>	3	0,3	0,1	0,2	3	0,584	1,45	0,75	1,531	2,251
2	5 <sub>2</sub>	3	0,1	0,05	0,05	1,4	0,257	0,75	1,26	1,553	3,187
3	115 <sub>2</sub>	3	0,6	0,5	0,1	3	0,565	1,45	2,02	1,585	5,316
4	115 <sub>9</sub>	3	0,9	0,8	0,1	4	0,766	1,02	1,91	1,580	4,936
5	49 <sub>4</sub>	3	0,3	0,2	0,1	2,3	0,449	1,36	1,49	1,563	3,732
6	43 <sub>3</sub>	3	0,3	0,25	0,05	1,7	0,324	1,01	1,89	1,579	4,879
7	107 <sub>6</sub>	5	0,3	0,1	0,2	3,5	0,689	1,32	0,95	1,540	2,586
8	107 <sub>7</sub>	2	0,3	0,1	0,2	2,4	0,442	1,39	0,59	1,525	2,016
9	107 <sub>8</sub>	10	0,3	0,1	0,2	1,1	0,216	0,42	1,23	1,552	3,121
10	101 <sub>3</sub>	3	0,2	0,1	0,1	2,2	0,372	1,32	1,18	1,550	3,016
11	101 <sub>2</sub>	3	0,15	0,1	0,05	1,5	0,278	0,84	1,44	1,561	3,609
12	205 <sub>5</sub>	3	0,5	0,1	0,4	2,4	0,484	1,39	0,17	1,507	1,521
13	104 <sub>2</sub>	3	0,55	0,5	0,05	1,8	0,343	1,08	2,28	1,596	6,360
14	204 <sub>2</sub>	3	0,85	0,8	0,05	2,25	0,428	1,34	2,17	1,591	5,905
15	49 <sub>5</sub>	5	0,3	0,2	0,1	2,25	0,442	1,34	1,70	1,571	4,288
16	49 <sub>6</sub>	2	0,3	0,2	0,1	2,1	0,398	1,27	1,33	1,556	3,343
17	106 <sub>3</sub>	10	0,3	0,2	0,1	0,9	0,179	0,17	1,98	1,583	5,175
18	105 <sub>2</sub>	3	0,25	0,2	0,05	1,6	0,302	0,93	1,76	1,574	4,465
19	57 <sub>4</sub>	3	0,4	0,2	0,2	3,6	0,719	1,28	1,06	1,545	2,785
20	57 <sub>8</sub>	3	0,6	0,2	0,4	1,9	0,376	1,15	0,49	1,520	1,882

Обозначения: параметры режима обработки (см. рис. 1):  $R_{пр}$  (мм) – профильный радиус роликов;  $h_p$  (мм) – расчетный натяг роликов;  $h_d$  (мм) – действительный натяг роликов;  $a_d$  (мм) – действительный зазор резца;  $\Lambda$  – степень деформации сдвига, накопленная на поверхности детали при обработке РСО;  $\Psi$  – степень истощения запаса пластичности, накопленная на поверхности детали при обработке РСО;  $\Lambda_{РСО(h)}$  – степень деформации сдвига, накопленная при обработке РСО на глубине зарождения усталостной трещины;  $\delta_{цд}$  – предельное значение степени упрочнения поверхностного слоя, соответствующее окончанию стадии циклической долговечности; индексы в столбце "№ образца" означают номер шейки экспериментального образца, обработанной с указанными в табл. 1 параметрами режима;  $N_{цд}$  – число циклов (млн).

В результате статического анализа полученных данных, с использованием программной системы Statistica, были определены зависимости циклической долговечности и глубины зарождения усталостной трещины от режимов обработки и параметров механического состояния, накопленных на стадии РСО. Полученные и представленные ниже взаимосвязи, при отсутствии специальных комментариев, объясняют не менее 85 % дисперсии результатов. Относительная погрешность определения при этом не превышает 10 %.

**Анализ результатов**

Установлено, что основные параметры режима РСО оказывают наследственное влияние на степень деформации сдвига, накапливаемую на стадии циклической долговечности (рис. 2). При  $R_{np} = 3$  мм и  $a_d = 0,1...0,2$  мм взаимосвязь с действительным натягом имеет экстремум при значениях  $h_d = 0,6$  мм (рис. 2, а):

$$\Delta\Lambda_{цд} = 2,049 - 3,502(h_d - 0,598)^2.$$

С увеличением действительного зазора значение  $\Delta\Lambda_{цд}$  уменьшается (рис. 2, б). По мнению авторов, это вызвано тем, что в поверхностном слое происходит значительное увеличение степени деформации сдвига, накапливаемой при РСО. При значениях  $h_d = 0,1$  мм и  $R_{np} = 3$  мм

$$\Delta\Lambda_{цд} = 2,643 \exp(-4,613 a_d).$$

При  $h_d = 0,2$  мм и  $R_{np} = 3$  мм

$$\Delta\Lambda_{цд} = 2,094 \exp(-0,862 a_d).$$

С увеличением профильного радиуса ролика  $\Delta\Lambda_{цд}$  возрастает (рис. 2, б). Такая зависимость описывается логарифмической функцией

при  $a_d = 0,1$  мм и  $h_d = 0,2$  мм

$$\Delta\Lambda_{цд} = 1,442 + 0,288 \ln(R_{np}),$$

а при  $a_d = 0,2$  мм и  $h_d = 0,1$  мм

$$\Delta\Lambda_{цд} = 0,847 + 0,51 \ln(R_{np}).$$

Степень деформации сдвига, накопленная при РСО на глубине зарождения трещины  $\Lambda_{PCO(h)}$ , также взаимосвязана с основными параметрами режима (рис. 3).

Установлено, что при  $h_d = 0,1$  мм и  $R_{np} = 3$  мм

$$\Lambda_{PCO(h)} = 0,632 \exp(7,588 a_d);$$

при  $h_d = 0,2$  мм и  $R_{np} = 3$  мм

$$\Lambda_{PCO(h)} = 0,499 \exp(5,347 a_d);$$

при  $a_d = 0,1$  мм и  $h_d = 0,2$  мм

$$\Lambda_{PCO(h)} = 2,242 \exp(-0,191 R_{np});$$

при  $a_d = 0,2$  мм и  $h_d = 0,1$  мм

$$\Lambda_{PCO(h)} = 4,888 \exp(-0,303 R_{np});$$

при  $a_d = 0,05...0,2$  мм и  $R_{np} = 3$  мм (рис. 3, б)

$$\Lambda_{PCO(h)} = 0,605 - 0,334 \ln(h_d).$$

При этом взаимосвязь приведенного параметра на глубине зарождения трещин с его значением на поверхности описывается параболой (рис. 3, б), при  $\Lambda_{PCO} = 2,86$  наблюдается максимальное значение

$$\Lambda_{PCO(h)} = 1,461 - 0,336(\Lambda_{PCO} - 2,859)^2.$$

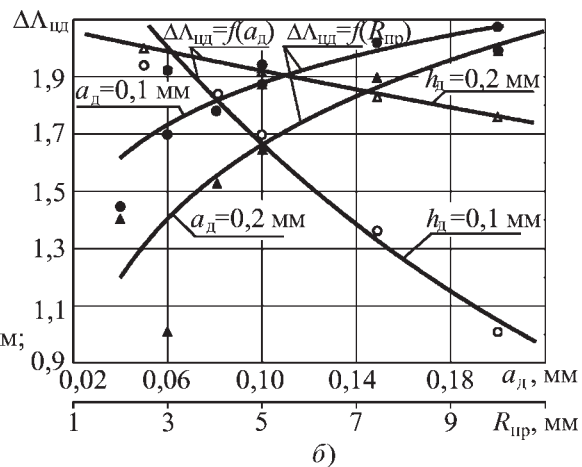
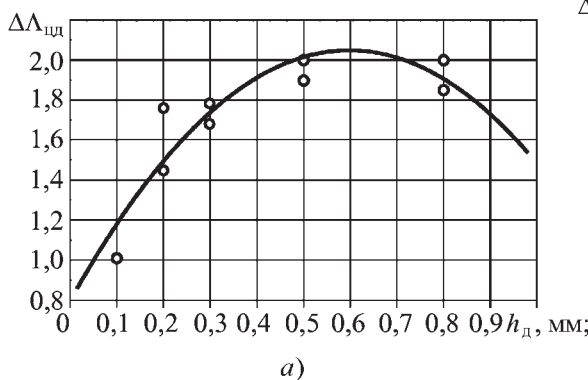


Рис. 2. Взаимосвязь  $\Delta\Lambda_{цд}$  с  $h_d$  ( $R_{np} = 3$  мм,  $a_d = 0,1...0,2$  мм) (а) и  $R_{np}$  и  $a_d$  (б)



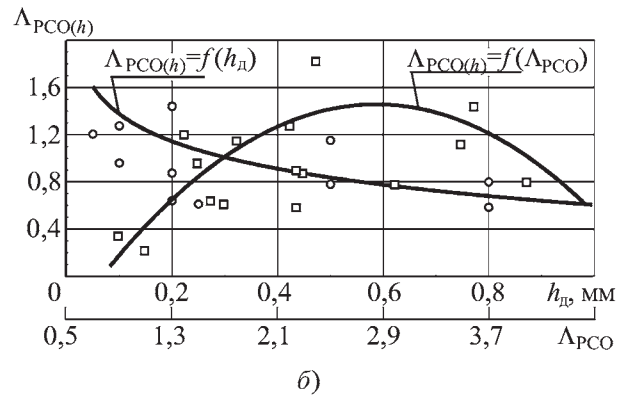
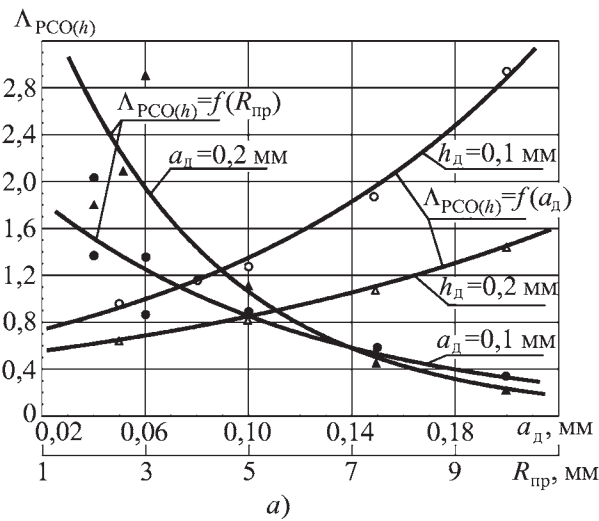


Рис. 3. Взаимосвязь  $\Delta_{PCO(h)}$  с  $R_{пр}$  и  $a_d$  (а) и  $h_d$  и  $\Delta_{PCO}$  (б)

Приведенные взаимосвязи позволяют определить наследственную зависимость степени деформации сдвига, накапливаемой на стадии циклической долговечности в точке вероятного разрушения, от степени деформации сдвига, накопленной при обработке PCO (рис. 4):

$$\Delta\Lambda_{ИД} = 2,246 - 0,39\Delta_{PCO(h)}.$$

Увеличение действительного зазора резца приводит к уменьшению глубины зарождения усталостной трещины и выходу точки вероятного разрушения на поверхность (рис. 5). При  $h_d = 0,1$  мм и  $R_{пр} = 3$  мм

$$h_{тр} = 8,249 \exp(-20,866 a_d).$$

Это соответствует представлениям о том, что при дальнейшем увеличении зазора  $a_d$  накопление предельных деформаций и разрушение поверхности металла происходят еще на стадии упрочняющей обработки PCO в вершине пластической волны, а не на стадии эксплуатационного нагружения.

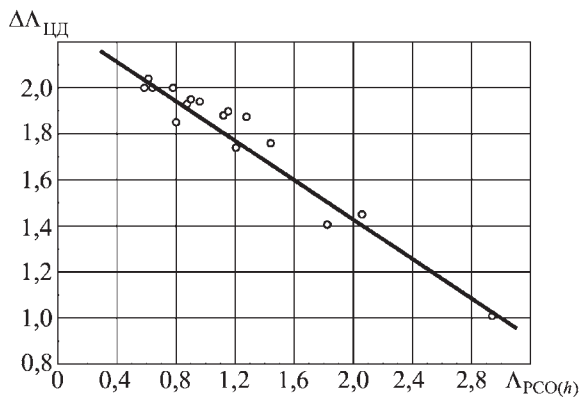


Рис. 4. Взаимосвязь  $\Delta\Lambda_{ИД}$  с  $\Delta_{PCO(h)}$

В то же время увеличение профильного радиуса ролика приводит к увеличению глубины зарождения трещины (рис. 6). Установлено, что при  $a_d = 0,1$  мм и  $h_d = 0,2$  мм

$$h_{тр} = 0,176 + 1,507 \ln(R_{пр}),$$

при  $a_d = 0,2$  мм и  $h_d = 0,1$  мм

$$h_{тр} = -0,998 + 2,225 \ln(R_{пр}).$$

При изменении действительного натяга глубина зарождения трещины имеет экстремум при  $h_d = 0,6$  мм ( $R_{пр} = 3$  мм,  $a_d = 0,1 \dots 0,2$  мм) (рис. 7):

$$h_{тр} = 4,209 - 10,543(h_d - 0,6)^2.$$

Установленные закономерности позволили определить взаимосвязь глубины зарождения трещины и степени деформации сдвига, накапливаемой на ста-

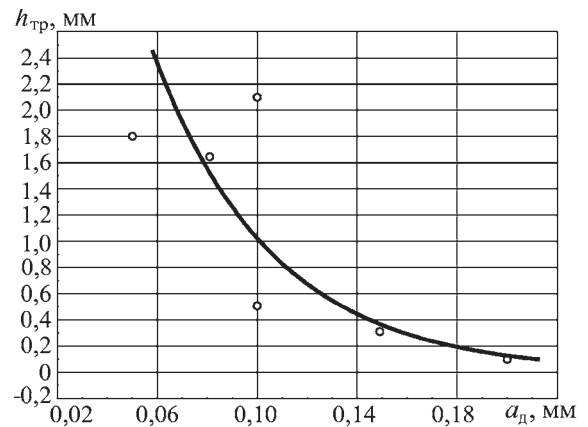


Рис. 5. Взаимосвязь  $h_{тр}$  с  $a_d$

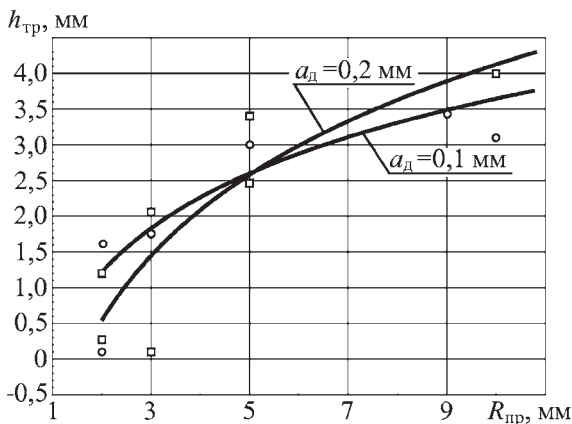


Рис. 6. Взаимосвязь  $h_{тр}$  с  $R_{пр}$

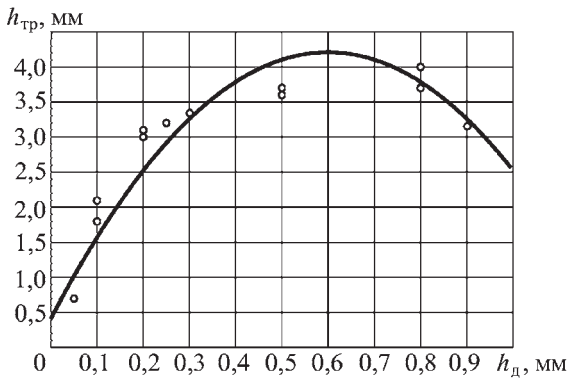


Рис. 7. Взаимосвязь  $h_{тр}$  с  $h_d$

дии циклической долговечности (рис. 8), а также взаимосвязь  $h_{тр}$  с  $\Psi_{PCO(h)}$  (рис. 9):

$$h_{тр} = 0,002 \exp(3,7 \Delta\Lambda_{ЦД});$$

$$\Delta\Lambda_{ЦД} = 1,693 + 0,203 \ln(h_{тр});$$

$$h_{тр} = 9,245 \exp(-7,686 \Psi_{PCO(h)}).$$

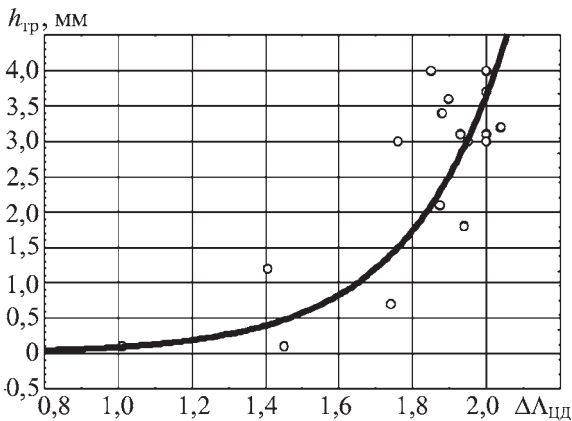


Рис. 8. Взаимосвязь  $h_{тр}$  с  $\Delta\Lambda_{ЦД}$

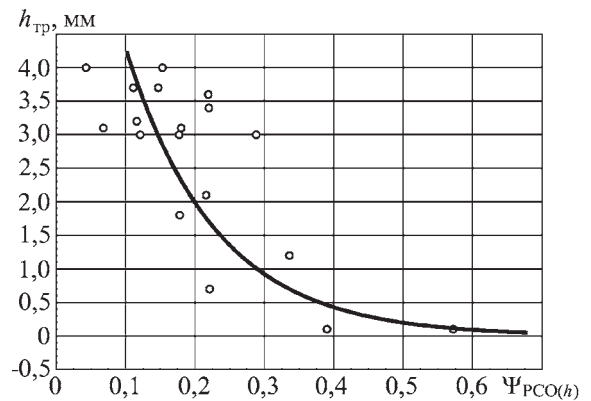


Рис. 9. Взаимосвязь  $h_{тр}$  с  $\Psi_{PCO(h)}$

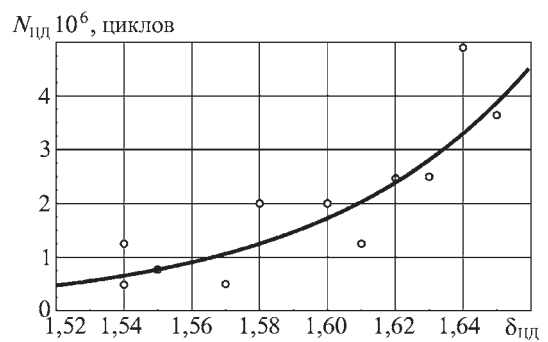


Рис. 10. Зависимость  $N_{ЦД}$  от предельной степени упрочнения поверхностного слоя

Взаимосвязь циклической долговечности с предельной степенью упрочнения поверхностного слоя описывается экспоненциальной функцией (рис. 10)

$$N_{ЦД} = (4,02 \cdot 10^{-11}) \exp(16,16 \delta_{ЦД}).$$

Установлено, что предельная степень упрочнения поверхностного слоя, соответствующая окончанию стадии циклической долговечности, имеет линейную взаимосвязь с накопленной на этой стадии деформацией:

$$\delta_{ЦД} = 1,5 + 0,042 \Delta\Lambda_{ЦД}.$$

Полученные результаты позволили установить взаимосвязи  $N_{ЦД}$  с параметрами режима обработки (рис. 11).

При  $R_{пр} = 3$  мм и  $a_d = 0,1$  мм

$$N_{ЦД} = -9,78(h_d - 0,595)^2 + 5,358;$$

при  $R_{пр} = 3$  мм и  $a_d = 0,05$  мм

$$N_{ЦД} = -10,359(h_d - 0,61)^2 + 6,324;$$

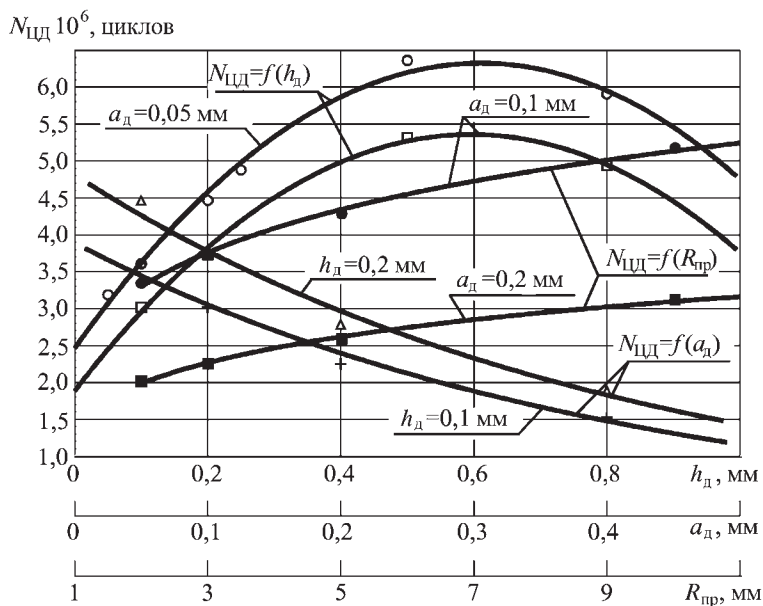


Рис. 11. Зависимость  $N_{ЦД}$  от основных параметров режима обработки

при  $R_{пр} = 3$  мм и  $h_d = 0,1$  мм

$$N_{ЦД} = 3,888 \exp(-2,418 a_d);$$

при  $R_{пр} = 3$  мм и  $h_d = 0,2$  мм

$$N_{ЦД} = 4,811 \exp(-2,418 a_d);$$

при  $a_d = 0,1$  мм и  $h_d = 0,2$  мм

$$N_{ЦД} = 2,506 + 1,142 \ln(R_{пр});$$

при  $a_d = 0,2$  мм и  $h_d = 0,1$  мм

$$N_{ЦД} = 1,511 + 0,689 \ln(R_{пр}).$$

Анализ результатов показал, что наибольшую циклическую долговечность можно получить, обрабаты-

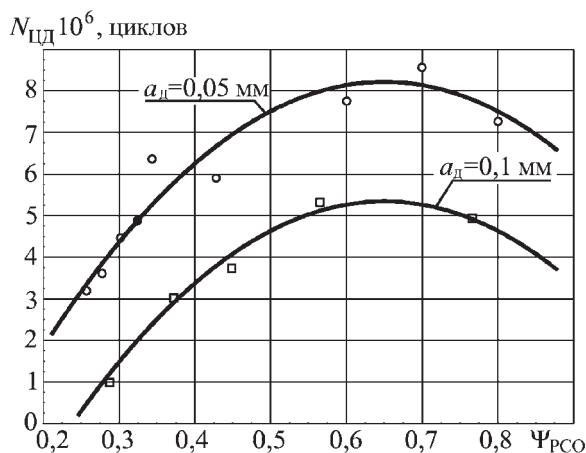


Рис. 12. Зависимость циклической долговечности от глубины зарождения усталостной трещины

вая деталь деформирующим роликом наибольшего профильного радиуса при минимальных значениях действительного зазора резца с действительным натягом  $h_d = 0,6$  мм. Полученное значение действительного натяга соответствует наибольшей глубине зарождения усталостной трещины, что позволяет установить ее взаимосвязь с длительностью стадии циклической долговечности (рис. 12):

$$N_{ЦД} = \ln(10 h_{тр}) + 1,82.$$

Результаты исследований позволили установить, что при  $\Psi_{PCO} \approx 0,65$  обеспечивается наибольшая циклическая долговечность упрочненных PCO деталей (рис. 13).

Так, при  $R_{пр} = 3$  мм и  $a_d = 0,05$  мм

$$N_{ЦД} = -31,5(\Psi_{PCO} - 0,65)^2 + 8,218;$$

при  $R_{пр} = 3$  мм и  $a_d = 0,1$  мм

$$N_{ЦД} = -31,5(\Psi_{PCO} - 0,65)^2 + 5,342.$$

Полученные результаты согласуются с результатами работ [1, 3] для обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД). Согласно этим исследованиям, наибольшая циклическая долговечность упрочненных ППД деталей наблюдается при  $\Psi_{ППД} \approx 0,7...0,8$ .

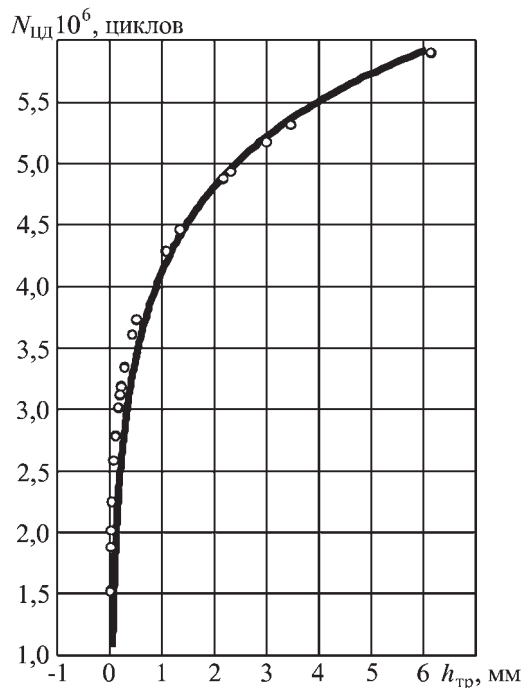


Рис. 13. Зависимость циклической долговечности от накопленной при PCO степени исчерпания запаса пластичности

Анализ приведенных взаимосвязей позволяет решить задачу назначения оптимальных режимов обработки как с точки зрения получения наиболее благоприятного тензора остаточных напряжений, так и с точки зрения обеспечения максимальной циклической долговечности.

По данным работ [1, 4, 5], наибольшее влияние на циклическую долговечность оказывает распределение осевой составляющей напряжений в поверхностном слое толщиной 1...2 мм, поэтому решение задачи обеспечения оптимального тензора остаточных напряжений сводится к получению максимальных значений осевой составляющей преимущественно на поверхности детали.

Таким образом, необходимо уменьшить спад остаточных напряжений к поверхности детали, который, по мнению авторов данной работы, в большей степени вызван воздействием температурных напряжений разгрузки [1, 4]. Некоторый вклад в спад остаточных напряжений вносит также свойственное РСО увеличенное обратное течение металла, происходящее вдоль оси детали от вершин деформирующих роликов в направлении задней внеконтактной поверхности очага деформации. Увеличенное обратное течение металла вызывает перераспределение остаточных напряжений в поверхностном слое, о чем свидетельствуют эпюры остаточных напряжений при обработке РСО с малыми (до 0,3 мм) натягами деформирующих роликов [4, 5].

На основе приведенных в работе [6] аналитических взаимосвязей для осевых напряжений зафиксирована и оценена динамика поведения осевой составляющей в характерных точках *A*, *B* и *C* (рис. 14) при одновременном изменении двух основных парамет-

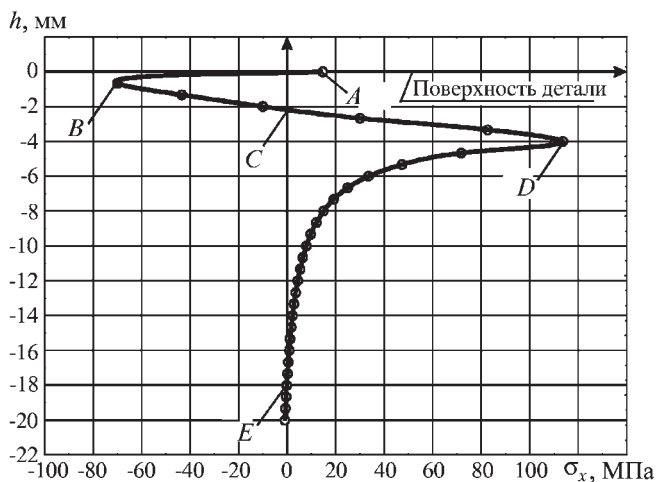


Рис. 14. Схема расположения характерных точек эпюры осевых остаточных напряжений

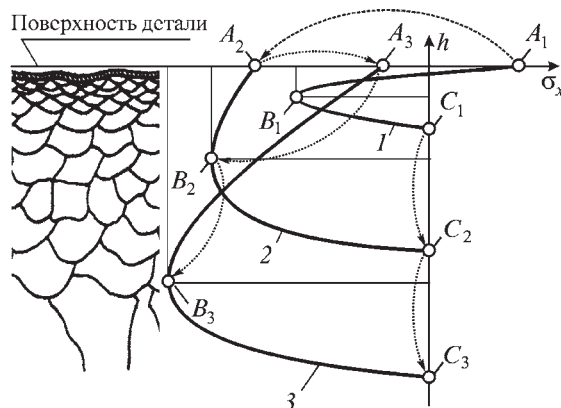


Рис. 15. Динамика изменения осевой составляющей остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя при одновременном увеличении  $h_d$  и  $R_{пр}$  (эпюры 1 – 3 – представлены условно)

ров режима обработки: расчетного натяга и профильного радиуса ролика (рис. 15). Условная эпюра 1 иллюстрирует распределение осевых напряжений по глубине поверхностного слоя при наименьших значениях варьируемых параметров режима, эпюра 3 – соответственно при наибольших значениях (см. рис. 15).

При увеличении значений варьируемых факторов растягивающие напряжения на поверхности детали уменьшаются и переходят в область сжимающих напряжений. Последние увеличиваются до некоторого предела (см. рис. 15, точка  $A_2$ ), а при дальнейшем увеличении расчетного натяга и профильного радиуса ролика вновь уменьшаются (см. рис. 15, точка  $A_3$ ).

Значения сжимающих напряжений в точке экстремума под поверхностью, а также глубина расположения экстремума непрерывно возрастают (см. рис. 15, точки  $B_1, B_2$  и  $B_3$ ). Общая глубина распространения сжимающих напряжений подтверждает ту же тенденцию (см. рис. 15, точки  $C_1, C_2$  и  $C_3$ ).

Анализ динамики изменения эпюры осевых напряжений показал, что рациональными с позиций формирования остаточных напряжений следует считать режимы обработки, формирующие условную эпюру 2 (см. рис. 15). Такая эпюра имеет максимальные значения сжимающих напряжений как на поверхности, так и в близлежащем слое. Это подтверждает, что поверхностный слой именно с таким распределением остаточных напряжений способен оказывать наибольшее сопротивление усталостному разрушению детали.

Таким образом, задача поиска рациональных режимов обработки с точки зрения получения благоприятного тензора остаточных напряжений сводится к определению сочетания параметров  $h_d$  и  $R_{пр}$ , фор-

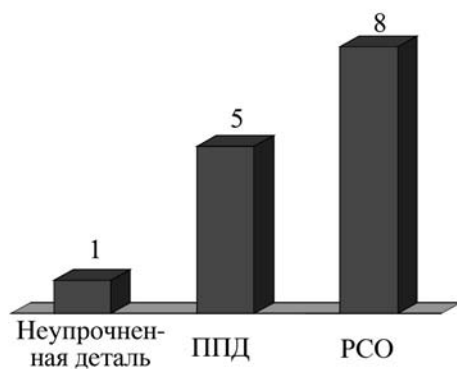


Рис. 16. Долговечность деталей при использовании ППД роликом и PCO (млн циклов)

мирующих максимальные по абсолютным значениям сжимающие напряжения на поверхности.

На основе данных работы [6] установлено, что такие напряжения на поверхности возникают при  $h_d = 0,22...0,25$  мм и  $R_{пр} = 4,5...5$  мм.

Данные значения натяга ролика хорошо согласуются с ранее полученными результатами расчетов оптимальных режимов PCO [1, 4, 5]. Для обеспечения шероховатости по параметру  $Ra$  рациональные значения данных параметров  $h_d = 0,25...0,3$  мм и  $R_{пр} = 9$  мм.

Для обеспечения максимальной циклической долговечности рациональным режимом обработки на основе приведенных выше взаимосвязей является следующее сочетание параметров:  $h_d = 0,6$  мм,  $R_{пр} \geq 8...9$  мм,  $a_d \leq 0,05$  мм. Такие режимы обработки PCO позволяют повысить циклическую долговечность деталей до  $N_{ЦД} = 8...9$  млн циклов, в то время как долговечность неупрочненных образцов составляет  $N_{ЦД} = 0,5...1$  млн циклов (рис. 16).

По данным работ [1, 3, 7], для деталей, упрочненных традиционным ППД роликовым инструментом, максимальная циклическая долговечность при иден-

тичных условиях нагружения составляет  $N_{ЦД} = 5...6$  млн циклов, долговечность неупрочненных образцов –  $N_{ЦД} = 0,5...1,5$  млн циклов.

Как показал анализ, максимальная циклическая долговечность при PCO наблюдается при таких режимах обработки, когда остаточные напряжения, глубина и степень упрочнения не достигли своего максимума.

Подобный результат получен в работе [8] для упрочненных ППД деталей. Максимальный прирост предела выносливости  $\sigma_{-1}$  достигнут при усилии  $P = 1800$  Н,  $\sigma_{ост} = -400$  МПа и  $\delta = 34\%$ , в то время как значение  $P = 2000$  Н позволяет получить  $\sigma_{ост} = -500$  МПа и  $\delta = 40\%$  [8].

В результате анализа установлено, что для обеспечения различных параметров качества поверхностного слоя рациональными являются различные сочетания параметров режима обработки PCO. Так, для обеспечения максимальной циклической долговечности необходимо использовать ролик наибольшего профильного радиуса, в то же время для обеспечения высокой степени упрочнения значение  $R_{пр}$  должно быть минимальным (табл. 2).

Исключением является действительный зазор резца, уменьшение которого в составе расчетного натяга роликов значительно влияет на циклическую долговечность детали, практически не изменяя при этом значения остальных параметров качества. В то же время при проектировании технологических процессов необходимо учитывать возрастающую при уменьшении  $a_d$  величину съема металла, которая влияет на изменение диаметра детали при обработке.

### Выводы

1. PCO обеспечивает циклическую долговечность упрочненных деталей в условиях многоциклового усталостного нагружения с постоянными амплитудны-

Таблица 2

Пути обеспечения параметров качества при упрочнении деталей PCO

Параметр качества	Значение фактора в пределах заданного диапазона, мм			
	$h_d$ (0,05...0,9)	$a_d$ (0...0,2)	$h_p$ (0,1...1,0)	$R_{пр}$ (2...10)
$Ra$	–	–	Уменьшить	Увеличить
$h$	–	–	Увеличить	Увеличить
$\delta$	–	–	Увеличить	Уменьшить
$\sigma_{ост}$	0,25	–	–	4,5...5
$N_{ЦД}$	0,6	Уменьшить	–	Увеличить

ми значениями напряжений  $\sigma_A = 0,7...0,8 \sigma_T$ , достигающую 8 млн циклов. Полученные значения циклической долговечности в 3,5 раза превышают долговечность неупрочненной детали и в 1,5 раза долговечность детали, упрочненной ППД роликом.

2. В поверхностном слое детали существует точка зарождения усталостной трещины (точка вероятного разрушения), в которой происходит накопление предельных деформаций и полное исчерпание запаса пластичности по окончании стадии циклической долговечности. Глубина расположения этой точки определяется условиями предшествующей механической обработки, режимами обработки РСО, накоплением деформаций и исчерпанием запаса пластичности металла на стадиях механической обработки и эксплуатационного усталостного нагружения. Наибольшая глубина расположения точки вероятного разрушения наблюдается при значениях действительного натяга  $h_d = 0,6$  мм. С увеличением профильного радиуса ролика глубина зарождения трещины возрастает, а с увеличением действительного зазора резца — уменьшается.

3. Режимы обработки РСО и наследуемые параметры механического состояния металла поверхностного слоя влияют на циклическую долговечность детали. Последняя определяется накопленными деформациями, исчерпанием запаса пластичности, остаточными напряжениями, которые в свою очередь зависят от режимов обработки РСО. Наибольшую циклическую долговечность детали обеспечивает исчерпание запаса пластичности обработкой РСО  $\Psi \approx 0,65$ . Рациональное значение действительного натяга ролика составляет 0,6 мм, при этом с увеличением профильного радиуса ролика наблюдается рост, а с увеличением действительного зазора резца — значительное уменьшение циклической долговечности.

4. Определены пути обеспечения основных параметров качества поверхностного слоя. Полученные взаимосвязи положены в основу алгоритма расчета параметров обработки РСО с учетом явления техно-

логического наследования, позволяющего управлять качеством поверхностного слоя для обеспечения заданной циклической долговечности детали.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М.** Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин М.: Машиностроение, 2007. 400 с.
2. **Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С.** Расчетно-аналитическая модель механического состояния поверхностного слоя упрочненной детали на стадии циклического нагружения после обработки размерным совмещенным обкатыванием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 33.
3. **Смелянский В.М., Журавлев А.В., Блюменштейн В.Ю.** К вопросу прогнозирования долговечности деталей машин, упрочненных ППД // Проблемы повышения качества, надежности и долговечности деталей машин и инструментов: сб. научн. тр. Брянск, 1991. С. 70–76.
4. **Смелянский В.М.** Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.
5. **Комбинированная** обработка деталей поверхностным пластическим деформированием / В.М. Смелянский, В.Ю. Блюменштейн, В.А. Васильев, Н.А. Соколов // Передовая технология, механизация и автоматизация серийного производства: Тез. докл. Всесоюзной научн.-техн. конф. Рязань, 1977.
6. **Блюменштейн В.Ю., Махалов М.С.** Влияние режимов размерного совмещенного обкатывания на механическое состояние поверхностного слоя // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 5. С. 21–29.
7. **Кречетов А.А.** Исчерпание ресурса пластичности в процессе усталостного нагружения // Тез. докл. XXXI науч.-техн. конф. ассоциации автомобильных инженеров (ААИ), посвященной 135-летию МАМИ (27–28 сентября 2000 г.) / М.: МАМИ, 2000. С. 38–40.
8. **Усов Л.А., Школьник Л.М.** Упрочнение галтелей шеек осей роликами с поворачивающейся осью вращения // Поверхностные методы упрочнения металлов и сплавов в машиностроении. М.: МДНТП, 1983. С. 124–129.

А.В. Виноградов, В.Ф. Макаров (Пермский государственный технический университет)

## Упрочнение поверхностного слоя дисков ГТД абразивно-полимерными щетками

Приведены результаты исследования шероховатости, остаточных напряжений и микротвердости торцевой поверхности обода турбинного диска газотурбинного двигателя после скругления кромок "елочных" пазов абразивно-полимерными щетками. Установлено, что остаточные напряжения и микротвердость почти не изменяются (в пределах 5 %), оптимизируются параметры шероховатости, что повышает коррозионную стойкость и сопротивление усталости поверхностного слоя.

**Ключевые слова:** диск турбины, абразивно-полимерная щетка, скругление, кромки "елочных" пазов.

*In this article we are presenting results of the analysis of roughness, residual stress and micro-hardness of the surface coating of the turbine disk rim end face after the rounding of the fir-tree grooves' edges with the abrasive-nylon brushes. The results have proved that residual stress and micro-hardness values are subject to minimal changing (within 5 %). As to roughness parameters, they are improved, causing increasing of corrosion resistance and fatigue strength.*

**Keywords:** turbine disk, abrasive-nylon brush, rounding, fir-tree grooves' edges.

На обод турбинного диска (рис. 1) во время работы газотурбинного двигателя (ГТД) воздействуют центробежные инерционные нагрузки, изгибающие силы проходящего через лопатки газового потока, вибрация лопаток, высокие температуры (до 1500 °С), поэтому к торцевой поверхности обода диска, а также к поверхностям "елочных" пазов (рис. 2) предъявляются высокие требования по прочности и коррозионной стойкости.

Характерно, что усталостные трещины (рис. 3) возникают, как правило, под первым зубом "елочного" паза и выходят на торцевую поверхность [1].

Для снижения концентрации напряжений на кромках "елочных" пазов предусмотрено скругление кромок с полировкой поверхности радиуса скругления (рис. 4) на агрегатном станке (рис. 5) с помощью абразивно-полимерных щеток [2].

Ворс щеток состоит из тонких нейлоновых нитей, полученных экструзией, внутри и на поверхности которых содержатся абразивные частицы карбида кремния.

Достоинствами этого инструмента являются гибкость ворса, что позволяет обрабатывать профильные кромки, самозатачиваемость нитей, возможность работы с различными СОЖ. Недостатком является то, что при больших окружных скоростях (больше 22 м/с) нейлон плавится, что приводит к износу щетки и налипанию нейлона на поверхность обрабатываемого диска.

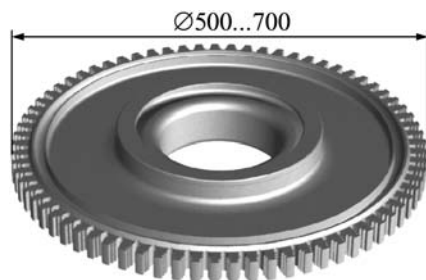


Рис. 1. Диск турбины



Рис. 2. "Елочные" пазы диска турбины и торцевая поверхность обода после токарной обработки



Рис. 3. Типичный характер расположения трещин в "елочном" закреплении лопаток в дисках турбин

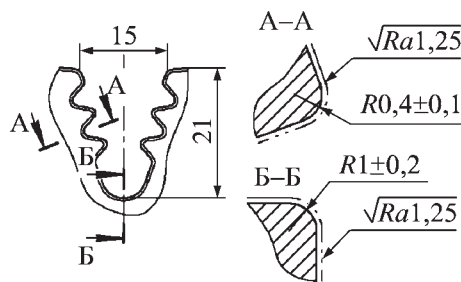


Рис. 4. Конструктивные требования к кромкам "елочных" пазов

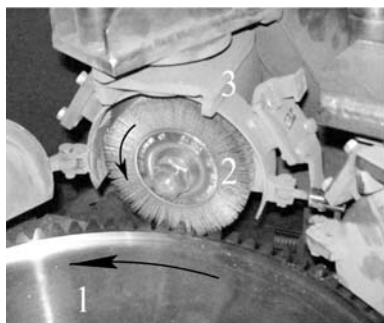


Рис. 5. Схема обработки кромок "елочных" пазов абразивно-полимерными щетками:  
1 – обрабатываемый диск; 2 – абразивно-полимерная щетка; 3 – один из четырех одинаковых полировальных модулей станка

ются при обработке щетками; в поверхностном слое сохраняются сжимающие напряжения (рис. 6).

Микротвердость исследовали методом косых срезов. На диаграмме на рис. 7 видно, что микротвер-

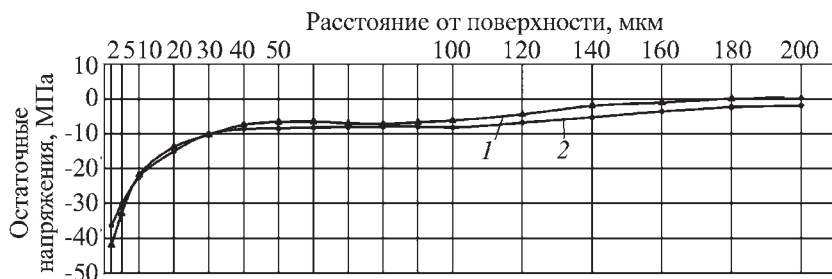


Рис. 6. Эпюра изменения остаточных напряжений на торцевой поверхности до (1) и после (2) обработки абразивно-полимерными щетками

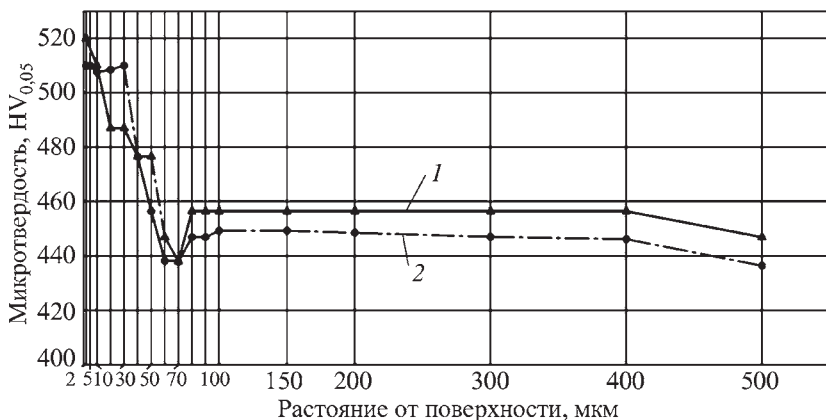


Рис. 7. Диаграмма изменения микротвердости на торцевой поверхности до (1) и после (2) обработки абразивно-полимерными щетками



Рис. 8. Состояние торцевой поверхности после обработки абразивно-полимерными щетками

дость не изменяется при обработке щетками. Глубина наклепа составляет 50 мкм, степень наклепа – 13 %.

Согласно работе [3], для жаропрочных сплавов, работающих при высоких температурах, оптимальными являются глубина наклепа 20 мкм и степень наклепа 3...10 %, поэтому желательно проводить дополнительную обработку торцовых поверхностей для снятия наклепа (рис. 8).

Из параметров шероховатости измерялся параметр *Ra*. До обработки абразивно-полимерными щетками шероховатость торцевой поверхности составляла *Ra* 2,5...5 мкм, после обработки – *Ra* 0,63...1,25 мкм.

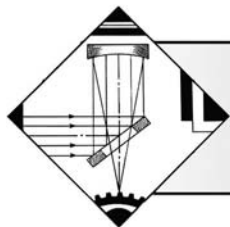
Незначительное влияние обработки щетками на остаточные напряжения, наклеп и шероховатость торцевой поверхности объясняются малой жесткостью ворса щеток (модуль упругости нейлоновой нити 300 МПа в 667 раз меньше модуля упругости стальной проволоки), относительно невысокой интенсивностью обработки (скорость вращения щетки ограничена недопустимостью плавления нейлона при температуре 200...250 °С), небольшими давлениями на торцевой поверхности. Однако щетка скругляет кромки "елочных" пазов, так как, во-первых, при контакте с кромкой создаются большие давления, чем при обработке торцевой поверхности, и, во-вторых, кромка является концентратором напряжений.

Таким образом, скругление кромок "елочных" пазов торцевой поверхности дисков ГТД абразивно-полимерными щетками позволяет снизить концентрацию напряжений на кромках и не оказывает заметного влияния на параметры прилегающих поверхностей.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Опыт применения метода цветной дефектоскопии при диагностике дисков газовых турбин / И.И. Крюков, С.А. Леонтьев, В.С. Платонов, А.И. Рыбников // Газотурбинные технологии. 2006. № 7 (50). С. 10–12.
2. Установка для скругления острых кромок пазов дисков турбины ГТД. Положительное решение по заявке от 30.06.08 на полезную модель № 2008126653 / 22(032547) / А.В. Виноградов, В.В. Заколкин.
3. Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. 240 с.





# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

А.М. Кадырметов (Воронежская государственная лесотехническая академия),  
Г.А. Сухочев (Воронежский государственный технический университет)

## Особенности процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий при модуляции электрических параметров

*На основе математического моделирования проведен анализ процессов воздушно-плазменного нанесения покрытий при модуляции электрических параметров. Оценены влияние модуляции на газодинамические параметры плазменной струи, энергетическое состояние наносимых частиц и температурное поле в системе покрытие—основа в локальном масштабе, соразмерном диаметру пятна привязки дуги к поверхности, и в макромасштабе напыляемой поверхности. Обоснованы предпосылки совершенствования воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий.*

**Ключевые слова:** плазменное напыление, плазменные покрытия, упрочнение, плазмотрон, плазменная струя, модуляция электрических параметров, математическое моделирование.

*In this work the analysis of plasma spraying coating processes with the electric parameters modulation on the base of mathematics simulation is given.*

*There is the estimation of the modulation influence on plasma-jet gasodynamic parameters, on the power condition of particles in the coating process and on the temperature field in a "coat-base" system in a local scale, which is in proportion to the diameter of the spot in the place of the arc and the surface binding, and in a macroscale of the spraying surface. Some prerequisites of the improvement of plasma-jet spraying and coat-strengthening processes are substantiated.*

**Keywords:** plasma spraying, plasma coating, strengthening processes, plasma gun, plasma-jet, electric parameters modulation, mathematics simulation.

### Введение

Анализ современного состояния технологий плазменного нанесения и упрочнения покрытий показывает, что традиционные пути их развития на основе модификаций стационарных процессов достигли пределов заметного повышения их эффективности. Совершенствование технологий плазменного нанесения и упрочнения покрытий, повышение их эффективности возможны при использовании методов динамизации параметров, и в частности с помощью модуляции электрических параметров.

В данной работе исследовали процесс *воздушно-плазменного напыления и упрочнения покрытий* (ВПНиУП) на основе использования динамических эффектов при модуляции электрических параметров плазмотрона. Данное направление газотермического нанесения и упрочнения покрытий является одним из наиболее перспективных, однако недостаточно изученных направлений. Теоретический анализ ВПНиУП при модуляции электрических параметров плазмотрона проводили для тепло- и газодинамических процессов в системе "дуга—плазменная струя—напыляемые частицы", тепловых и физи-

ко-механических процессов в системе "плазменная струя—покрытие—основа". Поставленные задачи решали путем разработки математических моделей и последующего моделирования приведенных процессов при модуляции электрических параметров плазмотрона.

### Математическая модель процессов

Для оценки газодинамической эффективности модуляции электрических параметров в процессе плазменного напыления покрытий построена математическая модель газодинамических процессов гетерогенной плазменной струи, модулируемой импульсами тока косвенной дуги плазмотрона [1].

Математическая модель состоит из трех частей. Первая часть — эмпирическое описание стационарной однофазной плазменной струи, вторая — аналитически описывает распространение в стационарной струе бегущих волн скорости и энтропийных волн температуры. Поведение напыляемых частиц в модулируемой плазменной струе описывается полуэмпирически в третьей части модели.

Для описания распространения бегущих волн скорости в плазменной струе плазменную струю условно делили на три участка: начальный участок с относительной длиной  $x/d = 0...3$ , переходный – при  $x/d = 3...8$  и основной – при  $x/d = 8...30$  ( $x, d$  – соответственно продольная координата в плазменной струе и диаметр сопла плазматрона).

Распространение бегущих волн скорости описывается решением Римана

$$x = \left( \frac{\chi + 1}{2} v_{пер} + v_{от} + c_{от} \right) t + f(v_r), \quad (1)$$

полученным из уравнений движения Эйлера и неразрывности

$$\begin{aligned} \frac{\partial v_r}{\partial t} + v_r \frac{\partial v_r}{\partial x} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial x} &= 0; \\ \frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v_r)}{\partial x} &= 0, \end{aligned}$$

где скорость газа  $v_r = v_{пер} + v_{от}$ ;  $v_{пер}, v_{от}$  – соответственно переменная и стационарная составляющие скорости газа,  $c_{от}$  – скорость звука в невозмущенной среде при  $v_r = v_{от}$ .

Функция скорости  $f(v_r)$  определяется из граничных условий

$$v_{го} = v_{от} + \frac{2v_a}{\tau_{имп}} \tau \quad \text{при} \quad n\tau_{п} < \tau < \frac{\tau_{имп}}{2} + n\tau_{п}; \quad (2)$$

$$\begin{aligned} v_{го} &= v_{от} - \frac{2v_a}{\tau_{имп}} \tau + 2v_a \\ \text{при} \quad n\tau_{п} + \frac{\tau_{имп}}{2} &< \tau < \tau_{имп} + n\tau_{п}, \end{aligned} \quad (3)$$

где  $v_{го}, v_a$  – соответственно скорость газа и амплитуда ее пульсаций на срезе сопла плазматрона,  $n = 0, 1, 2, 3, \dots$ ;  $\tau_{имп}, \tau_{п}$  – соответственно длительность импульса и периода его пульсаций.

При подстановке граничных условий (2) – (3) для каждого участка плазменной струи в уравнение Римана (1) получили аналитические зависимости скорости  $v_r$  от расстояния  $x$  и времени  $t$ .

Пульсации теплоты переносятся вместе с потоком с его скоростью как энтропийные волны. Общее решение распределения температуры по продольной координате струи  $x$  и времени  $t$  имеет вид

$$T(x, t) = T\left(0, t - \frac{x}{v_{от}}\right).$$

Исходя из граничных условий

$$T_{го} = T_{от} + \frac{2T_a}{\tau_{имп}} \tau_{п} \quad \text{при} \quad n\tau_{п} < \tau < \frac{\tau_{имп}}{2} + n\tau_{п};$$

$$T_{го} = T_{от} - \frac{2T_a}{\tau_{имп}} \tau + 2T_a$$

$$\text{при} \quad n\tau_{п} + \frac{\tau_{имп}}{2} < \tau < \tau_{имп} + n\tau_{п};$$

$$T_{го} = T_{от} \quad \text{при} \quad n\tau_{п} + \tau_{имп} < \tau < (n+1)\tau_{п},$$

получили аналитические зависимости температуры от расстояния  $x$  и времени  $t$ .

Поведение частиц описывали в квазистационарном приближении, т.е. предполагали, что коэффициенты сопротивления и теплообмена частицы зависят только от мгновенных значений параметров газовой фазы.

Движение частиц описывается уравнением

$$\rho_{ч} \frac{dv_{ч}}{dt} = C_D \frac{3\rho_r (v_r - v_{ч})^2}{4d_{ч}},$$

где  $\rho_{ч}, d_{ч}, v_{ч}$  – соответственно плотность, диаметр и скорость частицы;  $C_D$  – коэффициент аэродинамического сопротивления частицы;  $\rho_r$  – плотность газа. В качестве коэффициента  $C_D$  использовали зависимость Л.С. Клячко и Рудингера

$$C_D = \frac{24}{\text{Re}} \left( 1 + \frac{1}{6} \text{Re}^{2/3} \right); \quad C_D = 6000 + \text{Re}^{-1.7},$$

где  $\text{Re}$  – число Рейнольдса  $\text{Re} = d_{ч} (v_r - v_{ч}) / \nu_r$  ( $\nu_r$  – кинематическая вязкость газа).

Температура частиц  $T_{ч}$  описывается уравнением теплового баланса:

$$\frac{dT_{ч}}{dT} = \frac{6\alpha_r}{\rho_{ч} d_{ч} C_{ч}} (T_r - T_{ч}),$$

где  $\alpha_r$  – коэффициент теплоотдачи от плазменной струи к напыляемой частице;  $C_{ч}$  – теплоемкость материала частицы;  $T_r$  – температура газа.

Коэффициент  $\alpha_r$  определяли с помощью числа Нуссельта по зависимости Ранца-Маршалла:

$$\text{Nu} = 2 \frac{\lambda_r}{\lambda_c} + 0,6 \text{Re}^{0,5} \text{Pr}^{0,33} \left( \frac{\rho_r \mu_r}{\rho_c \mu_c} \right)^{0,2},$$

где  $\lambda_c, \lambda_r$  – теплопроводность газа на поверхности частицы и в набегающем потоке соответственно;  $\mu_c, \mu_r$  – динамическая вязкость газа на поверхности частицы и в набегающем потоке соответственно;  $\text{Nu}, \text{Pr}$  – критерии Нуссельта и Прандтля соответственно.

Математическая модель гетерогенной плазменной струи реализована в виде алгоритма расчета методом Эйлера 2-го порядка.

Для оценки тепловой эффективности модуляции электрических параметров в процессе плазменного напыления покрытий построена математическая модель температурного поля  $T$  системы "покрытие—подложка", которое представлено в виде суммы общего поля вдали от источника  $T_\Sigma$ , местного поля вблизи него  $T_{пв}$  и начальной температуры  $T_0$  [2, 3]:

$$T = T_\Sigma + T_{пв} + T_0.$$

Общее поле вдали от источника  $T_\Sigma$  определяли на основе уравнения температурного поля Н.Н. Рыкалина, описывающего предельное состояние процесса распространения теплоты в полуограниченном теле без теплоотдачи:

$$T_\Sigma(R, x, \infty) = \frac{q}{2\pi\lambda R} e^{-\frac{v_x}{2a} - \frac{vR}{2a}},$$

где  $R$  — радиус-вектор от теплового источника, м,  $R = \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}$ ;

$x, y, z$  — координаты пространства тела;  
 $v$  — скорость источника теплоты, м/с;  
 $a$  — коэффициент температуропроводности, м<sup>2</sup>/с;  
 $\lambda$  — коэффициент теплопроводности, Вт/(м·градус).

При  $x = 0, y = 0$  имеем  $R = z$  — глубина основы тела.

На основе решения для полуограниченного тела с помощью метода отражения и наложения (суперпозиции) тепловых волн, а также с учетом процессов теплового выравнивания и среднеинтегрального увеличения температуры тела получены решения для профильных тел, таких как, например, зуб экскаватора.

Для цилиндрических тел, напыляемых по винтовой линии, общее поле вдали от источника теплоты  $T_\Sigma$  определяется выражением на основе теоретических положений А.В. Махненко:

$$T_\Sigma(r, z, \theta, t) = \frac{q_n}{R^2 C_\gamma} \frac{1}{\sqrt{\pi}} \sum_{n=1}^N \frac{\Phi(\rho, \tau_n)}{\sqrt{\tau_n}} \exp\left[-\frac{\xi^2 n^2}{4\tau_n}\right];$$

$$\tau_n = \frac{2\pi a}{Rv_0} n; \quad \xi = \frac{H}{R}; \quad q_n = \frac{q}{v_z}.$$

Здесь  $\tau_n$  — безразмерный комплекс, характеризующий время;  $\xi$  — безразмерный комплекс, характеризующий шаг напыления;  $q_n$  — погонная энергия;  $R$  — радиус цилиндра;  $a$  — коэффициент температуропроводности;  $q$  — тепловая эффективная мощность плазмотрона;  $\Phi_i(\rho, \tau_n)$  — функция, характеризующая

процесс распространения теплоты по радиусу цилиндра;  $n$  — число оборотов;  $N = 1, 2, 3, \dots$ ;  $v_z, v_\theta$  — соответственно осевая и окружная скорости источника теплоты;  $C_\gamma$  — коэффициент теплопроводности;  $H$  — шаг витков.

Температура последнего витка

$$T_{пв} = \frac{q_n \dot{n}}{2\pi a C_\gamma} \bar{m}^*,$$

где  $\dot{n}$  — частота вращения вала;  $\bar{m}^*$  — поправка на ограниченность сечения цилиндра.

Максимальная температура  $T_m$

$$T_m = \frac{2\xi q}{\pi e v C_\gamma r_x^2},$$

где  $r_x$  — локальный радиус-вектор, направленный от пятна напыления в тело детали с покрытием,  $\xi$  — коэффициент учета распределения источника теплоты.

Плотность теплового потока к подложке

$$q(r) = q_{m1} e^{-k_1 r^2} + q_{m2} e^{-k_2 r^2} + q_{ч} e^{-k_ч r^2} + q_{вд} e^{-k_{вд} r^2},$$

где  $q_{m1}, q_{m2}, q_{ч}, q_{вд}$  — соответственно плотность теплового потока к подложке за счет конвективного теплообмена, ассоциации составляющих плазменной струи, теплообмена от напыляемых частиц и выносной дуги;  $r$  — радиальная координата в пятне нагрева;  $k_1, k_2, k_{ч}, k_{вд}$  — коэффициенты сосредоточенности тепловых потоков.

Плотности тепловых потоков  $q_i$  в случае модуляции параметров плазмотрона равны (рис.1):

$$q_i = q_{i0} + q_{i\text{имп}},$$

где  $q_{i0}$  — стационарная мощность;  $q_{i\text{имп}}$  — средневзвешенное значение эффективной тепловой мощности от модулирующих импульсов.

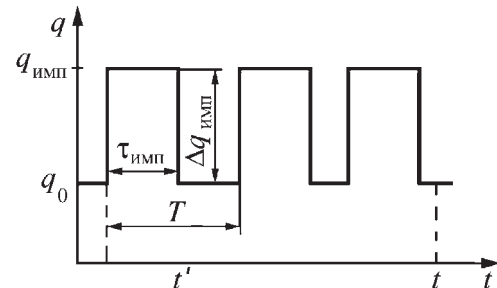


Рис. 1. Распределение плотностей тепловых потоков  $q_i$  во времени  $t$ :

$\tau_{\text{имп}}$  — длительность импульса;  $T$  — период импульса;  $q_0, q_{\text{имп}}$  — соответственно стационарная и импульсная мощности;  $\Delta q_{\text{имп}}$  — амплитуда мощности импульсов

Средневзвешенное значение эффективной тепловой мощности от модулирующих импульсов

$$\bar{q}_{i \text{ имп}} = \Delta q_{i \text{ имп}} \tau_{\text{имп}} \nu_{i \text{ мод}},$$

где  $\Delta q_{i \text{ имп}}$  — амплитуда импульсов мощности;  $\tau_{i \text{ имп}}$  — длительность импульсов;  $\nu_{i \text{ мод}}$  — частота следования импульсов.

Во многих случаях, и в частности в условиях малых дистанций напыления на внутренние малогабаритные поверхности, в условиях одновременной обработки вынесенной дугой, традиционное охлаждение напыляемой поверхности является либо невозможным, либо недостаточным вследствие высоких удельных тепловых потоков к подложке. В связи с этим разработана концепция охлаждения поверхности напыления, суть которой заключается в охлаждении подложки с помощью частичного экранирования газовой фазы плазменной струи при минимальном воздействии на дисперсную фазу струи [4].

Данная идея реализована с помощью вводно-капельной струи, направленной поперечно плазменной струе и/или в место за пятном напыления при движении плазматрона. Нагревание и испарение капель воды в плазменной струе и/или на поверхности покрытия за пятном напыления позволяет поглотить значительную часть теплового потока к подложке при незначительных воздействиях на напыляемые частицы.

### Результаты моделирования процессов

Зависимости скорости напыляемых частиц от параметров модуляции электрических параметров косвенной дуги плазматрона при напылении воздушной плазменной струей приведены на рис. 2, 3.

Установлено, что в интервале изменения длительности  $\tau^+$  импульсов от 20 до 300 мкс и амплитуды импульсов мощности  $\Delta N$  от 50 до 500 кВт увеличение частоты модуляции тока дуги  $\nu_m$  до 3 кГц приводит к увеличению скорости частиц в среднем в 1,3 раза. Более чувствительными к модуляции являются частицы с менее плот-

ным материалом. Влияние частоты модуляции возрастает с увеличением амплитуды импульсов мощности и с увеличением длительности импульсов. Увеличение длительности и амплитуды импульсов мощности также приводит к увеличению скорости частиц на величину до 40...60 %. Влияние модуляции тока дуги плазматрона на температуру частиц выражается в ускорении их нагрева и плавления. При этом скорости плавления частиц и скорость их движения возрастают пропорционально друг другу.

Влияние параметров модуляции электрических параметров на температурное поле напыляемой поверхности имеет два пространственно-временных аспекта. В аспекте локальности пространственно-временного масштаба показано, что в моменты импульсного увеличения мощности выносной дуги в местах ее привязки к напыляемой поверхности обеспечивается проплавление поверхности до переходной зоны

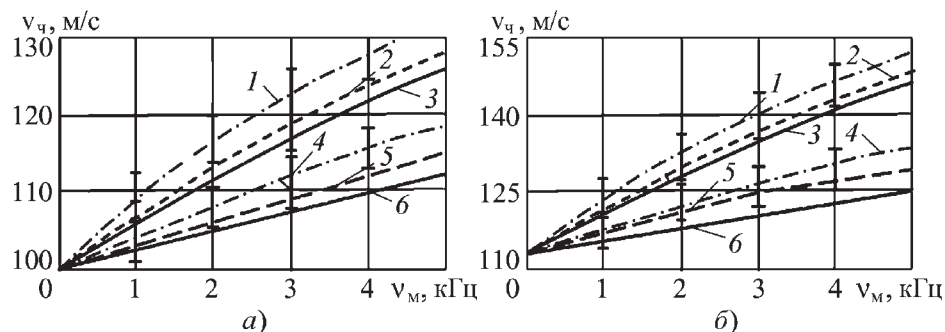


Рис. 2. Зависимости скорости частиц  $v_p$  из материала ПГ-СР4, ПН85Ю15 (а), ПН55Т45 (б) от частоты модуляции  $\nu_m$ , амплитуды импульсов тока обратной полярности  $\Delta J^-$  и их длительности  $\tau^-$  ( $x = 160$  мм);  $\bar{\square}$  — экспериментальные данные ( $\tau^- = 10$  мкс): 1, 4 —  $\tau^- = 10$  мкс; 2, 5 —  $\tau^- = 70$  мкс; 3, 6 —  $\tau^- = 100$  мкс; 1...3 —  $\Delta J^- = 130$  А; 4...6 —  $\Delta J^- = 80$  А

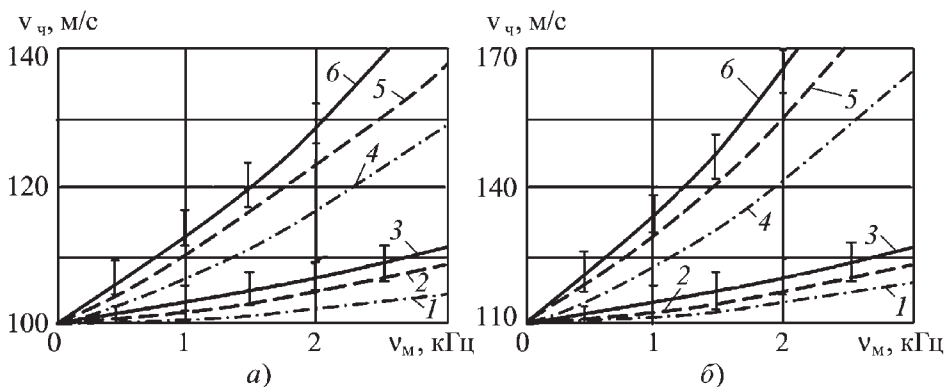


Рис. 3. Зависимости скорости частиц  $v_p$  из материала ПГ-СР4, ПН85Ю15 (а) и ПН55Т45 (б) от частоты модуляции  $\nu_m$ , амплитуды импульсов мощности дуги прямой полярности  $\Delta N^+$  и их длительности  $\tau^+$  ( $x = 160$  мм);  $\bar{\square}$  — экспериментальные данные ( $\tau^+ = 300$  мкс): 1, 4 —  $\tau^+ = 20$  мкс; 2, 5 —  $\tau^+ = 100$  мкс; 3, 6 —  $\tau^+ = 300$  мкс; 1...3 —  $\Delta N^+ = 50$  кВт; 4...6 —  $\Delta N^+ = 500$  кВт

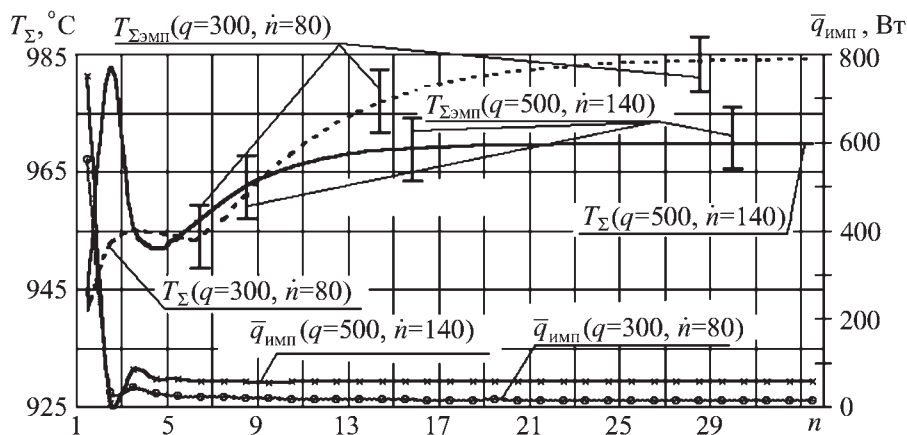


Рис. 4. Зависимость температуры  $T_{\Sigma}$  цилиндра от его числа оборотов  $\dot{n}$ , частоты вращения  $dn/dt$  и распределения средневзвешенной эффективной тепловой мощности  $\bar{q}_{имп}$  при модуляции (радиус цилиндра  $R = 0,04$  м, шаг витка  $H = 0,02$  м;  $T_{\Sigma эмп}$  – измеренная температура)

"покрытие—подложка". Это обеспечивает гарантированное соединение покрытия с подложкой.

В аспекте масштаба всей поверхности модуляция мощности выносной дуги позволяет обеспечить равномерность температурного поля основы на всей ее поверхности. Результаты расчетов для цилиндрических деталей при напылении по винтовой линии представлены на рис. 4, 5. Из зависимости температуры основы  $T_{\Sigma}$  от частоты вращения  $\dot{n}$  и распределения средневзвешенной амплитуды мощности  $\bar{q}_{имп}$  следует (см. рис. 4), что разброс температур при регулировании мощности импульсов составляет 2...5 %. При традиционном использовании предварительного подогрева с помощью плазмотрона без его продольной подачи разброс температур составляет 10...20 %. Уменьшение разброса температур позволяет уменьшить различие температурных деформаций поверхности детали, тем самым несколько повысить плотность нанесенного слоя, улучшить прочность сцепления покрытий с основой, снизить остаточные напряжения и в результате повысить ресурс работы нагруженных деталей транспортных машин [5].

Результаты расчета на примере коленчатого вала двигателя КамАЗ-740 (см. рис. 5) показали, что разброс температур поверхности напыления не более 2...5 °С обеспечивается при следующих режимах:

- для шатунных шеек скорость напыления  $v = 0,502$  м/с (скорость продольного перемещения плазмотрона  $v_z = 0,00619$  м/с); тепловая эффективная мощность плазмотрона  $q = 1000$  Вт; шаг витков  $H = 0,0031$  м; температура предварительного подогрева, обеспечиваемая путем импульсной модуляции,  $T_{\Sigma пред. мод} = 486$  °С; максимальная температура  $T_m = 559...575$  °С; средневзвешенное значение тепловой эффективной мощности  $\bar{q}_{имп}$  будет изменяться на первых трех витках в пределах от 165 до 10 Вт;

- для коренных шеек  $v = 0,597$  м/с ( $v_z = 0,0062$  м/с);  $q = 1000$  Вт;  $H = 0,0031$  м;  $T_{\Sigma пред. мод} = 500$  °С; максимальная температура основы  $T_m =$

$= 481...662$  °С; средневзвешенное значение  $\bar{q}_{имп}$  будет изменяться на первых трех витках в пределах от 370 до 160 Вт.

Актуально использование модуляции мощности выносной дуги при напылении на профильные поверхности таких деталей, как рабочие органы транспортных, почвообрабатывающих, лесных и строительно-дорожных машин. В частности, это относится к деталям клиновидной формы, таким как зуб ковша экскаватора, плуг культиватора. На их поверхностях неравномерность нагрева может достигать 600 °С. Модуляция мощности выносной дуги позволяет уменьшить эту величину до 10...20 °С.

Модуляция мощности выносной дуги при напылении на труднодоступные малогабаритные поверхности сложного профиля (например, каналы турбины агрегатов турбонаддува дизелей) также позволяет обеспечить равномерность температурного поля напыляемой поверхности.

Расчет охлаждения показал, что в пределах используемых диапазонов изменения параметров процесса ПНВП целесообразно использовать щелевую

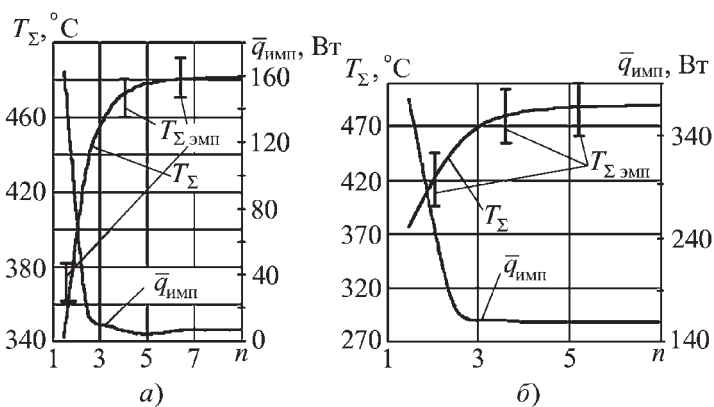


Рис. 5. Результаты расчета и измерения температуры шатунной (а) и коренной (б) шеек коленчатого вала ( $T_{\Sigma эмп}$  – измеренная температура)

(веерную) форсунку с геометрическими параметрами щели: длина – 5 мм, ширина – 0,1...0,2 мм. Размер получаемых капель при этом составляет 15...60 мкм; расход воды для охлаждения с ростом мощности дуги плазмотрона с 4 до 10 кВт увеличивается в 1,5 раза; вероятность столкновения напыляемых частиц с каплями воды находится в пределах 5...10 %. Для фасонных крупногабаритных деталей, таких как зубья ковша экскаватора, целесообразно использовать форсунку с размерами: для плоской щели – длина 4...6 мм, ширина 0,1...0,15 мм; для круглой щели – диаметр 0,85...0,95 мм при перепаде давления на форсунке 0,3...0,4 МПа.

Результаты моделирования позволили определить условия проведения экспериментального исследования процесса и задать технические параметры экспериментального оборудования, послужили исходными данными для промышленных разработок средств технологического оснащения для нанесения и упрочнения покрытий.

### Выводы

1. Теоретически на основе построенной математической модели гетерогенной плазменной струи, модулируемой импульсами тока косвенной дуги плазмотрона, получены зависимости газодинамических характеристик процесса напыления от параметров модуляции, на основе которых установлено, что, во-первых, модуляция тока косвенной дуги плазмотрона приводит к генерации слабых ударных волн внутри канала плазмотрона, которые интенсивно гасятся в плазменной струе. Во-вторых, усиливается межфазный теплообмен в гетерогенной плазменной струе вследствие более интенсивной турбулизации струи, приводящий к более эффективному прогреву напыляемых частиц.

В обоих случаях (как за счет ударных волн, так и за счет усиления турбулизации струи) увеличивается скорость напыляемых частиц на величину до 30...60 м/с. Повышение энергетического состояния частиц в момент удара о подложку является важной

предпосылкой повышения прочности сцепления покрытия с основой и уменьшения пористости покрытий.

2. На основе решения теплофизической задачи о распределении температуры установлены зависимости температурного поля в системе "покрытие – основа" от параметров модуляции тока прямой (выносной) дуги плазмотрона как в локальном масштабе, соразмерном диаметру пятна привязки дуги к поверхности напыления, так и в макромасштабе напыляемой плоской, цилиндрической или профильной поверхности.

3. Результаты исследований позволяют определить пути совершенствования процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий нагруженных деталей, работающих в экстремальных условиях эксплуатации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кадырметов А.М.** Разработка технологии воздушно-плазменного напыления с модуляцией тока дуги плазмотрона на детали лесных машин: Автореф. дис. ... канд. техн. наук: Воронежская гос. лесотехн. акад. Воронеж, 1994. 19 с.
2. **Методы** моделирования тепловых процессов при напылении и оплавлении деталей сложной формы / Д.И. Станчев, А.М. Кадырметов, А.В. Винокуров, В.Н. Бухтояров. Математическое моделирование, компьютерная оптимизация технологий, параметров оборудования и систем управления лесного комплекса: межвуз. сб. науч. тр. Воронеж: ВГЛТА, 2001. С. 161–164.
3. **Кадырметов А.М.** Оценка температур клиновидных поверхностей в процессе плазменного напыления // Технологическое обеспечение машиностроительных производств: межвуз. сб. науч. тр. Вып. 2. Воронеж: ВГТУ, 2002. С. 55–59.
4. **Кадырметов А.М., Иванников В.А.** Математическая модель охлаждения подложки поперечной водно-капельной струей при плазменном напылении внутренних поверхностей. Воронеж: Воронежская гос. лесотехн. акад., 1999. 12 с.
5. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. М.: Машиностроение, 2004. 287 с.

УДК 621.9.048

В.Н. Хромов, И.С. Кузнецов, А.С. Петрашов (Орловский государственный аграрный университет)

## Электроискровая обработка поверхностей деталей как способ получения износостойких покрытий из объемных наноструктурированных частиц

*Описана связь эрозии электродов с электронным строением вещества в свете конфигурационной модели вещества. Предполагается, что образование объемных наночастиц в поверхностном слое зависит от количества и состояния нелокализованных электронов. Появление нанокристаллов на поверхности упрочненного слоя связано с прессованием и спеканием поверхности.*

**Ключевые слова:** нанотехнологии, электроискровая обработка, покрытие, композиционный материал, анод, катод, конфигурационная модель вещества, электрон, наночастица, нанокристаллы.

*In the article link of erosion of electrodes by an electronic structure of substance in light of a configurational sample piece of substance is described. Expresses opinions, that formation volumetric nanopart in surface layer directly depends on quantity and a condition of the non-local electrons, common for all nanopart. Also occurrence nanocrystal on a surface of the hardened bed is supposed, that is connected to pressing and a sintering of a surface.*

**Keywords:** nanotechnology, electrospark deposition, coating, composite material, anode, cathode, configurational model substance matter, electron, nanopart, nanocrystals.

### Введение

В нанотехнике объекты и структуры характеризуются размерами, измеряемыми нанометрами ( $1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м} = 10^{-6} \text{ мм} = 10^{-3} \text{ мкм}$ ). Десятичная приставка "нано-" происходит от греческого слова  $\nu\alpha\nu\sigma$  – **карлик** и означает одну миллиардную часть чего-либо. В области характерных размеров от атомных ( $\sim 0,1 \text{ нм}$ ) до нескольких десятков нанометров все свойства материалов и изделий (физико-механические, тепловые, электрические, магнитные, оптические, химические, каталитические и др.) могут радикально отличаться от макроскопических [1].

Мерриэм-Вебстеровский академический словарь определяет нанотехнологию как искусство манипулирования материалами на атомарном или молекулярном уровне, особенно для создания макроскопических устройств (например, роботов). Справочный сайт About.com определяет нанотехнологию как разработку и использование устройств с размерами в несколько нанометров.

Более развернутое определение содержится в документах государственной программы США "Национальная нанотехнологическая инициатива": "нанотехнология – это исследования и технологические разработки на атомарном, молекулярном или макромолекулярном уровне в шкале размеров приблизительно от 1 до 100 нм, проводимые для приобретения фундаментальных знаний о природе явлений и свойствах материалов в наношкале, для создания и использования структур, приборов и систем, которые обладают новыми качествами благодаря своим ма-

леньким размерам. Нанотехнологические исследования и разработки включают контролируемые манипуляции наноразмерными структурами и их интеграцию в более крупные компоненты, системы и архитектуры" ([www.nano.gov/html/facts/WhatIsNano.html](http://www.nano.gov/html/facts/WhatIsNano.html)).

Тонкие наноструктурированные пленки представляют собой организованные наносистемы, в которых наноразмер проявляется только в одном измерении, а в двух других они обладают макроразмерами. Существует много способов создания тонких наноструктурированных пленок как неорганической, так и органической природы [2].

**Метод электроискровой обработки** металлов [3] основан на явлении электрической эрозии материалов при искровом разряде в газовой среде (преимущественно на воздухе), полярного переноса продуктов эрозии на катод (деталь). На поверхности катода под действием значительных тепловых нагрузок происходят микрометаллургические и сопутствующие им процессы (термомеханические, гидродинамические, диффузионные), вызывающие перемешивание материала катода и анода при взаимодействии с компонентами газовой среды, что обеспечивает высокую прочность сцепления между основой и формируемым слоем.

С помощью электроискровой обработки можно получать новые композиционные материалы, в первую очередь тугоплавкие покрытия, наиболее существенно и принципиально изменяющие свойства верхнего слоя материала. Характер этих изменений определяется составом, структурой, свойствами материала

электрода и технологическими параметрами процесса электроискровой обработки.

В процессе искрового электрического разряда в поверхностных слоях анода и катода локально выделяется большое количество энергии, в результате чего происходят сложные физико-химические явления. Разрушение электродов – одно из наиболее важных следствий искрового разряда. Интенсивность и характер разрушения электродов во многом определяют толщину и качество получаемого на катоде легированного слоя, которые являются важными показателями при практическом использовании метода электроискровой обработки.

В настоящее время существуют два принципиально различных мнения о механизме эрозии электродов. Так, авторы работ [4, 5] считают, что при действии искрового разряда на поверхности электродов появляются три зоны – зона испарения, зона расплавленного металла и зона разогретого металла, находящегося в твердом состоянии. Эрозия электродных материалов определяется в основном наличием двух первых зон, хотя иногда указывается, что вследствие действия высоких напряжений (значительно превышающих напряжения растяжения анодного материала) материал третьей зоны также выбрасывается из лунки и таким образом влияет на эрозию электрода.

Другого мнения придерживаются авторы работ [6–8], исследовавшие выделение энергии при торможении пучка электронов в твердом теле. Показано, что мощность, передаваемая пучком электронов телу,

$$W = \eta_{\text{п}} IU ,$$

где  $I$  – ток пучка электронов, мА;  $U$  – ускоряющее напряжение, кВ;  $\eta_{\text{п}}$  – эффективный КПД процесса.

При торможении электроны проникают на некоторую глубину, называемую пробегом электронов. Проникающий в вещество электрон теряет свою энергию не сразу, а испытывает многократное рассеяние при соударениях с решеткой. Потеря энергии  $\Delta W$  на единицу длины пробега максимальна на некотором расстоянии от поверхности металла, составляющем 0,8...0,9 величины пробега  $\lambda$ .

Длина пробега в стали составляет 0,27 см, в вольфраме – 0,1 см при напряжении 10 кВ. В связи с этим можно предположить, что при электроискровой обработке эрозия происходит в результате многократных взрывов от пучков электронов. Пучок электронов, достигнув анода, внедряется в решетку, на расстоянии 0,8...0,9  $\lambda$  выделяется почти вся мощность пучка электронов, и на поверхности сферы  $D = (0,8...0,9) \lambda$  материал анода вскипает. Высокое давление в данной области выбрасывает материал анода

в направлении катода, причем в продуктах эрозии могут содержаться и неоплавленные частицы. Показано, что при искровой обработке даже легкоплавких материалов в продуктах эрозии содержатся частицы, являющиеся продуктами хрупкого разрушения.

Эрозия электродов разделяется на так называемую мостиковую эрозию и эрозию от действия потоков заряженных частиц на электроды. Изучение мостиковой стадии эрозии показало, что количество вещества, выделяющегося на этой стадии возникновения электроискрового разряда на электродах при их замыкании, незначительно по сравнению с количеством вещества, выбрасываемого при искровом разряде. Вещество анода, эродируемое в результате искрового разряда, может находиться в паровой, жидкой и твердой фазах [4]. Количество вещества, находящегося в той или иной фазе, зависит от условий обработки, среды и природы материала электродов. Основу сплава ВК6-ОМ, из которого выполнены электроды, составляет вольфрам, эрозия последнего обусловлена прежде всего хрупким разрушением электрода анода. При установлении связи эрозии анода с электронным строением его материала целесообразно воспользоваться конфигурационной моделью вещества в конденсированном состоянии [9, 10], достаточно просто интерпретирующей многие свойства металлов и тугоплавких соединений, в том числе и их электроэрозионную стойкость.

Суть модели конфигурационной локализации заключается в следующем. При конденсированном состоянии вещества валентные электроны изолированных атомов частично локализуются у остовов атомов и частично переходят в нелокализованное состояние. Локализованная доля валентных электронов образует довольно широкий спектр конфигураций, различающихся по своей энергетической устойчивости, т.е. по запасу свободной энергии. Поэтому наряду с весьма устойчивыми конфигурациями, которым соответствует минимум свободной энергии, появляются менее и весьма неустойчивые. Допуская, что статистический вес наиболее устойчивых в энергетическом отношении электронных конфигураций атомов существенно превышает статистический вес неустойчивых, можно приписать каждому атому состояния, отвечающие ограниченному числу наиболее устойчивых конфигураций, называя последние стабильными (обладающими максимальным временем жизни). Наиболее стабильным конфигурациям в спектре соответствуют свободные, полузаполненные и полностью заполненные состояния. Энергетическая устойчивость электронных конфигураций, в том числе и стабильных, является функцией главного квантового числа валентных электронов, из которых образованы эти



конфигурации. Между стабильными конфигурациями и нелокализованной частью валентных электронов осуществляется обмен, отвечающий за связь между стабильными конфигурациями, а следовательно, и остовами атомов друг с другом. В процессе обмена часть нелокализованных электронов находится в существенно свободном состоянии, а часть совершает обмен точно так же, как часть стабильных конфигураций существует реально, а часть нарушена при обмене. Между нелокализованными электронами возникает сильное отрицательное взаимодействие, которое приводит к отталкиванию друг от друга стабильных конфигураций и остовов атомов, вызывающему разрыхление кристаллической решетки и ослабление связи между атомами. Эти исходные положения позволяют рассмотреть с единой точки зрения особенности электронного, кристаллического строения и свойств элементов и их соединений.

Во всех случаях возрастание статистического веса, энергетической устойчивости стабильных конфигураций и соответственно уменьшение статистического веса нелокализованных электронов вызывают увеличение сил связи, о которых можно косвенно судить по физическим константам элементов, определяемым экспериментально. Известно, что сила межатомной связи приблизительно оценивается такими физическими величинами, как температура плавления, теплота сублимации, среднеквадратичные смещения атомов при тепловых колебаниях, температурных коэффициентов линейного и объемного расширения, модуль упругости и др. Связь считается тем прочнее, чем больше каждая из указанных величин, кроме температурных коэффициентов и среднеквадратичных смещений атомов при тепловых колебаниях, которые уменьшаются с увеличением прочности межатомной связи.

В работах [11, 12] рассмотрены существующие модели структурообразования наноматериалов. Изложена синергетическая модель наноструктурирования, основанная на учете эволюционного развития атомов при объединении их в молекулу или кластер. Информация об эволюционном развитии атомов, их энергетическом состоянии передается в виде волновой функции электронов. Межатомное взаимодействие рассматривается как неравновесный фазовый переход, при котором память о квантовом состоянии электронов сохраняется и передается кластеру или объемной наночастице при перекрытии их волновых функций, которое сопровождается обобществлением валентных электронов.

Также в работе описывается роль свободных электронов в нелокализованном состоянии при образовании наноструктурированных частиц.

При застывании с большой скоростью нанесенного электроискровой обработкой композита одной из фазовых составляющих является реечный мартенсит. Он также является основной составляющей тонкоплечного покрытия, образующегося в измененном поверхностном слое. Можно предположить, что строение реечного мартенсита, являющего объемной наночастицей, и других наноструктурированных частиц обусловлено наличием свободных электронов в нелокализованном состоянии, находящихся в конденсированном веществе, образованном в результате пробоя межэлектродного пространства.

### Материалы и методы исследования

С помощью установки для электроискровой обработки UR-121 на противорежущие пластины пальцев ножа жатки комбайна ДОН-1500 наносили слой вольфрамо-кобальтового композита электродом из сплава ВК6-ОМ в два прохода на жестком и мягком режимах работы установки. Внешний вид упрочненных образцов приведен на рис. 1.

Металлографические исследования покрытия проводили на базе Инновационного научно-исследовательского центра Орловского государственного аграрного университета с использованием сканирующего электронного микроскопа Hitachi TM-1000 (рис. 2). Качество образцов исследовали в низковакуумном режиме Standart Mode (стандартные условия для образцов промышленного материала) при зазоре в 1,0 мм между верхней частью исследуемого образца и верхней частью шахты под столиком с образцом, а настройку на малые увеличения ( $\times 20$  и  $\times 25$ ) проводили при расстоянии не менее 6,0 мм. Исследуемый образец обезжировали и очищали от пыли 96 %-ным этиловым спиртом непосредственно перед помещением на держатель образца.

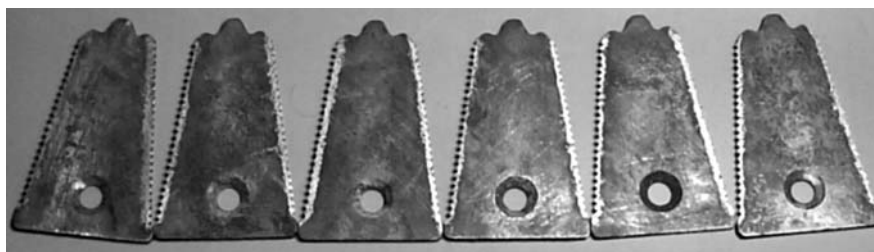


Рис. 1. Противорежущие пластины пальцев ножа жатки ДОН-1500, упрочненные электроискровой обработкой



Рис. 2. Сканирующий электронный микроскоп Hitachi TM-1000

### Результаты исследований

Сканирующая электронная микроскопия поверхности покрытия на основе сплава вольфрамо-кобальта ВК6-ОМ, нанесенного на противорежущую пластину при помощи установки электроискровой обработки UR-121, показала, что после обработки одного и того же участка в два прохода сначала на грубом режиме, а затем на мягком на поверхности покрытия наблюдались сетки микротрещин и следы крошения (рис. 3). При дальнейшем увеличении числа проходов электрода по поверхности противорежущей пластины происходит разрушение различных участков. Поэтому два прохода являются оптимальными для образования слоя наибольшей толщины, когда не происходят сколы основы металла и образование микрораковин и язв в покрытии.

Мартенситная структура (см. рис. 3) в виде реечного мартенсита в измененном поверхностном слое металла основы создает благоприятные нанотрибологические условия.

При увеличении микротрещины (рис. 3, б) видно, что на кромке трещины выступила сетка из нанокристаллов, состоящих из нанокластеров WC, растворен-

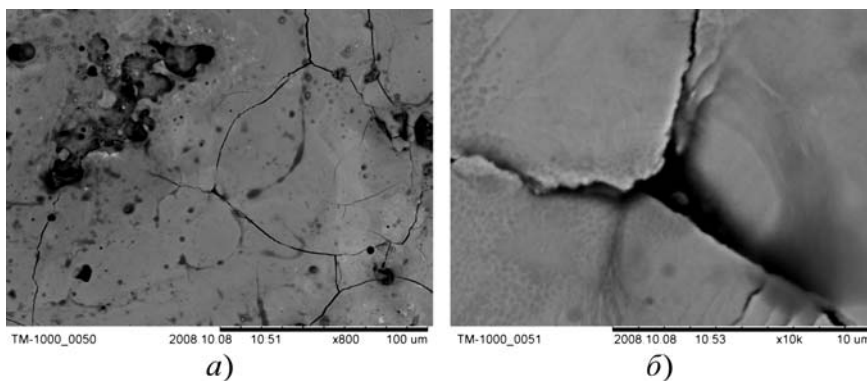


Рис. 3. Структура электроискрового покрытия при увеличении: а)  $\times 1000$ ; б)  $\times 10\,000$

ных в матрице Co. Из анализа работ [2–12] следует, что появление нанокристаллов на поверхности упрочненного слоя обусловлено прессованием поверхности при контакте электрода и подложки и последующим температурным спеканием.

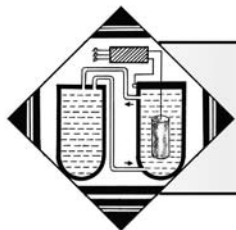
### Выводы

1. В результате действия искрового разряда при электроискровой обработке в измененном поверхностном слое материала обрабатываемой детали образуются наноструктуры и нанокристаллы.

2. Для повышения износостойкости покрытий деталей машин, получаемых при электроискровой обработке, необходимо в измененном поверхностном слое создать объемную наноструктуру реечного мартенсита, что придаст покрытию уникальные трибологические свойства.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Головин Ю.И. Введение в нанотехнику // М.: Машиностроение, 2007. 496 с.
2. Суздаев И.П. Физика-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов // М.: КомКнига, 2006. 592 с.
3. Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И. Электроискровая обработка токопроводящих материалов // М.: Изд-во АН СССР, 1959. 184 с.
4. Верхотуров А.Д. О физической природе эрозии и формирования поверхностного слоя при электроискровом легировании молибдена пористыми электродами железа // Порошковая металлургия, 1983. № 12. С. 51–54.
5. Головейко А.Г. Кинематика выброса жидкой фазы вещества электродов при электрическом разряде // Изв. вузов, энергетика. 1966. № 6. С. 83–88.
6. Шумахер Б. Законы проникновения электронов в вещество. В кн.: Электронно-ионно-лучевая технология // М.: Металлургия, 1967. С. 42–54.
7. Носков Д.А. Роль взрывоподобных процессов при импульсной электронно-лучевой обработке материалов // Электронная обработка металлов. 1969. № 2. С. 26–30.
8. Симиян О.Д. Механизм процессов, происходящих при обработке материалов электронным пучком // Физика и химия обработки материалов. 1973. № 2. С. 3–9.
9. Самсонов Г.В., Прядко И.Ф., Прядко Л.Ф. Конфигурационная модель конденсированного вещества // Киев: Наукова думка, 1971. 236 с.
10. Самсонов Г.В. Роль образования стабильных электронных конфигураций в формировании свойств химических элементов и соединений // Порошковая металлургия. 1966. № 12. С. 49–61.
11. Кабалдин Ю.Г. Синергетическая модель наноструктурных состояний // Вестник машиностроения. 2008. № 4. С. 51–58.
12. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы // М.: Физматлит, 2000. 265 с.



УДК 621.793

Ф.И. Пантелеенко, В.В. Саранцев, Е.Ф. Пантелеенко, Д.И. Боровик  
(Белорусский национальный технический университет, Минск),  
Б.Б. Хина (Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск)

## Формирование композиционных покрытий на основе железа при электрохимическом осаждении из растворов-электролитов с керамическими наполнителями<sup>1</sup>

Приведены результаты исследований свойств композиционных покрытий, сформированных при электрохимическом осаждении из растворов-электролитов с керамическими наполнителями. Установлено, что введение наполнителя при электролитическом осаждении изменяет как структуру, так и свойства композиционных покрытий. При этом уменьшение размера частиц наполнителя обеспечивает повышение плотности и твердости покрытия. Введение наполнителя, способного реагировать с железным осадком при повышенных температурах, позволяет получать дисперсно-упрочненные композиционные покрытия после проведения термической обработки.

**Ключевые слова:** композиционное покрытие, керамический наполнитель, электрохимическое осаждение, структура, свойства, твердость.

*In the paper, the properties of composite coatings obtained by electrochemical deposition from electrolytic solutions with ceramic fillers are examined. It is found that the use of a filler during electrochemical deposition changes both the structure and properties of composite coatings. Decreasing the particle size of the filler improves the density of coatings and increases their hardness. It is demonstrated that the use of a filler which can react with deposited iron at elevated temperatures permits producing dispersion-strengthened composite coatings after performing heat treatment.*

**Keywords:** composite coating, ceramic filler, electrochemical deposition, structure, properties, hardness.

### Введение

С развитием техники возрастает потребность в материалах, обладающих высокими эксплуатационными характеристиками в экстремальных условиях: износостойкостью, жаропрочностью, химической стойкостью при контакте с агрессивными жидкостями и газами при высоких температурах и др. Также значительной проблемой является восстановление работоспособности изношенных деталей. Общая потеря материала при эксплуатации объектов, изготовленных из металлов и сплавов, распределяется следующим образом: на моральный износ приходится 15 %, на поломки – 15 %, остальные 70 % – на повреждение поверхности, из которых 55 % – износ и 15 % коррозия [1]. Нанесение покрытий с улучшенными физи-

ко-механическими свойствами на поверхности деталей, подверженных износу, коррозии или температурным воздействиям, является зачастую экономически целесообразным решением. Области применения большинства способов формирования покрытий в основном зависят от возможности их использования.

Так, известный метод электрохимического осаждения покрытий позволяет сформировать покрытие на поверхностях со сложным геометрическим профилем и зачастую не требует последующей механической обработки. При электрохимическом осаждении можно управлять толщиной слоя на стадии получения покрытий. Однако у всех гальванических процессов имеется ряд ограничений, среди которых следует выделить вредное воздействие паров электролита, длительность процессов подготовки деталей и осаждения покрытий. Работы многих исследователей направлены на устранение данных ограничений и повышение качества покрытий.

<sup>1</sup> Работа выполнена в рамках НИР по заданию № 5.19 ГКПНИ "Наноматериалы и нанотехнологии" и заданию 1.04 ГППНИ "Материалы в технике".

### Постановка задачи исследования и методика эксперимента

Существует большое разнообразие электрохимических покрытий, и название каждого метода связано с основным осаждаемым материалом — железнение, хромирование, никелирование и др. Для восстановления работоспособности деталей машин, а также упрочнения их рабочей поверхности при изготовлении широко применяют процесс железнения, как более производительный по сравнению с никелированием и хромированием. Твердость железных покрытий в зависимости от режимов осаждения и состава электролита может варьироваться от 1600 до 7800 МПа [2, 3], а прочность сцепления с основой составляет 120 МПа [4]. Однако рост потребности в новых материалах с повышенными физико-механическими свойствами вызывает необходимость изыскания новых способов получения покрытий.

Многочисленные исследования композиционных покрытий показали целесообразность введения керамических наполнителей в состав гальванического осадка [5, 6]. К материалам, повышающим эксплуатационные свойства деталей, относятся тугоплавкие соединения: карбиды, нитриды, бориды, силициды, оксиды, а также твердые сплавы и композиты на их основе [7]. Положительные результаты получены при введении в покрытие наноразмерных наполнителей [8–10]. Однако вводимый в состав покрытия материал может неоднозначно повлиять на свойства композиционных покрытий.

Цель данной работы — изучение свойств *композиционных электрохимических покрытий* (КЭП) с наполнителями на керамической основе, полученных гальваническим осаждением.

Исследовали электрохимические железные покрытия с керамическими наполнителями, в качестве которых использовали полидисперсный порошок шунгита (максимальный размер частиц 40 мкм) и наноразмерный порошок  $Al_2O_3$  (размер частиц менее 150 нм).

Образцы для нанесения покрытий выполняли из стали 20 в виде цилиндров диаметром 14 мм и высотой 100 мм.

В качестве электролита при железнении с керамическими наполнителями выбран состав на основе хлористого железа  $FeCl_2$  [11] с добавками хлористого натрия, введение которого позволяет уменьшить испарение электролита, замедлить его окисление и повысить электропроводность [12]. Для обеспечения стабильности проведения экспериментов проводили ручную корректировку кислотности электролита-суспензии (рН  $\sim 0,8$ ) и содержания кислоты в

электролите ( $\sim 1$  г/л) с периодичностью один раз в неделю.

Технологические параметры получения покрытий:

- катодная плотность тока ( $i_k$ ) 5...45 А/дм<sup>2</sup>;
- температура электролита ( $T$ ) 40...65 °С;
- время осаждения 15...120 мин.

Для приготовления электролита-суспензии порошковые добавки предварительно замачивали в небольшом количестве исходного электролита и подвергали воздействию ультразвуковых колебаний частотой 22 кГц на ультразвуковом диспергаторе УЗДН-2Т для разделения слипшихся частиц порошка и предотвращения их дальнейшего конгломерирования. Полученную таким образом концентрированную суспензию добавляли в электролит при постоянном перемешивании.

Микроструктурный анализ образцов проводили на металлографическом комплексе с использованием шлифовально-полировального станка Forcipol IV с приспособлением для запрессовки образцов Forcima и металлографического микроскопа Axiovert 40 Mat. Измерение микротвердости проводили на цифровом твердомере МН-6. Для исследования тонкой структуры использовали сканирующий электронный микроскоп Vega 2 LMU.

### Механизм формирования КЭП

Механизм формирования КЭП достаточно хорошо изучен различными исследователями. Наиболее обоснованное описание механизма приведено в работе [13]. Электрокристаллизация на поверхности обрабатываемой детали включает два основных этапа: электролиз и кристаллизацию. При введении в электролит керамических диэлектрических частиц наполнителя формирование покрытия происходит за счет захватывания потоком ионов, движущихся к катоду, материала наполнителя и его последующего зарастания железным осадком. При использовании электропроводных наполнителей имеет место стадия нуклеации (образования кристаллических зародышей) с последующим ростом образованных кристаллов, их срастанием и коллективным ростом кристаллов в осадке. Из современных представлений о формировании покрытий следует, что материал-наполнитель является упрочняющей фазой, которая практически равномерно распределяется в объеме осаждаемого слоя железа. При этом физико-механические свойства КЭП зависят от материала и размеров вводимых частиц.

### Влияние режима осаждения на качество КЭП

Результаты проведенных экспериментов показали, что увеличение плотности тока при электрохими-

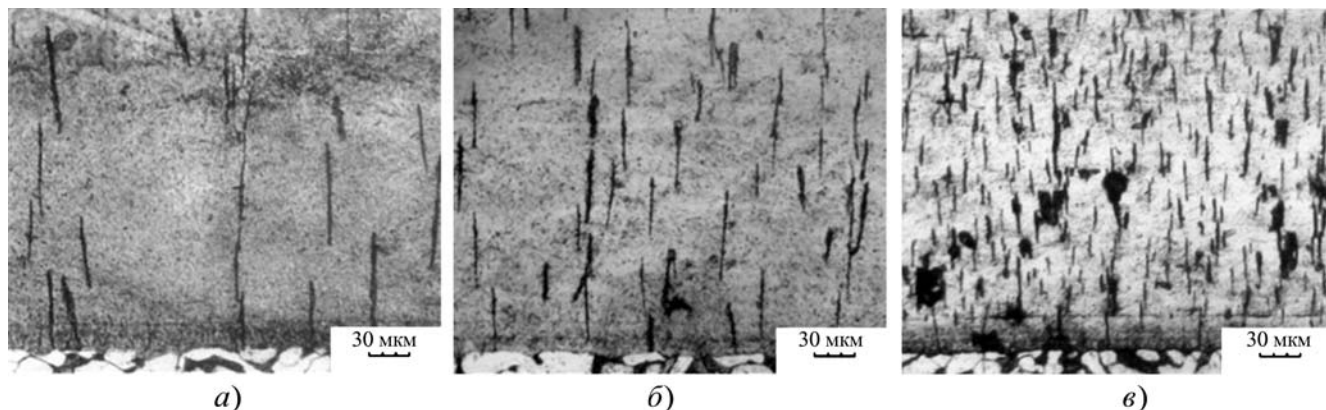


Рис. 1. Микроструктура покрытий, полученных железнением при разных плотностях тока:  
 а – в –  $i_k$  равна 15, 30 и 45 А/дм<sup>2</sup> соответственно

ческом осаждении приводит к увеличению скорости роста покрытия на поверхности обрабатываемого изделия. Также повышение катодной плотности приводит к увеличению скорости образования центров кристаллов и, как следствие, к уменьшению размеров кристаллов. Однако интенсификация процесса имеет ограничения, связанные с повышением пористости покрытия.

Повышение пористости и количества трещин (рис. 1) обусловлено выделением водорода в прикатодном слое. Водород, проникая в покрытие, охрупчивает железо и увеличивает напряжения в покрытии, что и вызывает рост трещин. Перемешивание электролита и его подогрев способствуют снижению количества трещин и уменьшению содержания водорода. Для этой цели в конструкцию гальванической ванны введена механическая мешалка, а ванна оборудована подогревом. Однако, как показал анализ микроструктуры, данные мероприятия не снижают трещинообразование. Также следует отметить, что в покрытиях наблюдаются только закрытые микротрещины, которые не дают доступа агрессивной внешней среде к основному металлу. В некоторых случаях, например при работе в паре трения, трещины являются карманами смазки, т.е. могут играть позитивную роль при условии отсутствия их роста в процессе эксплуатации детали.

#### Влияние материала, вводимого в электролит, на качество КЭП

Для снижения количества трещин в электролит вводили керамические наполнители, которые в процессе осаждения являлись центрами образования кристаллических зародышей, в частности порошкообразный шунгитовый минерал, добываемый карьерным способом. Выбор шунгита в качестве наполните-

ля обусловлен наличием в данном минерале до 90 % ультрадисперсного фулереноподобного углерода. Использовали порошковый шунгит с размером частиц не более 40 мкм, содержащий 15 % частиц с дисперсностью 80...200 нм, в основу которого входит 57 % SiO<sub>2</sub> и 29 % С (остальное – природные минералы, такие как оксиды титана, алюминия и т.д.).

Установили, что при железнении в электролите с порошковым наполнителем на поверхности образцов образуется гетерогенная мелкозернистая структура композиционного покрытия. В процессе формирования покрытия вокруг мелких частиц шунгита наблюдается рост зерен железа, что позволяет по сравнению с традиционным железнением сформировать более плотную беспористую структуру (рис. 2) и увеличить производительность осаждения покрытия в результате увеличения плотности тока ( $i_k = 30...45$  А/дм<sup>2</sup>). Однако, как следует из сравнения структуры покрытий, полученных при традиционном железнении, со структурой покрытий с шунгитовым наполнителем, имеет место существенное увеличение размеров трещин за счет их слияния (коллективизации), что снижает прочность материала покрытия.

При введении в электролит наноразмерного наполнителя Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> заметно уменьшаются количество и размер трещин (рис. 3). Такая структура покрытия формируется в результате равномерного распределения частиц в электролите. В процессе электрокристаллизации частицы стимулируют увеличение количества кристаллических зародышей железа, что вызывает более равномерный коллективный рост кристаллов в осадке по сравнению с традиционным железнением.

Увеличение плотности тока приводит к образованию микротрещин (рис. 3, в). При минимальном значении плотности тока 15 А/дм<sup>2</sup>, как следует из дан-

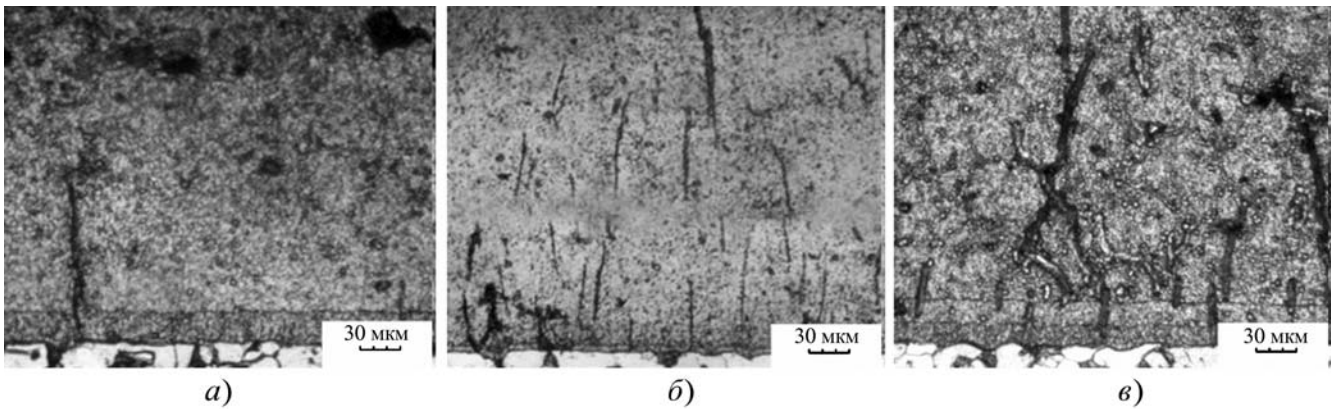


Рис. 2. Микроструктура композиционных покрытий при железнении с добавками порошка шунгита при разных плотностях тока: а – в – см. рис. 1

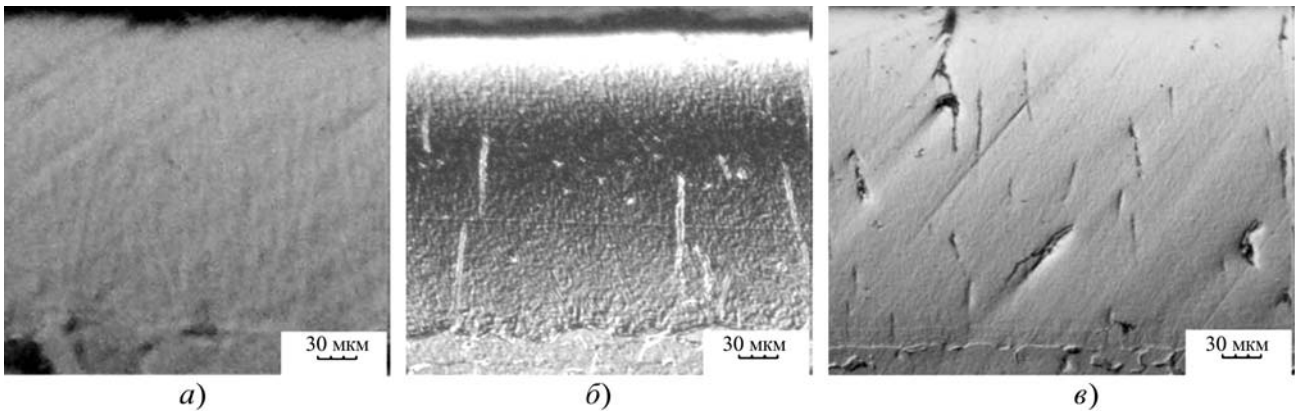


Рис. 3. Микроструктура композиционных покрытий при железнении с добавками наноразмерного порошка  $Al_2O_3$  при разных плотностях тока: а – в – см. рис. 1

ных микроструктурного анализа, покрытие плотное и не имеет трещин (рис. 3, а).

### Микротвердость КЭП

Измерения показали, что введение шунгита в состав покрытия привело к снижению микротвердости по сравнению с традиционным железнением (рис. 4). Такая закономерность связана с укрупнением трещин, в результате которого снизилась прочность железной матрицы покрытия. Введение в электролит наноразмерного наполнителя  $Al_2O_3$  привело к формированию более плотной структуры и, как следствие, к повышению микротвердости покрытия (см. рис. 4). При добавлении в гальваническую ванну наноразмерного наполнителя увеличивается количество зародышей кристаллов и уменьшаются их размеры, что также способствует повышению микротвердости по-

крытия. Таким образом, для улучшения прочностных свойств КЭП целесообразно вводить в электролит наноразмерный наполнитель.

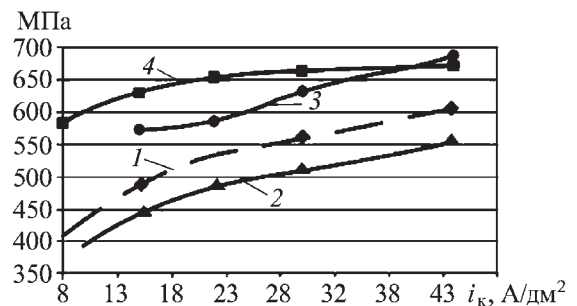


Рис. 4. Зависимость микротвердости осажденного покрытия от катодной плотности тока при температуре электролиза 60 °С: 1 – чистое железнение; 2 – КЭП с шунгитовым наполнителем; 3, 4 – КЭП с нанонаполнителем  $Al_2O_3$  при его концентрации 15 и 10 г/л соответственно

### Морфология КЭП

Морфология поверхности покрытия при традиционном железнении представлена зернами стержневой (вытянутой) формы, характерной для электрокристаллизационных процессов (рис. 5, *а*). На микроструктуре шлифов также наблюдается столбчатое расположение кристаллов – перпендикулярное к поверхности катода и совпадающее с силовыми линиями тока. Данная закономерность также обуславливает неравномерный рост покрытия на поверхности образцов: в центре плоского пластинчатого образца толщина больше, чем по периферии. Для предотвращения данного явления необходимо использовать равномерно вращающийся катод либо анод с формой, повторяющей форму катода.

Введение в покрытие шунгитового наполнителя приводит к формированию более рыхлой структуры, что снижает микротвердость. Четко видны "усы" в металлической матрице, которые образуются в результате осаждения оксида кремния одновременно с железом (рис. 5, *б*).

При введении наноразмерного  $Al_2O_3$  формируется более плотное покрытие с округлой и более мелкой формой зерен по сравнению с традиционным железнением. Как отмечалось выше, это обеспечивает повышение микротвердости КЭП (рис. 5, *в*).

Варьирование режимов формирования покрытий при гальваническом осаждении приводит к изменению топографии поверхности. При увеличении плотности катодного тока возрастает шероховатость, при использовании наноразмерного наполнителя она снижается. На шероховатость также в значительной степени влияет начальное состояние поверхности. После железнения поверхность покрытия повторяет исходные дефекты подложки. Таким образом, при получении КЭП с керамическим наполнителем по

предложенной методике имеется возможность управления топографией поверхности. Это позволит создавать пары трения с оптимальной структурой контактной поверхности, а также разработать штамповую оснастку для получения матированной поверхности обрабатываемых деталей.

### Проведение термической обработки КЭП

Известные способы ХТО позволяют повышать физико-механические свойства поверхности в результате образования новых фаз при насыщении углеродом (цементация), бором (борирование), алюминием (алитирование) и др. Однако известно, что модифицируемый при ХТО поверхностный слой имеет неоднородную толщину и, следовательно, неоднородные свойства. Приведенный выше механизм структурообразования КЭП демонстрирует возможность равномерного введения наполнителя в металлическую матрицу.

В состав шунгитового порошка, как отмечалось выше, входит наноразмерный фуллереноподобный углерод. При гальваническом осаждении шунгит равномерно распределяется по объему КЭП. Из-за большой контактной поверхности и высокого химического сродства компонентов покрытия друг к другу при нагреве возможно образование упрочняющей фазы – карбида железа.

В связи с этим для изучения взаимодействия фуллереноподобного углерода с активным железом проводили термическую обработку образцов с КЭП с шунгитовым наполнителем в контейнере из жаростойкой стали с порошковой обсыпкой из TiC [14]. В контейнер добавляли  $AlF_3$  (1 %) для нейтрализации находящегося воздуха и изолировали слоем плавкого затвора. Контейнер помещали в печь, нагревали до температуры 800 °С и выдерживали в течение 60 мин. Затем

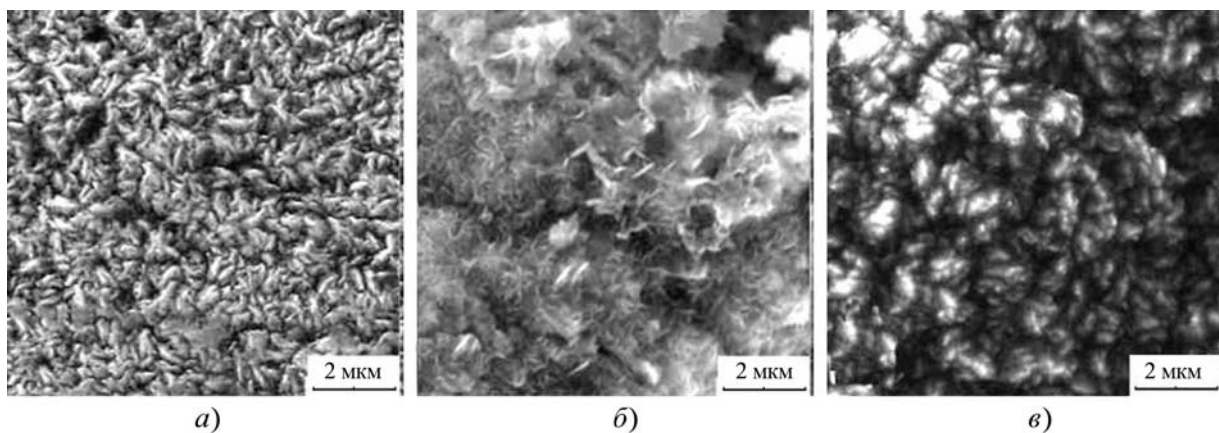


Рис. 5. Морфология поверхности электрохимических покрытий:

*а* – чистое железнение; *б* – железнение с шунгитовым наполнителем; *в* – железнение с наноразмерным наполнителем  $Al_2O_3$

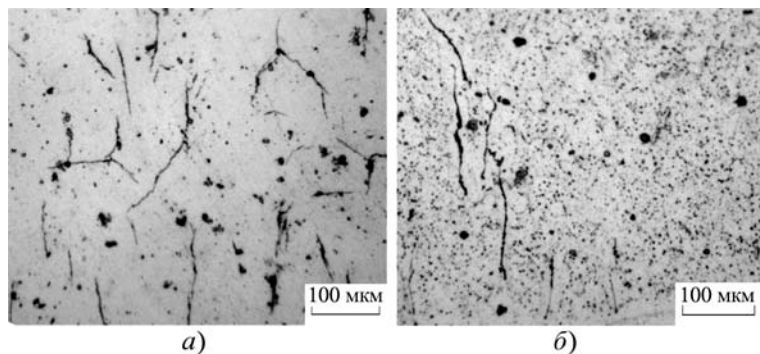


Рис. 6. Микроструктура КЭП с шунгитовым наполнителем: до (а) и после (б) термической обработки

контейнер вынимали из печи и охлаждали при комнатной температуре. После охлаждения вскрывали плавкий затвор и извлекали образцы.

После нанесения КЭП с наполнителем из шунгитового порошка микроструктура (рис. 6, а) представляет блестящую поверхность с закрытыми микротрещинами и вкраплениями крупных частиц порошка, размеры которых могут достигать 40 мкм. Ультрадисперсные частицы практически не визуализируются методами оптической микроскопии. По данным рентгенофазового анализа (РФА), в начальный (до термической обработки) состав покрытия с шунгитовым наполнителем входит графит и  $\alpha$ -Fe. После проведения термической обработки по приведенной методике в микроструктуре шлифа появляется множество мелких темных включений, по данным РФА, представляющим цементит  $Fe_3C$ . При этом зерна карбида железа распределены равномерно по глубине покрытия (рис. 6, б). Результаты исследований подтвердили возможность получения КЭП с новой структурой, отличной от стандартных гальванических покрытий. Модифицирование покрытий термической обработкой позволяет изменять как структуру покрытий, так и их свойства.

Измерения микротвердости образцов с КЭП до и после термической обработки показали, что твердость после термической обработки снизилась почти в 3 раза. До обработки микротвердость образцов с шунгитовым наполнителем составляла 560 МПа, а после нее снизилась до 120 МПа. Причина такого изменения заключается в уменьшении количества водорода, содержащегося в железных осадках, после термической обработки. Образование зерен карбида железа в КЭП привело к повышению твердости покрытия по сравнению с чистым железнением.

Однако в проведенных экспериментах содержание углерода, введенного в покрытие, было недостаточным, чтобы компенсировать уменьшение твердости КЭП в целом после термической обработки. Проведенные исследования показали возможность получе-

ния КЭП с наполнителем, обеспечивающим при выборе оптимального режима термической обработки повышение прочностных свойств. Для этого вводят в состав КЭП при осаждении необходимое количество активного наполнителя, который при термической обработке образует соединения с железом и тем самым повышает физико-механические свойства покрытия.

### Выбор оптимального содержания наполнителя

Увеличение концентрации наполнителя в электролите также оказывает неоднозначное влияние на свойства покрытия. Установлено, что для шунгита оптимальной является концентрация 10 г/л, при которой микротвердость покрытия составляет 520 МПа. Появление оптимума связано с комплексными условиями осаждения железа и керамического наполнителя с определенным размером частиц.

При небольшой концентрации шунгитового наполнителя (5 г/л) количество микротрещин в покрытии не снижается. Кроме того, из-за уменьшения прочности связи между зернами железа и керамическими частицами твердость покрытия снижается. При увеличении концентрации шунгита (15 г/л) твердость также падает. Это связано с наличием большого количества крупных керамических частиц, которые снижают прочность связи между кристаллами железа и способствуют коллективизации трещин. В то же время проведение термической обработки позволяет превратить наполнитель в упрочняющую фазу, и при увеличении доли введенного активного наполнителя твердость КЭП после термической обработки повышается.

Введение в электролит добавки  $Al_2O_3$  в количестве 15 г/л позволило сформировать покрытие с микротвердостью 670 МПа. Такая же микротвердость может быть получена и при добавке  $Al_2O_3$  в количестве 10 г/л. Однако повышение микротвердости при увеличении плотности тока происходит быстрее при добавке в электролит  $Al_2O_3$  в количестве 15 г/л. Как отмечалось выше, при плотности тока 15 А/дм<sup>2</sup> можно сформировать беспористую структуру КЭП.

На границе электрохимического покрытия с железной основой формируется тонкая переходная зона толщиной 3...11 мкм (см. рис. 1, 2), не имеющая продольных трещин и отслоений, что может являться косвенным подтверждением достаточно высокой прочности сцепления покрытия с основой.

### Вывод

Результаты работы показали, что введение керамического наполнителя при формировании КЭП при электрохимическом осаждении из растворов-элек-



тролитов изменяет как структуру, так и свойства покрытий. При этом уменьшение размера частиц керамического наполнителя приводит к увеличению плотности покрытия и повышению его твердости. Введение наполнителя, способного реагировать с железным осадком при повышенных температурах, позволяет получать дисперсно-упрочненные КЭП после проведения термической обработки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шейман Е.Л. Абразивный износ. Обзор американской печати // Трение и износ. 2005. Т. 26. № 1. С. 100–111.
2. Данилов В.А., Прушак В.Я., Найденьшев Е.М. Технология производства и ремонта горных машин и оборудования: в 2 т. Т. 2. Ремонт и испытание горных машин и оборудования / Под общ. ред. д-ра техн. наук В.Я. Щербя. Минск: Техналогия, 2007. 491 с.
3. Пантелеенко Ф.И. Восстановление деталей машин: справочник / Под общ. ред. В.П. Иванова. М.: Машиностроение, 2003. 672 с.
4. Иванов В.П. Технология и оборудование восстановления деталей машин: учебник. Минск: Техноперспектива, 2006. 453 с.
5. Пантелеенко Ф.И. Перспективные восстановительные-упрочняющие технологии. // Сб. научных трудов МНТК "Прогрессивные технологии и оборудование в машиностроении и металлургии". В 2 ч. Ч. 1. Липецк. 2006. С. 203–207.

6. Электролитическое осаждение железа / Под редакцией Г.Н. Зайдмана. Кишинев: Штиинца, 1990. 195 с.

7. Богинский Л.С., Саранцев В.В., Хина Б.Б. Получение электродов для электроискрового легирования деталей с обмазками с использованием технологии сухого изостатического прессования и СВС // Техника машиностроения. № 1. 2007. С. 37–48.

8. Тимошков Ю.В. Свойства композиционных никелевых покрытий с различными типами ультрадисперсных алмазных частиц // Гальванотехника и обработка поверхности. 1999. Т. 7. № 2. С. 20–25.

9. Целуйкин В.Н. Свойства композиционных покрытий никель – фуллерен  $C_{60}$  // Гальванотехника и обработка поверхности. 2006. Т. 14. № 1. С. 28–31.

10. Витязь П.А. Триботехнические свойства тонких металлических покрытий с наноразмерными наполнителями // Трение и износ. 2004. Т. 25. № 6. С. 593–601.

11. Гальванические покрытия в машиностроении: справочник. В 2 т. Т. 1 / Под ред. М.А. Шлугера. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.

12. Пантелеенко Ф.И., Авмочкин Д.Б., Пантелеенко Е.Ф. Покрытия с микро- и наноразмерными фазами, полученные высокоэнергетическими процессами. Материалы 6-й научно-практической конференции "Энергия в науке и технике", Польша: Суваики. 2007.

13. Сайфуллин Р.С. Комбинированные электрохимические покрытия и материалы / М.: Химия, 1972. 168 с.

14. Пантелеенко Ф.И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия из них. Минск: УП "Технопринт", 2001. 300 с.

УДК 621.785.53

А.Н. Тарасов, Н.Р. Павловский (ОКБ "Факел", Калининград), В.Н. Тилипалов (Калининградский ГТУ)

## Карбонитрирование тонкостенных изделий из титановых сплавов в порошковых смесях при вакуумном нагреве

*Приведены результаты исследования структуры и диффузионных свойств слоев, формируемых на титановых сплавах ВТ1-0 и ВТ14 при химико-термической обработке в замкнутых объемах, в порошковых смесях при вакуумном нагреве в интервалах температур 850...950 °С. Исследованы особенности формирования слоев на мелко-размерных деталях и инструменте (микрообъектах) при обработке по различным технологическим схемам. Установлена возможность повышения износостойкости и эксплуатационных свойств мелких объектов карбонитрированием в составах на основе древесных углей с активными азотсодержащими активаторами.*

**Ключевые слова:** карбонитрирование, вакуумный нагрев, порошковая смесь, титановый сплав.

*Results of research of structure and diffusion properties of the layers formed on titanic alloys at himiko-thermal processing in closed volumes, in powder mixes are resulted at vacuum heating in intervals of temperatures 850...950 °C. Feature of formation of layers on details and the tool (microobjects) is studied at processing under various technological schemes.*

**Keywords:** carbonitriding, vacuum heating, powder mixer, titanic alloy.

### Введение

Карбидные и карбонитридные диффузионные слои, формируемые на титановых сплавах при высокотемпературной химико-термической обработке

(ХТО) в порошковых и газовых средах, обладают повышенными твердостью, износостойкостью, коррозионной стойкостью и позволяют существенно повысить эксплуатационные характеристики конструктивных деталей различного назначения [1–3].

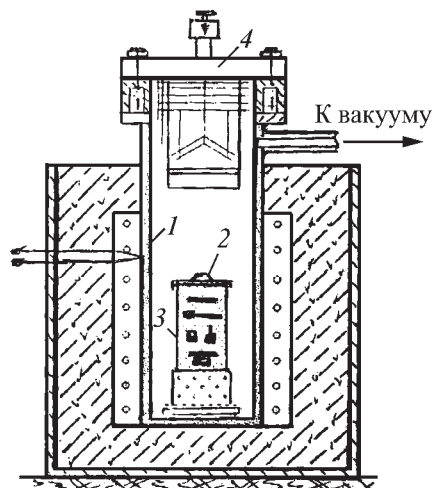
Вместе с тем интересны особенности формирования и влияние на свойства слоев и основного материала процессов диффузионного карбонитрирования, карбидизации деталей толщиной и диаметром от 1...1,5 до 3...5 мм, микрообъектов из титановых сплавов.

Ранее подобные процессы исследовали применительно к низкоуглеродистым и легированным сталям [4–6]. В ОКБ "Факел" проведены работы по упрочнению деталей, оснастки, инструмента из титановых сплавов применительно к электрореактивным двигателям малой тяги (ЭРДМ МТ).

**Методика проведения исследований**

Для изготовления образцов и мелкогабаритного инструмента использовали проволоку и прутки технического титана ВТ1-0 и легированного титана ВТ14 производства Верхне-Салдинского комбината. В табл. 1 приведен химический состав исследуемых сплавов.

Карбонитрирование проводили при вакуумном нагреве в малоэнергоемких шахтных электропечах



**Рис. 1. Схема печи СШОЛ-ВНЦ и загрузки образцов и деталей для карбонитрирования:**

1 – реторта из коррозионно-стойкой стали; 2 – контейнер с порошковой смесью; 3 – детали и образцы; 4 – водоохлаждаемая крышка вакуумной реторты

Таблица 1

**Химический состав сплавов**

Сплав	Содержание элементов, %					
	C	Fe	Si	Al	Mo	V
ВТ1-0*, Проволока Ø 2 мм	0,004	0,06	0,002	0,03	–	0,002
ВТ14, Пруток Ø 10 мм	0,006	0,08	0,003	5,90	3,58	1,56

\* – в варианте также прутки из сплава ВТ1-0 диаметром 10 мм аналогичного состава.

СШОЛ-1.2/12ИИ, оснащенных "горячей" ретортой из коррозионно-стойкой стали 09Х18Н10Т с одним плунжерным насосом, обеспечивающим вакуум не ниже 80...100 Па. Детали и образцы размещали в контейнерах с порошковой смесью из древесного активированного угля по ГОСТ 20464–73 и активаторов азотсодержащих компонентов карбамида (NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>СО по ГОСТ 6691–77 и трилона-Б (С<sub>10</sub>Н<sub>8</sub>О<sub>10</sub>)Na<sub>2</sub>N<sub>2</sub> по ГОСТ 10652–73 [7–8]. На рис. 1 приведена схема печи СШОЛ-ВНЦ и укладки деталей и образцов из титановых сплавов, в табл. 2 – режимы карбонитрирования и последующей обработки.

Таблица 2

**Режимы карбонитрирования образцов и деталей**

Сплав	Состав смеси, вакуум <sup>1</sup>	T, °С	Выдержка, ч	Охлаждение <sup>2</sup>	Старение
ВТ1-0	Карбамид 10...12 %	940...960	5...6	В контейнере	–
ВТ1-0	Трилон-Б 10...12 %	970...990	3...4	То же	–
ВТ14	Уголь активированный основа 10...15 г смеси на 1 см <sup>2</sup> карбонитрируемой поверхности, вакуум в реторте 100...150 МПа	870...880	4...6	В воде	500 °С, 5 ч
ВТ14		890...900	3...4	То же	550 °С, 6 ч
ВТ14		900...910	3...4	В масле	450 °С, 8 ч

<sup>1</sup> – углеродистый потенциал 2,6...3,0 %, потенциал по азоту 0,45...0,50 %.

<sup>2</sup> – для сплава ВТ1-0 – переносом из реторты на воздух, для сплава ВТ14 – рассыпкой деталей из контейнера в воду или в масло.

На всех этапах опытных работ проводили металлографический анализ, электронную микроскопию, масспектральный анализ состава диффузионных слоев, а также измеряли микротвердость на приборе ПМТ-3. Износостойкость определяли при сухом трении на кругах из синтетических алмазов, коррозионную стойкость оценивали в среде водных растворов, в которых работает инструмент.

Для металлографии и фрактографии использовали образцы для испытания на растяжение и определения ударной вязкости после их разрушения. Шероховатость поверхностей до и после карбонитрирования, а также после алмазного шлифования, заточки и доводки измеряли на профилографах-профилометрах "Perthometer" на тонколезвийных перовых сверлах, толкателях, шлиффрезах, электродах, обрабатываемых в одной садке с образцами для исследования структуры и свойств диффузионных слоев.

Углеродный и азотный потенциалы насыщающих порошковых сред оценивали количественным химическим анализом фольги из сплава ВТ1-0 толщиной 0,10 мм при сквозном карбонитрировании образцов-свидетелей в каждой садке.

### Результаты исследований и их обсуждение

Исследования структуры, состава и свойств диффузионных слоев, проведенные с целью выбора оптимальных условий упрочнения карбонитрированием мелкогабаритных деталей, инструмента, оснастки в порошковых активированных древесноугольных смесях, показали следующие результаты. Микроструктура слоев, сформированных на сплавах ВТ1-0 и ВТ14 при высокотемпературном карбонитрировании, вначале в условиях неизотермического прогрева садки до температур 870...990 °С, а затем в процессе выдержки в атмосфере диссоциации карбамида и трилона-Б, протекающей в присутствии избыточного углерода по реакциям  $(\text{NH}_2)_2\text{CO} \rightarrow \text{NH}_3 + \text{CO} + 0,5\text{N}_2 + 0,5\text{H}_2$  и  $(\text{C}_{10}\text{H}_8\text{O}_{10})\text{Na}_2\text{N} \rightarrow 9\text{CO} + \text{N}_2 + \text{Na}_2\text{O} + 2\text{H}_2 + \text{CH}_4$ , приведена на рис. 2 и 3.

Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что при вакуумном карбонитрировании сплавов ВТ1-0 и ВТ14 в поверхностной зо-

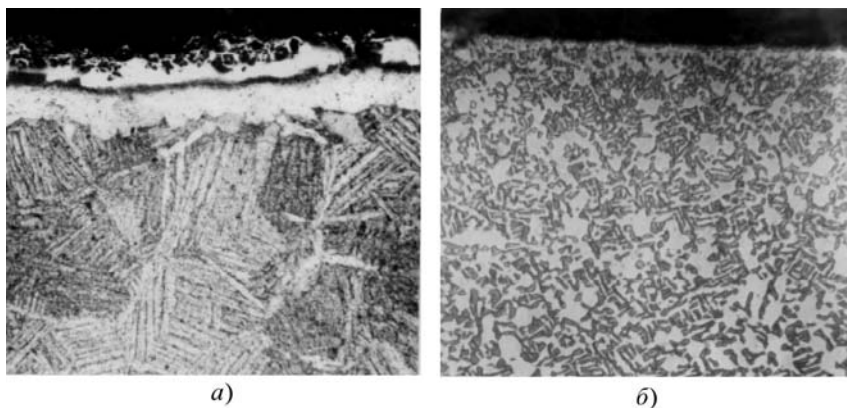


Рис. 2. Микроструктура карбонитридных слоев на сплаве ВТ1-0 (950 °С, 4 ч) (а, ×50) и на сплаве ВТ14 (880 °С, 4 ч, вода, старение при 500 °С, 5 ч) (б, ×600)

не формируется тончайшая пленка оксида  $\text{TiO}_2$ , не склонная к выкрашиванию при динамических нагрузках. Далее следует карбонитридный слой переменного состава  $\text{TiC}_x\text{N}_y\text{O}_z$ ,  $\text{TiC}_x\text{O}_z$ ,  $\text{TiC}$ , прочно связанный с основой. На сплаве ВТ14 в диффузионном слое происходит незначительное перераспределение легирующих элементов ванадия, алюминия, хрома (рис. 5). Наибольшую микротвердость имеет карбидный слой на сплаве ВТ14, микроструктура этой зоны приведена на рис. 4.

В табл. 3 приведены состав и свойства диффузионных слоев карбонитрированного титанового сплава ВТ14.

На рис. 6 приведены фрактограммы изломов образцов сплава ВТ14 после карбонитрирования, закалки и старения вместе с упрочняемыми рифлеными шлифнасадками диаметром 5 мм. Результаты испыта-

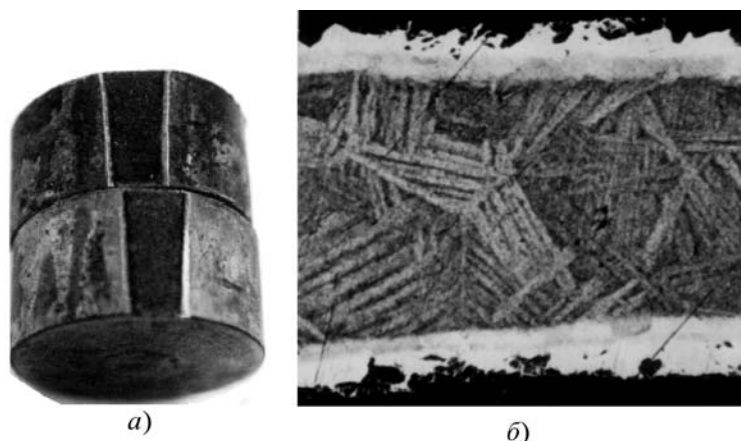


Рис. 3. Микроструктура карбонитрированного при 960 °С в течение 4 ч сплава ВТ1-0 (косой срез ролика Ø12 мм) (а, ×2,2) и микроструктура тонкого перового сверла толщиной 1,2 мм (б, ×50)

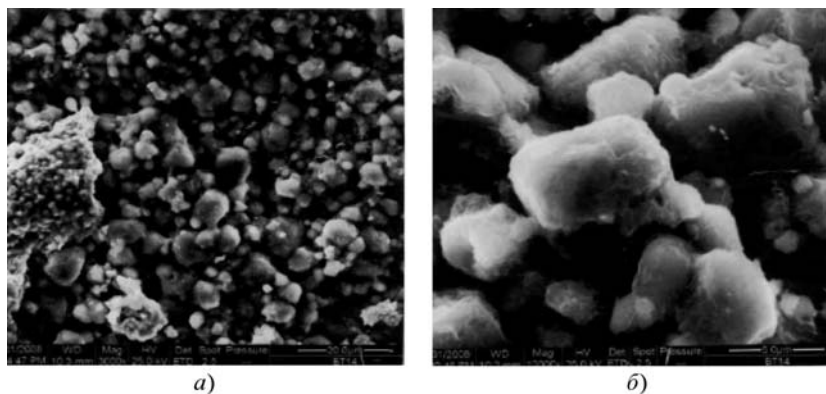


Рис. 4. Микроструктура карбидов в диффузионном слое сплава VT14 после карбонитрирования при 900 °С в течение 4 ч, закалка в масле, старение при 450 °С в течение 6 ч:  
 а – ×3000; б – ×12 000

ний на растяжение и ударный изгиб показали, что максимальную прочность имеют карбонитрированные образцы из сплава VT14, закаленные от температур карбонитрирования и состаренные при температурах 500...550 °С. Ударная вязкость образцов из

сплава VT14 при формировании карбонитрооксидных слоев толщиной до 200 мкм в этом случае снижается не существенно и составляет 20...30 Дж/см<sup>2</sup>. Для сплава VT1-0 после карбонитрооксидирования прочность  $\sigma_b$  не превышает 550...600 МПа при достаточно вязкой основе и высокой микротвердости диффузионных слоев не ниже 820...850 HV<sub>10</sub>.

Износостойкость слоев при контактном абразивном износе максимальна для сплава VT14 и ниже для сплава VT1-0, что связано с образованием карбонитридов Ti(CN), Ti(CNO), карбидов TiC, нитридов TiN, микротвердостью выше 1500...1800 HV<sub>10</sub>, а также наличием в сплаве VT14 легирующих ванадия, хрома и молибдена в основе. На обоих сплавах при вакуумном карбонитрировании в порошковых смесях имеется тончайший микронный слой TiO<sub>2</sub>, легко удаляемый абразивной доводкой.

На рис. 7 приведены результаты испытаний износостойкости и определения коррозионной стойкости карбонитрированных сплавов VT14 и VT1-0.

На базе полученных данных проводили производственные испытания инструмента и тонкостенных деталей с соотношением значений рабочих сечений и толщины упрочняемого двухсторонним встречным карбонитрированием поверхностного слоя 2,5:1; 3:1.

В табл. 4 приведены результаты испытаний нескольких видов изделий, упрочненных карбонитрированием титановых сплавов.

Результаты исследований и произведенных испытаний позволили разработать оптимальные технологические варианты изготовления и упрочнения карбонитрированием тонкостенных, мелкоразмерных деталей, инструмента, оснастки для ЭРД МТ из титановых сплавов, включающие следующие основные операции:

- механическую обработку с формированием геометрии рабочих поверхностей с последующей абразивно-струйной обработкой (АСО) непосредственно перед карбонитрированием;

- загрузку деталей в контейнеры с порошковой, дробленой, просеянной смесью древесного угля, карбамида и трилона-Б, установку контейнеров в реторту вакуумной печи, вакуумирова-

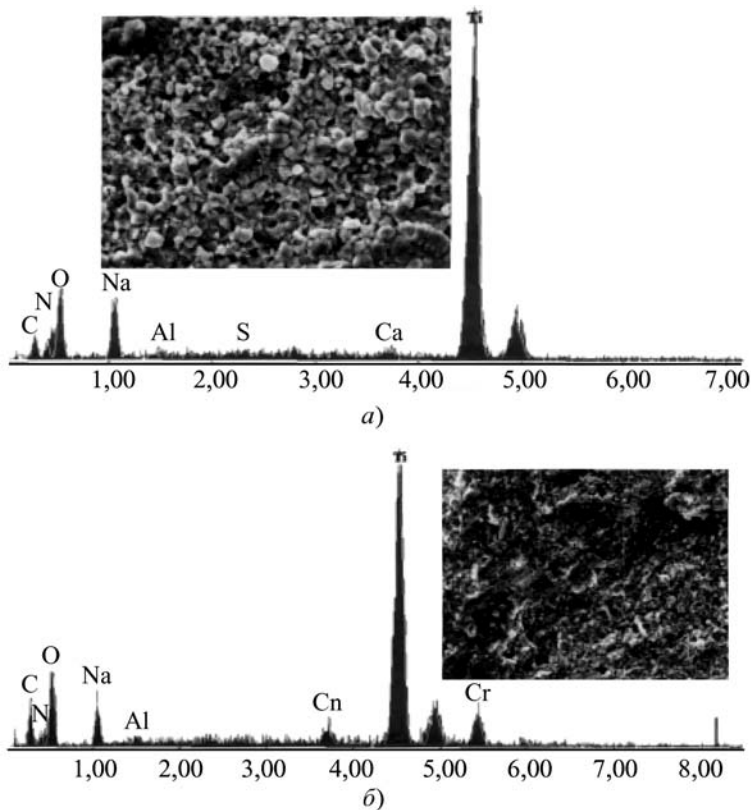


Рис. 5. Распределение элементов в диффузионном слое карбонитрированного при 880 °С в течение 4 ч титанового сплава VT14:  
 а, б – в слое толщиной 20 и 50 мкм соответственно

Таблица 3

Состав и свойства диффузионных слоев сплава ВТ14 после обработки

Детали, режим ХТО	Толщина слоя, мкм	Послойный анализ содержания элементов			Микротвердость, HV <sub>10</sub>	Прочность, σ <sub>в</sub> , МПа	Ударная вязкость, Дж/см <sup>2</sup>
		С	О	N			
Шпильки резьбовые,	10	26,0	15,1	13,8	900...905	На образцах свидетелях	
	40	24,5	37,9	6,4	938...950		
шлифнасадки накатные диаметром 5 мм,	60	30,7	16,1	4,1	1060...1080	1080...1100	27...30
	80	34,0	38,0	0,8	1095...1120		
ВТ14, 870 °С, 5 ч,	100	11,2	11,4	0,2	680...740		
вода, старение при 500 °С, 5 ч	120	5,4	4,7	0,1	330...390		

Примечание. Состав порошковой смеси приведен в табл. 2.

ние и прогрев садки до температур карбонитрирования;

– карбонитрирование при температурах 900...960 °С в течение 6 ч для сплава ВТ1-0 и при температурах закалки 870...900 °С в течение 5...6 ч для сплава ВТ14, с охлаждением на воздухе в контейнере для

сплава ВТ1-0 и закалкой в воде для сплава ВТ14 с последующим старением;

– тонкую доводку, заточку алмазными кругами со снятием поверхностного слоя толщиной 5...10 мкм для лезвийного инструмента и АСО тонким порошком карбида кремния для конструкционных деталей;

Рис. 6. Фрактограммы излома сплава ВТ14 после карбонитрирования при 870 °С в течение 5 ч, охлаждение в воде и старения при 500 °С в течение 5 ч (Ra = 0,630 мкм, Ra = 710 мкм до и после ХТО соответственно): а – ×350; б – ×4000

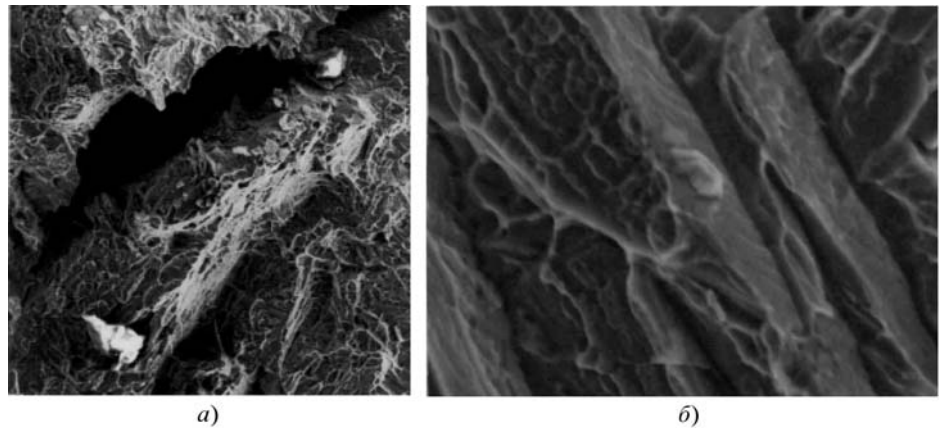


Рис. 7. Уменьшение массы образцов титановых сплавов при сухом трении на круге АСМ (а) и коррозионная стойкость при выдержке в 40 %-ном водном растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (б) (карбонитрирование сплава ВТ14 при 870 °С, 5 ч, сплава ВТ1-0 при 900 °С, 6 ч)

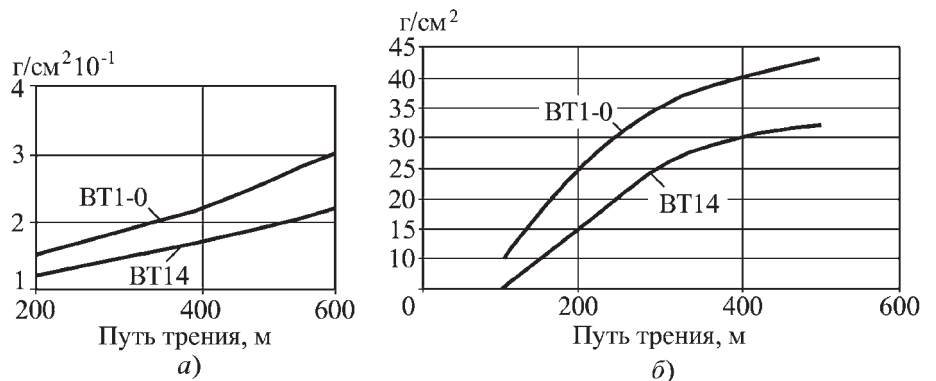


Таблица 4

Результаты производственных испытаний

Детали, сплав, толщина, контртела	Режим карбонитрирования <sup>1</sup>	Износостойкость <sup>2</sup>
Перовые сверла, ВТ1-0, 1,2...2,5 мм, по природному и прессованному янтарю	900 °С, 6 ч, охлаждение в контейнере	1,8...2,4
Боршлифрезы накатные, ВТ14, 3...10 мм, по керамике мягкой, термостойкой БГП, БГП-10, "Hatemit"	870 °С, 5 ч, вода, старение при 500 °С	1,2...1,3
Электроды пусковые, ВТ1-0, 0,9...1,2 мм (ксеноновая, аргоновая плазма), ЭРД МТ и ТИП	920 °С, 6 ч, охлаждение в контейнере	2,0...2,2

<sup>1</sup> – состав порошковой смеси в вакууме приведен в табл. 2.  
<sup>2</sup> – относительная к стандартизированному по ТУ.

– контроль толщины и микротвердости слоя на образцах-свидетелях от каждой садки деталей.

**Выводы**

1. При карбонитрировании тонкостенных, ажурных деталей и инструмента из титановых сплавов ВТ1-0, ВТ14 на острых рабочих кромках протекает встречное, ускоренное диффузионное насыщение слоев азотом и углеродом с образованием карбонитридов переменного состава.

2. Вакуумный нагрев при карбонитрировании в активированных порошковых смесях при температурах 870...960 °С позволяет минимизировать слой поверхностного оксидирования с образованием оксидов TiO<sub>2</sub>, Ti<sub>x</sub>O<sub>y</sub>, но увеличивает слой повышенной микротвердости TiC<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, TiC.

3. Более высокую твердость и износостойкость имеют карбонитридные слои на легированном хромом, ванадием, молибденом сплаве ВТ14 при высокопрочной  $\sigma_B \geq 1100$  МПа сердцевине, получаемой после закалки от температур карбонитрирования с последующим старением по стандартным режимам. Микротвердость карбонитрированных слоев на техническом титане ВТ1-0 несколько ниже при прочности основы до 600 МПа.

4. Карбонитрирование в порошковых смесях на основе древесного угля и азотсодержащих карбамида и трилона-Б эффективно для упрочнения тонкостенных, мелкоразмерных деталей и инструмента, работающего в условиях контактного абразивного износа, а также в условиях эрозийного износа в высокотемпературной ионной плазме.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Бурьшев И.Н., Валиахметова О.М., Мутагарова С.А. Химико-термическая обработка титановых сплавов в порошковых средах // МиТОМ. 2007. № 5. (623). С. 53–59.
2. Гурын С.В., Погрелюк И.Н., Федирко В.Н. Закономерности формирования износостойких покрытий на титане // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 26–29.
3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов; справочник / Г.В. Борисенко, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошин и др. М.: Металлургия. 1981. 424 с.
4. Ворошин Л.Г., Менделеева О.Л. Химико-термическая обработка микрообъектов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 1. С.15–19.
5. Пат. РФ 2015198, С 23 С 8/32. Способ химико-термической обработки самонарезов. 1994. Бюл. № 12.
6. Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Тилипалов В.Н. Технологические особенности нитроцементации сталей в активированных древесно-угольных смесях // Технология машиностроения. 2007. № 7. С. 13–18.
7. Пат. РФ 2 314 363, С23С 8/78. Состав для нитроцементации изделий из легированных сталей. 2008. Бюл. № 1.
8. Тарасов А.Н., Павловский Н.Р., Тилипалов В.Н. Карбонитрирование титановых сплавов в древесно-угольных активированных порошковых смесях // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 6. С. 26–31.

В.И. Короткин (НИИ МиПМ ЮФУ, РГУ, Ростов-на-Дону),  
Н.П. Онишков (Ростовский строительный университет)

## Оценка работоспособности зубчатых передач Новикова по различным критериям в зависимости от их геометрических параметров и видов химико-термической обработки<sup>1</sup>

Проведена оценка нагрузочной способности цилиндрических зубчатых передач Новикова общемашиностроительного назначения с исходными контурами РГУ-5 и по ГОСТ 30224–96, зубья которых подвергнуты наиболее применяемым видам химико-термической упрочняющей обработки: цементации, нитроцементации и азотированию. Установлена высокая степень влияния на нагрузочную способность передач прочности сердцевины, в связи с чем регламенты упрочнения (параметры упрочненного слоя), рекомендуемые для эвольвентных передач, исследуемых передач Новикова, должны быть скорректированы.

**Ключевые слова:** зубчатая передача Новикова, цементация, нитроцементация, азотирование, поверхностная контактная прочность, глубинная контактная прочность, изгибная прочность, нагрузочная способность.

*It is given the estimation of the load-carrying capacity of cylindrical Novikov gearings for general application with original profile RGU-5 and GOST 30224–96. The gearing teeth are under proper types of chemistry-heat treatment, namely: carburizing, carbonitriding and nitriding. High degree of influence of the core strength on the gearing load-carrying capacity is stated. Therefore the parameters of the hardened layer, recommended to involute gearings, should be corrected for Novikov gearings.*

**Keywords:** Novikov gearing, carburizing, carbonitriding, nitriding, surface contact strength, depth contact strength, bending strength, load-carrying capacity.

В данной работе проведена оценка работоспособности цилиндрических зубчатых передач Новикова с исходными контурами РГУ-5 и по ГОСТ 30224–96, зубья которых подвергнуты широко применяемым видам химико-термической обработки: цементации, нитроцементации и азотированию. В качестве критериев приняты контактная прочность рабочих поверхностей зубьев, глубинная контактная прочность под упрочненным поверхностным слоем и изгибная прочность тела зуба.

Основные подходы к определению напряженно-деформированного состояния зубьев передач Новикова изложены в работе [1].

При исследовании контактной прочности поверхностей зубьев в качестве критериев приняты эффективные напряжения в соответствии с октаэдрической гипотезой прочности [2], при этом учитывали изменение первоначальной геометрии контакта в результате приработки поверхностей.

Обозначив допускаемое контактное напряжение на поверхности для линейного контакта  $\sigma_{HP}$  [3], получим на основании работы [1] следующее выражение для допускаемого одной контактной площадкой вращающего момента  $T_{HP2}$  на ведомом колесе зубча-

той пары по критерию поверхностной контактной прочности:

$$T_{HP2} = 6,033 \cdot 10^{-6} \times \sigma_{HP}^{1,456} z_2 \cos \alpha_K m^3 (\rho_\beta^{*0,454} (Z_I K_I l^*)^{1,547}), \quad (1)$$

где  $z_2$  – число зубьев ведомого колеса;

$\alpha_K$  – угол профиля зуба исходного контура в теоретической точке контакта;

$m$  – нормальный модуль зацепления;

$\rho_\beta$  – приведенный продольный радиус кривизны контактирующих поверхностей;

$Z_I$  – коэффициент полноты приработки зубьев;

$K_I$  – коэффициент сокращения активной высоты зубьев при нарезании обкаткой;

$l$  – активная высота зубьев исходного контура.

Звездочка означает отнесение линейной величины к нормальному модулю.

Обозначив допускаемое изгибное напряжение  $\sigma_{FP}$  [3], получим на основании работы [1] следующее выражение для допускаемого одной контактной площадкой вращающего момента  $T_{FP2}$  на ведомом колесе зубчатой пары по критерию изгибной прочности:

$$T_{FP2} = 5 \cdot 10^{-4} \sigma_{FP} m^3 z_2 / Y_V Y_a, \quad (2)$$

где  $Y_V$  – объемный коэффициент формы зуба [4];

$Y_a$  – коэффициент продольной протяженности площадки контакта.

<sup>1</sup> Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 06-08-00454.

Определим, на каком уровне находится нагрузочная способность передачи по критерию глубинной контактной прочности (ГКП) по отношению к уровню нагрузочной способности, определяемому поверхностной контактной (1) и изгибной (2) прочностью.

Для решения данной задачи необходимо знать полуширину контактного эллипса после приработки [1]

$$b_H = 0,5Z_I K_I l^* m, \quad (3)$$

а также максимальное напряжение в центре условно эллиптической площадки контакта при наименьшем из двух допускаемых вращающих моментов [1]:

$$\sigma_{k \max} = 8626 [T_{P2} / (z_2 \cos \alpha_k)]^{0,606} \times m^{-1,82} (\rho_\beta^*)^{-0,394} (Z_I K_I l^*)^{-0,821}, \quad (4)$$

где

$$T_{P2} = \min\{T_{HP2}, T_{FP2}\}. \quad (5)$$

Для численного анализа произведем расчет по формулам (1)–(5) некорректированных передач Новикова с указанными исходными контурами в широком диапазоне геометрических параметров: модуль  $m = 2,5 - 10$  мм, передаточное число  $u = 1 - 4$ , суммарное число зубьев пары  $z_2 = 60$ , отношение рабочей ширины зубчатого венца к межосевому расстоянию  $\psi_{ba} = 0,356$ . При этом рассмотрим два варианта: вариант 1 – угол наклона зубьев  $\beta = 17,463^\circ$  (коэффициент осевого перекрытия  $\varepsilon_\beta = 1,070$ ) и вариант № 2 –  $\beta = 27^\circ$  ( $\varepsilon_\beta = 1,734$ ).

Для всех рассматриваемых видов упрочнения твердость поверхностей зубьев принята одинаковой, предел выносливости при изгибе, соответствующий базовому числу циклов, для цементированных зубьев  $\sigma_{F \lim b}^0 = 900$  МПа, для нитроцементированных –  $\sigma_{F \lim b}^0 = 1000$  МПа [3], твердость сердцевины зубьев при азотировании – не ниже 300 НВ. Скорость вращения ведущей шестерни 1500 об/мин, время работы пары в непрерывном режиме 25 тыс. ч.

Результаты расчета цементированных, нитроцементированных и азотированных пар представлены соответственно в табл. 1 – 3.

Глубинную контактную прочность (ГКП) оценивали на основе критерия предельного состояния Писаренко – Лебедева для структурно неоднородных материалов по методике работ [1,5]. Определяли расчет-

ный коэффициент  $S_{HK}$  запаса ГКП в пределах всей толщины упрочненного слоя:

$$S_{HK} = \frac{\sigma_{HKPe}}{\chi \sigma_i + (1-\chi) \sigma_1 A^{1-(\sigma_1+\sigma_2+\sigma_3)/\sigma_i}}, \quad (6)$$

где  $\sigma_{HKPe} = \chi(\chi - 0,1128) H_{HV} Z_{HL} \prod_{i=1}^6 K_i$  – допускаемое

эквивалентное напряжение при базовом числе циклов нагружения  $N_{EK} = 10^7$ ;

$\chi = \sigma_+ / \sigma_-$  – параметр пластичности материала, учитывающий степень участия в микроразрушении сдвиговых деформаций;

$\sigma_+, \sigma_-$  – напряжения отказа (разрушения) материала при одноосном растяжении и сжатии соответственно;

$\sigma_i$  – интенсивность октаэдрических напряжений;

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  – главные напряжения;

$Z_{HL}$  – коэффициент долговечности;

$H_{HV}$  – твердость материала (по шкале Виккерса);

$\prod_{i=1}^6 K_i$  – произведение коэффициентов, учитываю-

щих факторы, существенно влияющих на несущую способность контакта [1], но не связанных с расчетной моделью;

$A$  – статистический параметр дефектности, для закаленных сталей равный  $A = 0,7...0,8$ .

Использование при оценке ГКП критериев предельного состояния обусловлено структурной, а следовательно, и прочностной неоднородностью упрочненного слоя. Прочность материала обусловлена его способностью сопротивляться как касательным (сдвиговым), так и нормальным напряжениям. Повышение прочности стали путем термической (ТО) либо химико-термической (ХТО) обработки неизбежно влечет снижение ее пластических свойств. Роль сдвиговых напряжений снижается.

Строго говоря, для оценки поверхностной контактной прочности закаленных либо подвергнутых ХТО зубьев применение критерия пластичности (гипотезы октаэдрических напряжений) не вполне корректно. Однако весьма узкий регламентируемый интервал максимальной твердости  $H_0$  поверхностной зоны, известная условность величины пятна контакта и др. определяют преимущественно количественный достаточно стабильный характер погрешностей, учитываемый в расчетной практике введением коэффициентов запаса прочности, согласующих данные теоретического расчета и практического опыта [1]. Условные же расчетных зависимостей введением параметров пластичности, дефектности и др. пред-



Таблица 1

Результаты расчета для цементированных пар

№ пар	$m$ , мм	$U$	$T_{P2}$ , Н·м	$b_H$ , мм	$\sigma_{к\max}$ , МПа	№ пар	$m$ , мм	$U$	$T_{P2}$ , Н·м	$b_H$ , мм	$\sigma_{к\max}$ , МПа
Вариант 1						Вариант 2					
1	2,5	1	324	0,768	1397	22	2,5	1	240	0,768	1582
2		2	404	0,759	1408	23		2	299	0,759	1595
3		4	412	0,732	1453	24		4	312	0,732	1676
4	3,15	1	643	0,992	1361	25	3,15	1	490	0,992	1568
5		2	817	0,980	1388	26		2	609	0,980	1579
6		4	831	0,946	1430	27		4	630	0,946	1650
7	4	1	1264	1,260	1327	28	4	1	1012	1,260	1576
8		2	1615	1,244	1358	29		2	1262	1,244	1590
9		4	1698	1,201	1427	30		4	1280	1,201	1642
10	5	1	2354	1,537	1316	31	5	1	1970	1,537	1605
11		2	3035	1,517	1358	32		2	2476	1,517	1626
12		4	3292	1,465	1450	33		4	2519	1,465	1682
13	6,3	1	4456	1,985	1246	34	6,3	1	3927	1,985	1568
14		2	5810	1,960	1290	35		2	4973	1,960	1597
15		4	6395	1,892	1395	36		4	5102	1,892	1660
16	8	1	8532	2,520	1196	37	8	1	7989	2,520	1562
17		2	11296	2,488	1250	38		2	10220	2,488	1600
18		4	12591	2,403	1361	39		4	10637	2,403	1677
19	10	1	15563	3,073	1170	40	10	1	15669	3,073	1597
20		2	20921	3,034	1235	41		2	20212	3,034	1644
21		4	23717	2,930	1359	42		4	21295	2,930	1738

ставляется для данного случая предметом дальнейших уточненных исследований.

Иная ситуация имеет место при оценке ГКП, когда структура слоя на толщине 1,5...3,5 мм изменяется от доэвтектоидной до заэвтектоидной. Параметр пластичности изменяется от 1,0 (у сердцевины) до 0,5...0,6 (в приповерхностной зоне), а свойства материала соответственно от конструкционной термолученной стали до закаленной, типа подшипниковой. В этих условиях применение критериев пластичности дает в лучшем случае лишь качественную информацию [6].

Значения напряжений  $\sigma_{к\max}$ , приведенные в табл. 1–3, соответствуют лимитирующим нагрузкам (5) для данной передачи по контактной прочности рабочих поверхностей зубьев или по изгибу. Для краткости эти виды отказов будем называть альтернативными (по отношению к ГКП).

Оценивая несущую способность соответствующей зубчатой пары по критерию ГКП, получим соответствующие значения допускаемых напряжений  $\sigma'_{к\max}$ , при которых  $S_{HK} \geq 1$ . Тогда нагрузочная способность зубчатой пары, определяемая ГКП, будет на основа-

Таблица 2

Результаты расчета для нитроцементированных пар

№ пар	$m$ , мм	$U$	$T_{P2}$ , Н·м	$b_H$ , мм	$\sigma_{к\max}$ , МПа	№ пар	$m$ , мм	$U$	$T_{P2}$ , Н·м	$b_H$ , мм	$\sigma_{к\max}$ , МПа
Вариант 1						Вариант 2					
43	2,5	1	324	0,768	1397	64	2,5	1	240	0,768	1582
44		2	404	0,759	1408	65		2	299	0,759	1595
45		4	412	0,732	1453	66		4	312	0,732	1676
46	3,15	1	662	0,992	1386	67	3,15	1	490	0,992	1568
47		2	819	0,980	1390	68		2	609	0,980	1579
48		4	831	0,946	1430	69		4	630	0,946	1650
49	4	1	1371	1,260	1395	70	4	1	1012	1,260	1576
50		2	1699	1,244	1400	71		2	1262	1,244	1590
51		4	1698	1,201	1427	72		4	1280	1,201	1642
52	5	1	2658	1,537	1416	73	5	1	1970	1,537	1605
53		2	3327	1,517	1431	74		2	2476	1,517	1626
54		4	3292	1,465	1450	75		4	2519	1,465	1682
55	6,3	1	5035	1,985	1341	76	6,3	1	3927	1,985	1568
56		2	6540	1,960	1387	77		2	4973	1,960	1597
57		4	6666	1,892	1430	78		4	5102	1,892	1660
58	8	1	9628	2,520	1287	79	8	1	7989	2,520	1562
59		2	12715	2,488	1343	80		2	10220	2,488	1600
60		4	13811	2,403	1439	81		4	10637	2,403	1677
61	10	1	17592	3,073	1261	82	10	1	15669	3,073	1597
62		2	23585	3,034	1328	83		2	20212	3,034	1644
63		4	26562	2,930	1454	84		4	21295	2,930	1738

нии формулы (4) соответствовать допускаемому вращающему моменту:

$$T_{HKP2} = (\sigma'_{к\max} / \sigma_{к\max})^{1,65}. \quad (7)$$

Оценку ГКП проводили с учетом предварительно полученных рекомендаций [7]. Минимальную гарантированную эффективную толщину упрочненного слоя  $h_e$  при цементации принимали равной 0,2 мм при эффективной твердости  $H_e = 550$  HV. Твердость сердцевины  $H_k$  принимали равной 350 HV для передач с  $m < 5,0$  мм, 320 HV – при  $5,0 \text{ мм} \leq m \leq 8,5$  мм и

300 HV – для передач больших модулей. Коэффициенты, входящие в зависимость (6), принимали из предположения использования сталей с содержанием до 1 % никеля и при отсутствии автоматического регулирования процесса ХТО.

Коэффициент запаса, как было указано выше, определяли по всей толщине упрочненного слоя и прилегающей к нему сердцевины по разработанной для этой цели специальной программе. Результаты расчета для конкретного примера (см. табл. 1, поз. 15) приведены на рис. 1. Видно, что для данной передачи при эффективной толщине упрочненного слоя  $h_e =$

Таблица 3

Результаты расчета для азотированных пар

№ пар	$m$ , мм	$U$	$T_{P2}$ , Н·м	$b_H$ , мм	$\sigma_{к max}$ , МПа	№ пар	$m$ , мм	$U$	$T_{P2}$ , Н·м	$b_H$ , мм	$\sigma_{к max}$ , МПа
Вариант 1						Вариант 2					
85	2,5	1	229	0,768	1132	106	2,5	1	170	0,768	1283
86		2	286	0,759	1142	107		2	213	0,759	1299
87		4	292	0,732	1179	108		4	223	0,732	1367
88	3,15	1	469	0,992	1125	109	3,15	1	347	0,992	1273
89		2	580	0,980	1128	110		2	433	0,980	1284
90		4	590	0,946	1162	111		4	448	0,946	1342
91	4	1	969	1,260	1131	112	4	1	715	1,260	1277
92		2	1203	1,244	1136	113		2	895	1,244	1291
93		4	1204	1,201	1159	114		4	914	1,201	1339
94	5	1	1809	1,537	1122	115	5	1	1392	1,537	1301
95		2	2345	1,517	1158	116		2	1753	1,517	1320
96		4	2329	1,465	1175	117		4	1787	1,465	1366
97	6,3	1	3427	1,985	1063	118	6,3	1	2766	1,985	1268
98		2	4490	1,960	1104	119		2	3510	1,960	1293
99		4	4715	1,892	1159	120		4	3614	1,892	1347
100	8	1	6536	2,520	1017	121	8	1	5612	2,520	1261
101		2	8712	2,488	1068	122		2	7199	2,488	1294
102		4	9726	2,403	1164	123		4	7522	2,403	1359
103	10	1	11916	3,073	996	124	10	1	10953	3,073	1260
104		2	16129	3,034	1055	125		2	14216	3,034	1329
105		4	18430	2,930	1166	126		4	15016	2,930	1406

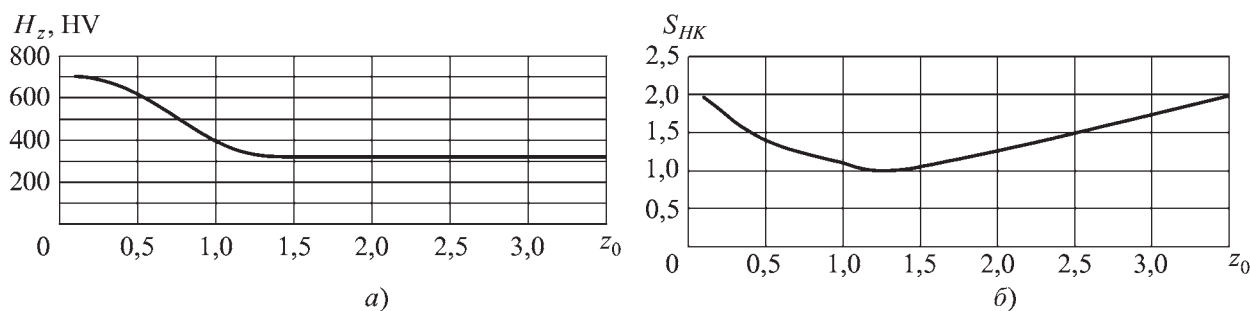


Рис. 1. Распределение твердости  $H_z$  (а) и коэффициента  $S_{HK}$  (б) запаса прочности для передачи (см. табл. 1, поз. 15) при цементации ( $z_0 = z/b_H$ ,  $z$  – расстояние от поверхности, мм)

= 1,25 мм и максимальном "герцевском" давлении 1395 МПа наиболее опасная по критерию ГКП зона ( $S_{HK \min} = 1,0$ ) находится в подслое (переходной зоне) на глубине 2,3...2,5 мм при твердости материала 330...340 HV.

На рис. 2 приведены предельные значения  $\sigma_{k \max}$ , лимитирующие нагрузочную способность передач по альтернативным видам отказа (табл. 1, 3), а также допускаемые значения  $\sigma'_{k \max}$ , полученные по оценке ГКП по разработанной программе.

Расчеты показали следующее.

Для передач с исходными контурами РГУ-5 и по ГОСТ 30224–96 с углом наклона зубьев  $\beta = 17,463^\circ$ , находящемся в типичном для передач общего назначения диапазоне данных углов, подвергнутых цементации, ГКП при данных параметрах упрочненного слоя не является лимитирующим фактором. Практически во всем диапазоне нагрузочная способность пе-

редач определяется альтернативным видом отказа (в основном изломной прочностью).

Увеличение перекрытия вследствие повышения угла  $\beta$  до  $27^\circ$  повысило значения  $\sigma_{k \max}$  по альтернативным видам отказа на 12...20 % (до 1550...1600 МПа), однако при этом уровень ГКП ( $\sigma'_{k \max} = 1325...1450$  МПа) остался неизменным, становясь лимитирующим.

Потенциально опасные по критерию ГКП зоны практически во всех случаях находились на глубине  $z = (1,2...1,5)b_H$ , где  $b_H = (0,28...0,30)t$ , что обусловлено параметрами исходного контура. Это ведет к локализации указанных зон в подслое или даже сердцевине (см. рис. 1), в связи с чем высокая прочность собственного слоя реализуется незначительно.

Ограничения по технологически достижимой толщине диффузионного слоя ( $h_{te} \leq 1,0...1,2$  мм) при нитроцементации и более узкая, чем при цементации, область подслоя [1] позволяют использовать этот вид ХТО наряду с цементацией, но в основном для передач с  $t \leq 5,0$  мм и при  $\sigma'_{k \max} \leq 1400$  МПа.

Поскольку полная толщина слоя при азотировании обычно не превышает 0,6 мм, нагрузочная способность азотированных передач по ГКП будет определяться исключительно прочностью сердцевины. При  $\beta = 17,463^\circ$  ГКП будет обеспечена во всем рассматриваемом диапазоне передач уже при  $H_k = 300$  HV, а при  $\beta = 27^\circ$  – только при  $H_k \geq 350$  HV.

### Выводы

1. Ни один из рассмотренных видов поверхностного упрочнения в рамках принятых ограничений не может быть признан в полной мере отвечающим потенциальным возможностям повышения нагрузочной способности передач, обусловленным кинематикой зацепления Новикова и конструкцией зубьев с исходными контурами РГУ-5 и по ГОСТ 30224–96. Глубина упрочнения и, главное, распределение твердости по толщине упрочненного слоя ведут к локализации возможных очагов зарождения глубинных контактных разрушений в трудноконтролируемой переходной зоне слоя. При этом собственно упрочненная (эффективная) зона остается недогруженной.

2. Требования к прочности сердцевины и полной толщине упрочненного слоя для передач Новикова более жесткие, чем для эвольвентных передач. Нижняя граница допускаемого [3] при цементации и нитроцементации интервала  $H_k = 29...44$  НРС должна быть повышена до 320...350 HV. При этом эффективная толщина слоя может быть уменьшена и назна-

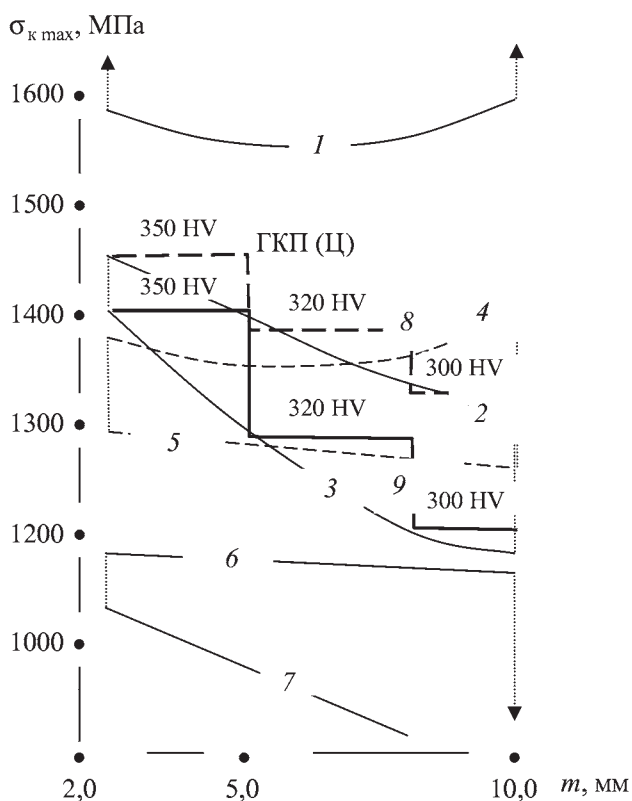


Рис. 2. Максимальные напряжения отрыва по альтернативным критериям и допускаемые напряжения по условиям обеспечения ГКП (Ц – цементация, А – азотирование):

1 – Ц,  $\beta = 27^\circ$ ,  $u = 1,0$ ; 2 – 2а – Ц,  $\beta = 17,463^\circ$ ,  $u = 4,0$ ; 3 – 2б – Ц,  $\beta = 17,463^\circ$ ,  $u = 1,0$ ; 4 – 3а – А,  $\beta = 27^\circ$ ,  $u = 4,0$ ; 5 – 3б – А,  $\beta = 27^\circ$ ,  $u = 1,0$ ; 6 – 4а – А,  $\beta = 17,463^\circ$ ,  $u = 4,0$ ; 7 – 4б – А,  $\beta = 17,463^\circ$ ,  $u = 1,0$ ; 8 – ГКП, Ц; 9 – ГКП, А

чаться из соображений изгибной прочности, износо- и задиростойкости и др., а не из соображений контактной прочности.

3. На основании изложенного представляется целесообразным исследование возможности упрочнения передач Новикова посредством поверхностной закалки с глубинного нагрева (возможно, в сочетании с предварительным диффузионным насыщением углеродом и азотом на небольшую глубину – до 0,3 мм) по рекомендациям работы [8].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Короткин В.И., Онишков Н.П., Харитонов Ю.Д.** Зубчатые передачи Новикова. Достижения и развитие. М.: Машиностроение, 2007. 384 с.
2. **Ковальский Б.С.** Расчет деталей на местное сжатие. Харьков: ХВКИУ, 1967. 233 с.

3. **ГОСТ 21354–87.** Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные. Расчет на прочность. М.: Изд-во стандартов, 1988. 125 с.

4. **Передачи** зубчатые Новикова с твердостью поверхностей зубьев  $HV \geq 350$ . Расчет на прочность. Методические рекомендации МР 221-86. М.: ВНИИНМАШ, 1987. 86 с.

5. **Короткин В.И., Онишков Н.П.** О глубинной контактной прочности поверхностно упрочненных зубчатых передач Новикова // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2002. № 1. С. 42–46.

6. **Xiao-gang L., Qing G., Eryu S.** Initiation and propagation of case crushing ... // Wear. 1988. № 1. P. 33–43.

7. **Онишков Н.П., Короткин В.И.** К выбору параметров упрочненного слоя зубчатых передач Новикова // Вісник національного технічного університету "ХПІ". № 21. 2007. С. 101–110.

8. **Шепеляковский К.З.** Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 288 с.



## ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ:

*учебник для студентов машиностроительных специальностей*

**А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, А.Ф. Вязов и др.**

6-е издание 592 с.: ил. ISBN 5-217-03311-8

**Цена 319 р. с НДС**

Рассмотрены современные и перспективные технологические способы производства черных и цветных металлов, изготовление заготовок и деталей машин из металлов и неметаллических материалов: литьем, обработкой давлением, сваркой, резанием и другими способами, а также прогрессивные малоотходные способы изготовления заготовок и деталей из порошковых материалов.

Шестое издание (5-е изд. 2003 г.) исправлено и дополнено новыми материалами по нанотехнологиям, публикацией задачника по всем основным разделам курса с доведением решения задач до числового значения. При этом обеспечивается очень тесная связь методического характера с учебным материалом в его приложении к технологии. В этом проявляется, в частности, старый мудрый принцип: "Знать – значит уметь!".

Учебник подготовлен коллективом преподавателей МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Для студентов машиностроительных специальностей вузов.

**Гриф Минобрнауки**

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку 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



# МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Р.Н.Сайфуллин (Башкирский государственный аграрный университет, г. Уфа)

## Поведение ферромагнитной частицы при электроконтактной приварке порошков

*Изучено влияние магнитного поля на ферромагнитный порошок, использующийся как присадочный материал при восстановлении изношенных деталей машин электроконтактной приваркой. Определены силы и их равнодействующая, влияющие на ферромагнитную частицу при электроконтактной приварке. Проведена экспериментальная проверка магнитной силы притяжения, действующей на ферромагнитную частицу.*

**Ключевые слова:** восстановление изношенных деталей, электроконтактная приварка, ферромагнитные порошки.

*The influence of the magnetic field on the ferromagnetic powder used as a welding substance in restoring outworn machine components by electro-contact welding has been studied. Forces including the resultant force, affecting the ferromagnetic particle under electro-contact have been determined. Experimental testing of the magnetic force of attraction affecting the ferromagnetic particle has been carried out.*

**Keywords:** restoring outworn components, electro-contact welding, ferromagnetic powders.

При восстановлении деталей машин и получении покрытий электроконтактной приваркой (ЭКП) применяют металлические порошки различных составов, в основном ферромагнитные порошки типа ПЖ, Сормайт, ФБХ, ПГ-СР, ПР-НХСР и др. Наиболее простым способом подачи порошка в зону приварки является гравитационный (свободной подачей), при этом ферромагнитный порошок притягивается в зону приварки магнитным полем, образованным проходящим импульсом (до 0,2 с) тока.

Цель данного исследования – исследование влияния магнитного поля на ферромагнитные порошки при ЭКП.

Схема ЭКП свободной подачей ферромагнитного порошка приведена на рис. 1. Механизм вращения приводит во вращение деталь 3. Роликовые электроды 6 посредством механизма нагружения (на чертеже не показаны) прижимаются к детали и под действием силы трения вращаются в направлении, указанном стрелками. Кроме того, роликовые электроды имеют возможность перемещения вдоль детали. Питание осуществляется от сварочного трансформатора 8, в первичной цепи которого имеется контактор 7, которым управляет регулятор циклов сварки 6. Ферромагнитный порошок 4 поступает из бункера 5 к концам выходных каналов 2 и вследствие гравитации высыпается около зоны сварки. При прохождении импульса сварочного тока ферромагнитный порошок притягивается в зону сварки магнитным потоком  $F_{эм}$ ,

имеющим максимум напряженности в зоне контакта роликовый электрод – деталь, и приваривается к поверхности детали. При отсутствии сварочного тока (во время паузы) ферромагнитный порошок осыпается на деталь или роликовый электрод и при последующем импульсе тока втягивается в зону приварки.

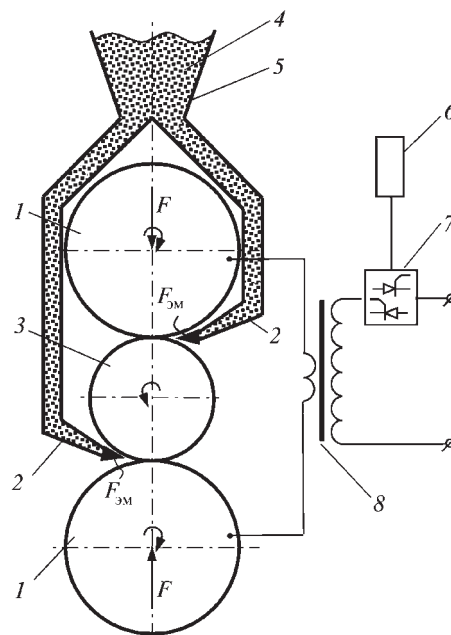


Рис. 1. Схема ЭКП ферромагнитных порошков

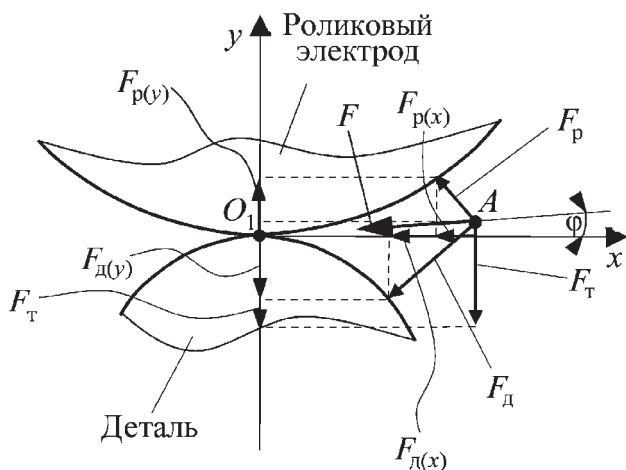


Рис. 2. Схема сил, действующих на ферромагнитную частицу во время импульса тока при ЭКП

Для описания поведения ферромагнитной частицы порошка при ЭКП необходимо определить силы, действующие на ферромагнитную частицу. Для расчета равнодействующей силы при импульсе тока рассмотрим все силы, действующие на ферромагнитную частицу при ее выходе из сопла (рис. 2). На частицу порошка действуют сила тяжести  $F_T$ , магнитная сила притяжения со стороны роликового электрода  $F_p$  и магнитная сила притяжения со стороны детали  $F_d$ . Известно [1], что магнитная сила притяжения, действующая на элемент площади ферромагнитного тела  $dS$  в однородном магнитном поле с индукцией в зазоре  $B$ ,

$$dF = \frac{B^2}{2\mu_0} dS, \quad (1)$$

где  $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$  Гн/м – магнитная постоянная.

Вычислив проекции сил  $F_T$ ,  $F_p$ ,  $F_d$  на оси  $x$  и  $y$ , находим равнодействующую силу

$$F = \sqrt{\Sigma F_x^2 + \Sigma F_y^2}.$$

При этом необходимо, чтобы равнодействующая всех сил была направлена в зону приварки ферромагнитного порошка (точку  $O_1$ ).

Для вычисления всех сил необходимо определить магнитную индукцию в точке  $A$ , создаваемую проходящим сварочным током.

Для оценки влияния тока, проходящего в роликовом электроде, рассмотрим схему на рис. 3, при этом расчет проводим, исходя из следующих предпосылок.

1. Проводимость роликового электрода и детали принимаем постоянной во всем объеме. Это предположение соответствует холодному состоянию, т.е. со-

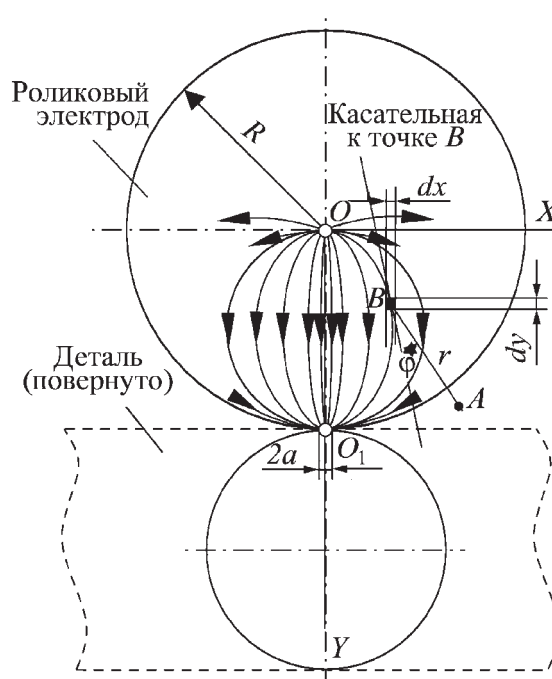


Рис. 3. Схема к расчету магнитной индукции в точке  $A$

стоянию в начале процесса нагрева, или равномерно нагретому материалу.

2. Ток считаем постоянным, т.е. влиянием промышленной частоты на его распределение пренебрегаем. Это предположение подкрепляется высокими плотностями тока при ЭКП.

Представим, что линии тока в роликовом электроде выходят из центра роликового электрода (точка  $O$ ) и замыкаются в точке контакта роликового электрода и детали (точка  $O_1$ ). Диаметры точек  $O$  и  $O_1$  принимаем равными величине зоны приварки от одного импульса тока  $2a$  (3...6 мм). Выберем декартову систему координат с центром в центре роликового электрода, а положительное направление осей  $x$  и  $y$  направим соответственно вправо и вниз. Координаты точки  $A$  обозначим через  $(a_1, a_2)$ , координаты точки  $B$  –  $(x, y)$ .

Элементарная магнитная индукция  $dB$ , созданная элементом тока  $dl$  в выбранной точке  $A$ , расположенной на расстоянии  $r$  от элемента тока [2]:

$$dB = \frac{\mu_a}{4\pi} \frac{idl \sin \phi}{r^2}, \quad (2)$$

где  $\mu_a$  – абсолютная магнитная проницаемость среды, в которой определяется индукция;

$i$  – ток на участке  $dl$ ,  $A$ ;

$\phi$  – угол между  $r$  и касательной к элементу тока  $dl$ ;

$r$  – расстояние между элементом тока  $dl$  до точки  $A$ , м.

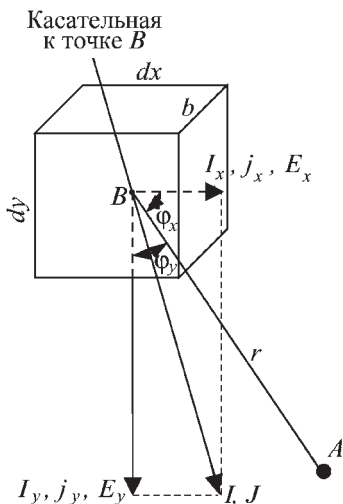


Рис. 4. Элемент  $dl$

Выделим на одной из линий тока элемент  $dl$  (рис. 4). Тогда

$$I_x = j_x b dy; \quad (3)$$

$$I_y = j_y b dx, \quad (4)$$

где  $I_x, I_y$  – соответственно  $x$ -я и  $y$ -я составляющие тока;

$b$  – ширина роликового электрода, м;

$dx, dy$  – соответственно ширина и высота элемента  $dl$ .

Согласно работе [2], закон Ома в дифференциальной форме для изотропных сред

$$\vec{j} = \lambda \vec{E}, \quad (5)$$

где  $\vec{j}$  – вектор плотности тока, А/м<sup>2</sup>;  $\lambda$  – удельная электрическая проводимость, См/м;  $\vec{E}$  – напряженность поля, В/м.

Тогда для составляющих можно записать

$$j_x = \lambda E_x; \quad (6)$$

$$j_y = \lambda E_y. \quad (7)$$

Подставляя выражения (6) и (7) в формулы (3) и (4), получим

$$I_x = \lambda E_x b dy; \quad (8)$$

$$I_y = \lambda E_y b dx. \quad (9)$$

Подставляя выражения (8) и (9) в формулу (4), получим магнитную индукцию в точке  $A$ , создаваемую составляющими тока  $I_x$  и  $I_y$ :

$$dB_{I_x} = \frac{\mu_a}{4\pi} \frac{I_x dx \sin \phi_x}{r^2} = \frac{\mu_a}{4\pi} \frac{\lambda E_x b dy dx \sin \phi_x}{r^2}; \quad (10)$$

$$dB_{I_y} = \frac{\mu_a}{4\pi} \frac{I_y dy \sin \phi_y}{r^2} = \frac{\mu_a}{4\pi} \frac{\lambda E_y b dx dy \sin \phi_y}{r^2}. \quad (11)$$

Для вычисления  $E_x$  и  $E_y$  рассмотрим электроды простой формы в виде двух одинаковых шаров радиуса  $a$ , расположенных в точках  $O$  и  $O_1$  с зарядами  $+q$  и  $-q$  (см. рис. 3), погруженных в однородную среду с удельной электрической проводимостью  $\lambda$ . Используя вывод формулы для расчета напряженности поля между двумя электродами из работы [2], получим

$$E = \frac{U}{2a}, \quad (12)$$

где  $U$  – разность потенциалов между точками  $O$  и  $O_1$ , В;  $a$  – радиус шаров в точках  $O$  и  $O_1$ , м.

С другой стороны, напряженность поля  $E = k \frac{q}{r'^2}$ .

На поверхности шара

$$E = k \frac{q}{a^2}. \quad (13)$$

Здесь  $k = \frac{1}{4\pi\epsilon\epsilon_0}$  – коэффициент;  $q$  – заряд, Кл;  $r'$  –

расстояние до рассматриваемой точки, м.

Приравняв выражения (12) и (13), получим

$$kq = \frac{aU}{2}. \quad (14)$$

Подставляя выражение (13) в формулу (14), с учетом схемы на рис. 5 получим

$$E_1 = \frac{aU}{2r_1^2} - \text{напряженность в точке } B \text{ от заряда } +q \text{ и}$$

$$E_2 = \frac{aU}{2r_2^2} - \text{напряженность в точке } B \text{ от заряда } -q,$$

где

$$r_1^2 = x^2 + y^2, \text{ м}; \quad (15)$$

$$r_2^2 = x^2 + (R-y)^2. \quad (16)$$

Представим составляющие напряженности, используя схему на рис. 5, в виде

$$E_{1x} = E_1 \cos \beta, \quad E_{1y} = E_1 \sin \beta, \quad E_{2x} = E_2 \cos \alpha, \\ E_{2y} = E_2 \sin \alpha.$$

Тогда

$$E_x = E_{1x} - E_{2x} = \\ = E_1 \cos \beta - E_2 \cos \alpha = \frac{aU}{2r_1^2} \cos \beta - \frac{aU}{2r_2^2} \cos \alpha; \quad (17)$$

$$E_y = E_{1y} + E_{2y} = E_1 \sin \beta + E_2 \sin \alpha = \\ = \frac{aU}{2r_1^2} \sin \beta + \frac{aU}{2r_2^2} \sin \alpha. \quad (18)$$



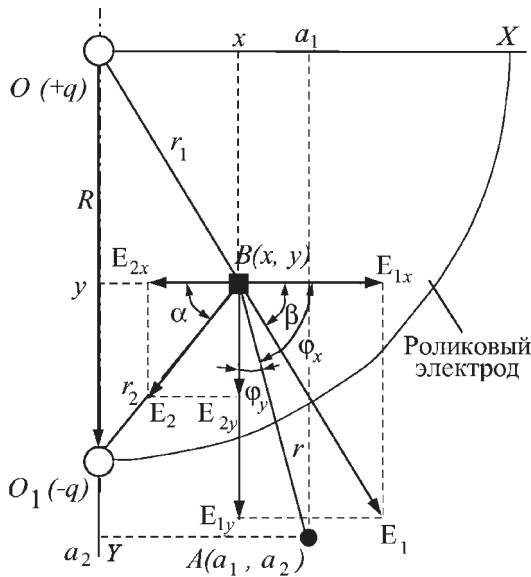


Рис. 5. Схема к расчету напряженности

Подставляя выражения (15) и (16) в формулы (17) и (18), получим

$$E_x = \frac{aU}{2(x^2 + y^2)} \cos\beta - \frac{aU}{2(x^2 + (R-y)^2)} \cos\alpha; \quad (19)$$

$$E_y = \frac{aU}{2(x^2 + y^2)} \sin\beta + \frac{aU}{2(x^2 + (R-y)^2)} \sin\alpha. \quad (20)$$

Из схемы на рис. 5 следует, что

$$\cos\beta = \frac{x}{\sqrt{x^2 + y^2}}; \quad \sin\beta = \frac{y}{\sqrt{x^2 + y^2}};$$

$$\cos\alpha = \frac{x}{\sqrt{x^2 + (R-y)^2}}; \quad \sin\alpha = \frac{R-y}{\sqrt{x^2 + (R-y)^2}};$$

$$r^2 = (a_1 - x)^2 + (a_2 - y)^2;$$

$$\sin\varphi_x = \frac{a_2 - y}{r} = \frac{a_2 - y}{\sqrt{(a_1 - x)^2 + (a_2 - y)^2}};$$

$$\sin\varphi_y = \frac{a_1 - x}{r} = \frac{a_1 - x}{\sqrt{(a_1 - x)^2 + (a_2 - y)^2}}.$$

Подставляем полученные выражения в формулы (10) и (11) и получаем окончательные решения:

$$dB_{I_x} = \frac{\mu_a \lambda ab U}{8\pi} \left( \frac{x}{(x^2 + y^2)^{3/2}} - \frac{x}{(x^2 + (R-y)^2)^{3/2}} \right) \times \frac{a_2 - y}{((a_1 - x)^2 + (a_2 - y)^2)^{3/2}} dx dy; \quad (21)$$

$$dB_{I_y} = \frac{\mu_a \lambda ab U}{8\pi} \left( \frac{y}{(x^2 + y^2)^{3/2}} + \frac{R-y}{(x^2 + (R-y)^2)^{3/2}} \right) \times \frac{a_1 - x}{((a_1 - x)^2 + (a_2 - y)^2)^{3/2}} dx dy. \quad (22)$$

Так как центр координат находится в центре роликового электрода, то целесообразно представить выражения (21) и (22) в полярных координатах, тогда

$$x = \tau \cos\theta, \quad y = \tau \sin\theta, \quad dx dy = \tau d\tau d\theta.$$

Подставляя полученные выражения для  $x$ ,  $y$  и  $dx dy$  в формулы (21) и (22), преобразуя и интегрируя полученные выражения, находим магнитную индукцию в точке  $A$ :

$$B_{I_x} = \frac{\mu_a \lambda ab U}{8\pi} \int_0^{2\pi} \int_a^R \left( \frac{\cos\theta}{\tau^2} - \frac{\tau \cos\theta}{(\tau^2 + R^2 - 2R\tau \sin\theta)^{3/2}} \right) \times \frac{a_2 - \tau \sin\theta}{((a_1 - \tau \cos\theta)^2 + (a_2 - \tau \sin\theta)^2)^{3/2}} \tau d\tau d\theta;$$

$$B_{I_y} = \frac{\mu_a \lambda ab U}{8\pi} \int_0^{2\pi} \int_a^R \left( \frac{\sin\theta}{\tau^2} + \frac{R - \tau \sin\theta}{(\tau^2 + R^2 - 2R\tau \sin\theta)^{3/2}} \right) \times \frac{a_1 - \tau \cos\theta}{((a_1 - \tau \cos\theta)^2 + (a_2 - \tau \sin\theta)^2)^{3/2}} \tau d\tau d\theta.$$

Для вычисления общей магнитной индукции  $B$  в точке  $A$  достаточно сложить  $B_{I_x}$  и  $B_{I_y}$ , получим

$$B = \frac{\mu_a \lambda ab U}{8\pi} \left( \int_0^{2\pi} \int_a^R \left( \frac{\cos\theta}{\tau^2} - \frac{\tau \cos\theta}{(\tau^2 + R^2 - 2R\tau \sin\theta)^{3/2}} \right) \times \frac{a_2 - \tau \sin\theta}{((a_1 - \tau \cos\theta)^2 + (a_2 - \tau \sin\theta)^2)^{3/2}} \tau d\tau d\theta + \int_0^{2\pi} \int_a^R \left( \frac{\sin\theta}{\tau^2} + \frac{R - \tau \sin\theta}{(\tau^2 + R^2 - 2R\tau \sin\theta)^{3/2}} \right) \times \frac{a_1 - \tau \cos\theta}{((a_1 - \tau \cos\theta)^2 + (a_2 - \tau \sin\theta)^2)^{3/2}} \tau d\tau d\theta \right). \quad (23)$$

Постоянные члены в выражении (23) могут принимать следующие значения:

$U = 0,4 \dots 0,2$  В;  $R = 0,02 \dots 0,15$  м;  $b = 0,005 \dots 0,012$  м;  $\mu_a = \mu\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$  Гн/м  $\approx 12,566371 \cdot 10^{-7}$  Гн/м ( $\mu = 1$  для воздуха);  $a_1$  и  $a_2$  определяют положение точки  $A$ .

Как следует из формулы (21), на магнитную индукцию  $B$  влияют разность потенциалов между точками  $O$  и  $O_1$ , радиус  $R$  и ширина  $b$  роликового электрода, положение точки  $A$  и проводимость роликового электрода.

Если за расчетную площадь ферромагнитной частицы (формула (1)) принять ее поперечное сечение (при условии использования сферических частиц), то

магнитную силу, действующую на частицу со стороны роликового электрода, можно представить в виде

$$F_p = \frac{\mu_a U^2 \lambda^2 a^2 b^2 d_1^2}{512 \pi} \times \left( \int_0^{2\pi R} \int_a \left( \frac{\cos \theta}{\tau^2} - \frac{\tau \cos \theta}{(\tau^2 + R^2 - 2R\tau \sin \theta)^{\frac{3}{2}}} \right) \times \frac{a_2 - \tau \sin \theta}{((a_1 - \tau \cos \theta)^2 + (a_2 - \tau \sin \theta)^2)^{\frac{3}{2}}} \tau d\tau d\theta + \int_0^{2\pi R} \int_a \left( \frac{\sin \theta}{\tau^2} + \frac{R - \tau \sin \theta}{(\tau^2 + R^2 - 2R\tau \sin \theta)^{\frac{3}{2}}} \right) \times \frac{a_1 - \tau \cos \theta}{((a_1 - \tau \cos \theta)^2 + (a_2 - \tau \sin \theta)^2)^{\frac{3}{2}}} \tau d\tau d\theta \right)^2,$$

где  $d_1$  – диаметр частицы, м.

Для расчета магнитной силы притяжения  $F_p$  необходимо вычислить определенный интеграл, для чего используем программу "Mathcad".

При равномерном распределении плотности тока по радиусу роликового электрода направление силы  $F_p$  определялось бы кратчайшим расстоянием до ролика, однако вследствие увеличения плотности тока по радиусу роликового электрода к зоне приварки направление силы  $F_p$  будет смещено относительно кратчайшего расстояния к зоне приварки порошка. Данное смещение, как показывают эксперименты, небольшое и находится в пределах 7...11°.

Угол, определяющий кратчайшее расстояние до роликового электрода,

$$\omega' = \arctg \frac{a_2}{a_1}. \quad (24)$$

Тогда при расчете угла наклона силы  $F_p$  относительно горизонтали ( $\omega$ ) достаточно вычесть значения угла, определенного по формуле (24) значение 9°. Данное упрощение обусловлено громоздкими расчетами угла наклона  $F_p$  и правомерно при небольших расстояниях до зоны приварки порошка (до 0,10 м) и небольшом смещении по вертикали от зоны приварки ( $\pm 0,01$  м).

Со стороны детали на ферромагнитную частицу порошка также влияет проходящий по детали ток, но создаваемая от этого тока магнитная индукция должна быть увеличена вследствие повышенной магнитной проницаемости материала детали (стали или чугуна). Однако эксперименты по определению разницы в силе притяжения стального шарика при непосредственном контакте шарика со стальной и бронзовой деталью (при одном и том же проходящем токе) не привели к достоверной разнице между измеряемыми величинами. Поэтому в расчетах магнитной силы притяжения, действующей на ферромагнитную частицу со стороны стальной детали, магнитную проницаемость детали принимаем равной единице.

Для определения магнитной индукции в точке  $A$  со стороны детали выделим тонкий слой на детали, плоскость которого перпендикулярна образующей детали и в этой плоскости находится ферромагнитная частица. Производя аналогичные вышеприведенным расчетам вычисления магнитной силы притяжения, действующей на ферромагнитную частицу со стороны выделенного тонкого слоя в детали, и принимая, что на ферромагнитную частицу влияет ток, описывающий сферу внутри детали (т.е. необходимо повернуть выделенный тонкий слой вокруг вертикальной оси на угол  $\pi$ ), находим силу притяжения:

$$F_d = \frac{\mu_a \lambda^2 b^2 a^2 U^2 d_1^2}{512 \pi} \left( \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_{-\pi}^{\pi} \int_a^R \left( \frac{\tau \cos \theta}{(\tau^2 + R_d^2 - 2R_d \tau \sin \theta)^{\frac{3}{2}}} - \frac{\tau \cos \theta}{(\tau^2 + R_d^2 + 2R_d \tau \sin \theta)^{\frac{3}{2}}} \right) \times \frac{2(a_2 - \tau \sin \theta) \cos \varphi}{((a_1 - \tau \cos \theta \cos \varphi)^2 + \tau^2 \cos^2 \theta \sin^2 \varphi + (a_2 - \tau \sin \theta)^2)^{\frac{3}{2}}} \tau d\tau d\theta d\varphi + \int_0^{\frac{\pi}{2}} \int_{-\pi}^{\pi} \int_a^R \left( \frac{R_d - \tau \sin \theta}{(\tau^2 + R_d^2 - 2R_d \tau \sin \theta)^{\frac{3}{2}}} + \frac{R_d + \tau \sin \theta}{(\tau^2 + R_d^2 + 2R_d \tau \sin \theta)^{\frac{3}{2}}} \right) \times \frac{2(a_1 - \tau \cos \theta \cos \varphi)}{((a_1 + \tau \cos \theta \cos \varphi)^2 + \tau^2 \cos^2 \theta \sin^2 \varphi + (a_2 - \tau \sin \theta)^2)^{\frac{3}{2}}} \tau d\tau d\theta d\varphi \right)^2.$$

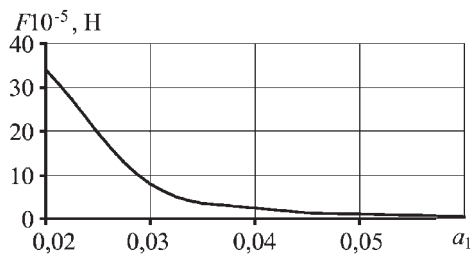


Рис. 6. Зависимость равнодействующей силы притяжения  $F$  от координаты ферромагнитной частицы  $a_1$

Выразим равнодействующую всех сил, действующих на ферромагнитную частицу (см. рис. 2):

$$F = \sqrt{\sum F_x^2 + \sum F_y^2} =$$

$$= \sqrt{(F_{p(x)} + F_{d(x)})^2 + (F_{p(y)} - F_{d(y)} - F_T)^2} =$$

$$= \sqrt{(F_p \cos \omega + F_d \cos \gamma)^2 + (F_p \sin \omega - F_d \sin \gamma - F_T)^2}.$$

Направление равнодействующей выразим через угол  $\psi$ :

$$\psi = \arctg \psi = \arctg \frac{\sum F_y}{\sum F_x}.$$

Зависимость равнодействующей силы притяжения  $F$  от расстояния до зоны приварки приведена на рис. 6 при следующих постоянных:  $U = 0,2$  В,  $d_1 =$

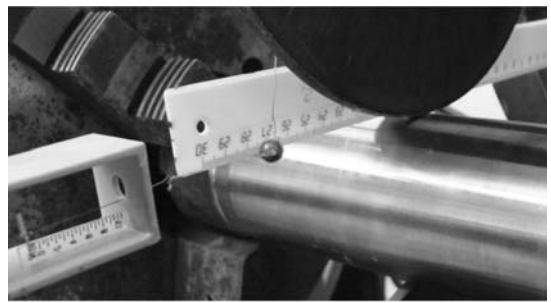


Рис. 7. Проведение эксперимента по определению равнодействующей магнитной силы притяжения со стороны роликового электрода

$= 0,0002$ ,  $a_2 = R = 0,15$  м для ролика,  $a_2 = R_d = 0,015$  м для детали,  $\lambda = 2,551 \cdot 10^7$  См/м.

Экспериментальную проверку равнодействующей магнитной силы притяжения, действующей на ферромагнитную частицу со стороны роликового электрода и детали, проводили с использованием динамометра типа ДПН (рис. 7). В качестве роликовых электродов использовали диски диаметром 294 мм, шириной 10 мм, изготовленные из бронзы БрНБТ, имеющей электрическую проводимость  $\lambda = 2,551 \cdot 10^7$  См/м. В качестве детали использовали цилиндр диаметром 80 мм из конструкционной качественной стали 35, имеющей электрическую проводимость  $\lambda = 6,25 \cdot 10^6$  См/м. В качестве ферромагнитного

Магнитная сила притяжения со стороны роликового электрода и детали

Параметры	Значения					
$a_1$ , см (эксперимент)	4,9±0,3	6±0,2	5,5±0,1	7±0,3	5,8±0,4	7,2±0,3
Роликовый электрод						
Разность потенциалов, В	$U = 0,11$		$U = 0,19$		$U = 0,26$	
$F$ , мН (расчет)	5,76	2,59	11	4,2	17	7,04
Деталь						
Разность потенциалов, В	$U = 0,24$		$U = 0,48$		$U = 0,61$	
$F$ , мН (расчет)	0,54	0,29	1,5	0,72	1,3	0,67
Равнодействующая (без силы тяжести)						
$F$ , мН (расчет)	5,76	2,6	11	4,4	17	7,24
$F$ , мН (эксперимент)	4,9±0,4	2,1±0,3	8,8±0,4	3,6±0,4	13,3±0,3	5,9±0,3
Расхождение, %	18	24	25	22	28	23
Равнодействующая						
$F$ , мН (расчет)	0,016	0,019	0,014	0,18	0,012	0,016

тела использовался стальной шарик из стали ШХ15 диаметром 8 мм.

Результаты экспериментов и теоретических расчетов приведены в таблице при следующих постоянных:

$$a = 0,002 \text{ м}; \quad b_d = 0,002 \text{ м}; \quad \lambda = 6,25 \cdot 10^6 \text{ См/м};$$

$$a_2 = R_d = 0,04 \text{ м для детали};$$

$$a = 0,002 \text{ м}; \quad b_p = 0,01 \text{ м}; \quad \lambda = 2,551 \cdot 10^7 \text{ См/м};$$

$$a_2 = R = 0,147 \text{ м для роликового электрода};$$

$$d_1 = 0,008 \text{ м – общая постоянная.}$$

### Выводы

1. На основании результатов решения задачи по расчету магнитного поля проводника сложной формы установлено, что основными параметрами, влияющими на магнитную силу притяжения при электроконтактной приварке, являются разность потенциалов; размеры ферромагнитной частицы, роликового электрода и детали; электрическая проводимость роликового электрода и детали.

2. Магнитная сила притяжения, действующая на ферромагнитную частицу при электроконтактной приварке, интенсивно убывает с увеличением расстояния до зоны приварки.

3. Используя формулу для расчета равнодействующей силы, действующей на ферромагнитную частицу, можно оценить максимальное расстояние до зоны приварки, при котором частица может залететь в зону сварки, т.е. можно рассчитать рациональное положение сопла выходного канала бункера.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Журавлев Ю.Н.** Активные магнитные подшипники: теория, расчет, применение. Санкт-Петербург: Политехника, 2003. 206 с.
2. **Калашников С.Г.** Электричество. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2003. 624 с.



## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ

### В МАШИНОСТРОЕНИИ: учебное пособие

**С.И. Богодухов, Е.В. Бондаренко, А.Г. Схиртладзе и др.**

Под общ. ред. **С.И. Богодухова**

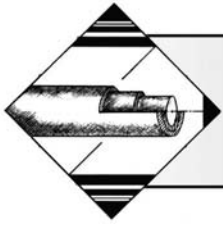
2009. – 640 с.: ил. ISBN: 978-5-217-03408-6

**Цена 660 р. с НДС**

Рассмотрены основные свойства и строение конструкционных материалов, технологические методы их производства, общая структура технологического процесса изготовления деталей, современная и перспективная технология получения заготовок из различных конструкционных материалов, технологические процессы обработки заготовок и формирования свойств, а также основы технологии сборки и контроля качества.

Для студентов высших учебных заведений, обучающихся по направлениям подготовки "Технология, оборудование и автоматизация машиностроительных производств" и "Конструкторско-технологическое обеспечение машиностроительных производств".

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



## Исследование рабочих нагрузок при финишном поверхностном пластическом деформировании в условиях комбинированного упрочнения ЭМО+ППД

*Рассмотрена технология комбинированного поверхностного упрочнения стальных изделий, включающая электромеханическую обработку и последующее поверхностное пластическое деформирование. Приведены результаты усталостных испытаний упрочненных образцов в зависимости от рабочих нагрузок при финишном пластическом деформировании. Разработан способ определения деформирующего усилия на инструмент при статическом поверхностном пластическом деформировании стали с различной термической обработкой. Полученные результаты могут служить основой оптимизации режимов комбинированного упрочнения деталей.*

**Ключевые слова:** технология, комбинированное поверхностное упрочнение, стальные изделия, электромеханическая обработка, поверхностное деформирование, усталостная прочность, усталостные испытания, рабочие нагрузки, термическая обработка, оптимизация режимов, детали, микротвердость, белый слой, структурные зоны.

*The technology of the combined surface hardening of the steel workpieces consist of electromechanical treatment and the subsequent surface plastic deformation is considered. Results of fatigue tests from working loads at finishing plastic deformation are received. The method of definition of deforming effort to the tool at static surface plastic deformation of a steel with various thermal treatment is developed. The received results can form a basis of optimization of modes of the combined hardening of details.*

**Keywords:** technology, combined surface hardening, steel workpieces, electromechanical treatment, surface plastic deformation, fatigue tests, fatigue strength, working loads, preliminary heat treatment, basis of optimization of modes, details, microhardness, white layer, structural zones.

В последние годы активно разрабатывают и внедряют в промышленность комбинированные методы поверхностного упрочнения деталей, основанные на использовании разнородных по своей природе процессов, оказывающих взаимное влияние друг на друга. Интерес к таким технологиям обусловлен возможностью управлять физико-механическими и эксплуатационными свойствами поверхностно упрочненных деталей. В данной работе рассматривается комбинированная технология поверхностного упрочнения: *электромеханическая обработка + поверхностное пластическое деформирование (ЭМО+ППД)*.

ЭМО заключается в пластической деформации металла при его одновременном интенсивном нагреве при пропускании электрического тока большой силы и низкого напряжения через зону контакта деформирующего инструмента с обрабатываемой поверхностью [1, 2]. Эффект упрочнения ЭМО достигается при реализации сверхбыстрых скоростей нагрева и охлаждения поверхности. В результате такой термической закалки поверхностного слоя и интенсивного теплоотвода в глубь материала образца формируется высокопрочный износостойкий поверхностный слой. Однако циклическая прочность деталей, поверхностно упрочненных ЭМО, существенно зависит от предварительной термической обработки материала (закалки с последующим высо-

ким, средним или низким отпуском). Упрочняющую обработку ППД проводят в данном случае как финишную операцию комбинированного процесса упрочнения деталей для изменения структурно-напряженного состояния поверхностного слоя с целью повышения сопротивления усталости, контактной выносливости и др. [2, 3].

В работе рассматривается методика рационального выбора рабочих нагрузок на инструмент при финишном поверхностном деформировании в технологии ЭМО+ППД стальных изделий с различной предварительной термической обработкой.

ЭМО проводили при следующих режимах: плотность тока  $j = 400 \text{ А/мм}^2$ ; напряжение  $U = 4...5 \text{ В}$ ; скорость обработки  $v = 9 \text{ м/мин}$ ; подача  $S = 0,8 \text{ мм/об}$ ; усилие на инструмент  $P = 300 \text{ Н}$ . Параметры финишной обработки ППД: рабочая нагрузка (деформирующее усилие на инструмент) варьируется в диапазоне  $P = 0,4...1,2 \text{ кН}$ ; подача  $S = 0,25 \text{ мм/об}$ ; число проходов  $n = 1$  (диаметр обкатного ролика 36 мм, профильный радиус ролика 4 мм). В результате такого воздействия формировался специфический высокопрочный поверхностный слой бесструктурного мартенсита толщиной  $h = 0,2 \text{ мм}$  и твердостью  $H_\mu = 8,0 \text{ ГПА}$ . Исследования проводили на образцах из среднеуглеродистой конструкционной стали 45 в нормализованном и зака-

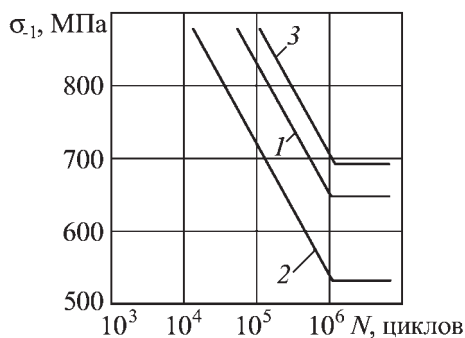


Рис. 1. Кривые усталости закаленной стали 45 после низкого отпуска:

1 – исходное состояние (закалка +  $T_{от} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ ); 2 – упрочнение ЭМО; 3 – упрочнение ЭМО+ППД

ленном состоянии (закалка + отпуск: высокий – до  $H_\mu = 2,2\text{ ГПа}$ , средний – до  $H_\mu = 3,5\text{ ГПа}$  и низкий – до  $H_\mu = 5,0\text{ ГПа}$ ). Выбор стали для исследования обусловлен прежде всего возможностью получения на стали данного химического состава высокопрочного "белого слоя". Физико-механические свойства и структурное состояние поверхностного слоя оценивали путем измерения микротвердости на приборе ПМТ-3. Нагрузка на индентор  $P$  составляла 0,5 Н, расстояние между отпечатками – 50 мкм.

Исследование усталостной прочности проводили на цилиндрических образцах согласно ГОСТ 25.502–79 на машине НУ-3000 по схеме чистого изгиба при вращении.

Ранее было установлено [4, 5], что поверхностное упрочнение ЭМО среднеуглеродистой стали 45 в нормализованном состоянии и после высокого отпуска ( $T_{от} = 600...700\text{ }^\circ\text{C}$ ) приводит к увеличению усталостной прочности. Так, предел выносливости увеличивается на 15...20 %, а долговечность в пределах ограниченной выносливости увеличивается более чем в 5 раз. Проведение ЭМО после низкого отпуска образцов ( $T_{от} = 200...300\text{ }^\circ\text{C}$ ) приводит к принципиально другому результату (рис. 1, кривая 2). Предел выносливости снижается с 650 до 530 МПа.

Для определения влияния предварительной термической обработки на усталостную прочность среднеуглеродистой закаленной стали, упрочненной ЭМО, проводили металлографические исследования упрочненной поверхности и приповерхностных слоев.

Результаты металлографических исследований показывают, что на определенной глубине за структурой "белого слоя" выявляется зона повышенной травимости, представляющая собой зону разупрочнения материала (что подтверждают результаты измерения микротвердости по глубине образцов [6]). Сопоставив результаты усталостных испытаний закаленной стали после низкого и высокого отпуска с особенностями структуры и распределения микротвердости в поверхностном слое стали (рис. 2), предположили, что одной из причин, снижающих эффективность применения ЭМО для закаленных сталей после низкого отпуска  $T_{от} < 300\text{ }^\circ\text{C}$ , является наличие значительной разупрочненной зоны (зоны вторичного отпуска).

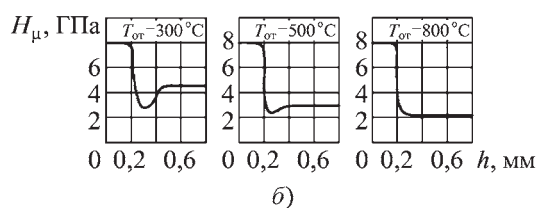
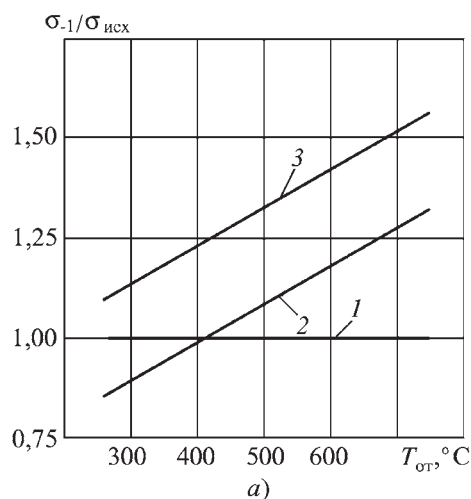


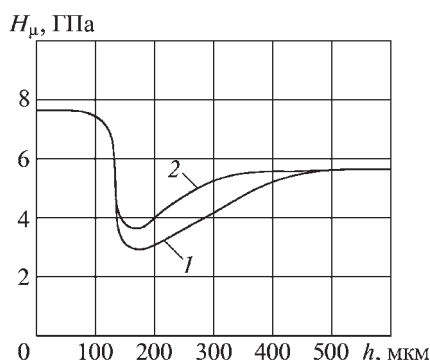
Рис. 2. Зависимость усталостной прочности упрочненных образцов (а) и распределения микротвердости (б) в поверхностном слое стали 45 от вида термической обработки:

1 – без упрочнения; 2 – упрочнение ЭМО; 3 – упрочнение ЭМО+ППД

Как известно, процессы отпуска в зоне термического влияния протекают с изменением объема, что способствует появлению дополнительных неблагоприятных растягивающих напряжений, интенсифицирующих процесс усталостного разрушения. Разупрочненный слой является областью интенсивного накопления повреждений, где начинается развитие усталостного разрушения. Устранить эти нежелательные эффекты ЭМО закаленной стали после среднего и низкого отпуска при сохранении приобретенных (наследственных) полезных свойств позволяет проведение финишной операции поверхностного пластического деформирования. ППД образцов в состоянии закалки с низким отпуском, предварительно упрочненных ЭМО, обеспечивает увеличение циклический прочности по сравнению с исходной на 15...20 %, при этом долговечность в области ограниченной выносливости увеличивается почти в 5 раз (рис. 1, кривая 3).

На рис. 2 приведено изменение усталостной прочности после ЭМО и ЭМО+ППД для закаленных образцов и после их отпуска при различных температурах. Кривая 2 соответствует зависимости области рационального применения ЭМО от вида предшествующей термической обработки. Видно, что повышение усталостной прочности после ЭМО наблюдается у закаленной стали после среднего и высокого отпуска.

Усталостная прочность сталей после низкого отпуска снижается по сравнению с исходным состоянием (рис. 2,



**Рис. 3. Изменение микротвердости по глубине поверхностного слоя стали 45 (закалка+низкий отпуск):**  
 1 – упрочнение ЭМО; 2 – упрочнение ЭМО+ППД

линия 1). В этой области (т.е. при температуре отпуска менее 400 °С) рекомендуется проведение дополнительной финишной операции ППД. Комбинированная обработка ЭМО+ППД более эффективна по сравнению с ЭМО для стали 45 в различных термоупрочненных состояниях (рис. 2, линия 3).

Проведение финишной операции ППД после ЭМО позволяет существенно повысить циклическую прочность углеродистых сталей после низкого и высокого отпуска, а также, не изменяя структуру и свойства "белого слоя", воздействовать на материал, ликвидируя неблагоприятные с точки зрения усталостной прочности остаточные напряжения в поверхностных слоях. Как показал проведенный анализ структурного состояния и распределения микротвердости, в зоне разупрочнения наблюдается некоторое увеличение микротвердости после ППД (рис. 3), что является косвенным подтверждением изменения напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя.

Результаты измерения микротвердости показывают, что структура практически не изменяется, однако после ППД макронапряжения становятся сжимающими [7], а их величина зависит от усилий обкатки (рабочих нагрузок на инструмент).

Полученные экспериментальные зависимости влияния рабочей нагрузки на инструмент и температуры отпуска на усталостную прочность описаны аналитически в виде выражения, аппроксимирующего экспериментальные данные. Точность аппроксимации оценивали по среднему квадратичному отклонению экспериментальных и расчетных данных.

В качестве характеристики усталостной прочности принят коэффициент поверхностного упрочнения  $K_v$ , представляющий отношение предела выносливости упрочненного материала  $\sigma_{-1}$  к пределу выносливости исходного образца без поверхностного упрочнения  $\sigma_{исх}$ :  $K_v = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{исх}}$ .

По результатам усталостных испытаний стальных образцов с различной предварительной термической обработкой (закалка+отпуск от различных температур), подвергнутых ЭМО+ППД, рабочую нагрузку  $P$  при ППД, необходимую для достижения заданного коэффициента поверх-

ностного упрочнения  $K_v$ , можно аппроксимировать следующей зависимостью:

$$P = (c - (c^2 + 4dT_{от}(a + bT_{от} - K_v))^{0.5})(2dT_{от})^{-1}. \quad (1)$$

Коэффициенты  $a, b, c, d$ , входящие в формулу (1), определяют на основе результатов усталостных испытаний стальных образцов с различной предварительной термической обработкой (закалка+отпуск от различных температур), упрочненных ЭМО+ППД по различным режимам.

Коэффициент  $a$  характеризует относительное изменение предела выносливости исходно закаленной (без отпуска) стали после ЭМО:

$$a = \frac{\sigma_{-1}^{зак + ЭМО}}{\sigma_{-1}^{зак}},$$

где  $\sigma_{-1}^{зак}$  – предел выносливости закаленной стали;  $\sigma_{-1}^{зак + ЭМО}$  – предел выносливости закаленной стали после ЭМО.

Коэффициент  $b$  определяет изменение предела выносливости стали после ЭМО в зависимости от температуры предварительного отпуска  $T_{от}$  и характеризует тангенс угла наклона прямой  $P = 0$  на рис. 4:

$$b = \left( \frac{\sigma_{-1}^{зак + T + ЭМО}}{\sigma_{-1}^{зак + T}} - a \right) / T_{от},$$

где  $\sigma_{-1}^{зак + T}$  – предел выносливости предварительно закаленной стали после отпуска от заданной температуры  $T_{от}$ ;  $\sigma_{-1}^{зак + T + ЭМО}$  – то же, после ЭМО.

Коэффициент  $c$  характеризует относительное изменение предела выносливости исходно закаленной (без отпуска) стали после ЭМО+ППД с заданной нагрузкой  $P$ :

$$c = \left( \frac{\sigma_{-1}^{зак + ЭМО + ППД}}{\sigma_{-1}^{зак}} - a \right) / P,$$

где  $\sigma_{-1}^{зак + ЭМО + ППД}$  – предел выносливости закаленной стали после ЭМО+ППД с известной рабочей нагрузкой  $P$ .

Коэффициент  $d$  определяет изменение предела выносливости стали после ЭМО и последующего ППД с заданной нагрузкой  $P$  в зависимости от температуры предварительного отпуска  $T_{от}$  стали и характеризует тангенс угла наклона соответствующей прямой (при  $P \neq 0$ ) на рис. 3:

$$d = \left( a + bT_{от} + cP - \frac{\sigma_{-1}^{зак + T + ЭМО + ППД}}{\sigma_{-1}^{зак + T}} \right) / (T_{от}P^2),$$

где  $\sigma_{-1}^{зак + T + ЭМО + ППД}$  – предел выносливости предварительно закаленной стали после отпуска от заданной температуры  $T$  с последующими ЭМО+ППД при известном усилии прижима инструмента  $P$ .

На рис. 4 приведены экспериментальные зависимости коэффициента поверхностного упрочнения  $K_v$  от температуры отпуска  $T_{от}$  закаленной стали и рабочей нагрузки  $P$  при финишном поверхностном пластическом деформировании в условиях комбинированного упрочнения ЭМО+ППД.

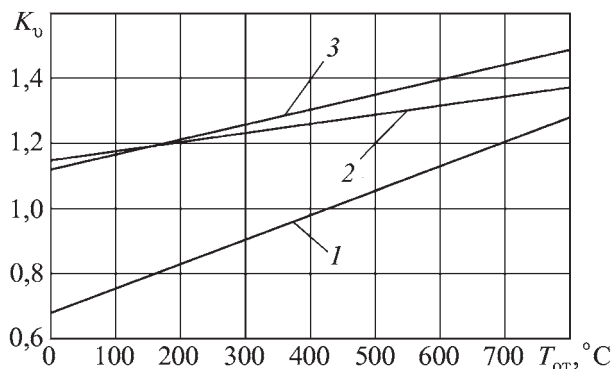


Рис. 4. Изменение коэффициента поверхностного упрочнения  $K_v$  от температуры отпуска  $T_{от}$  закаленной стали и деформирующей нагрузки  $P$  при финишном ППД комбинированного упрочнения ЭМО+ППД:

1–3 –  $P$  равна 0, 1200 и 1000 Н соответственно

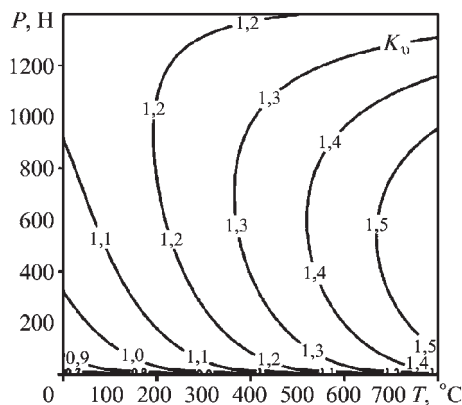


Рис. 5. Номограмма для определения коэффициента поверхностного упрочнения  $K_v$  закаленной стали 45, упрочненной ЭМО+ППД, в зависимости от температуры предварительного отпуска  $T_{от}$  стали и рабочей нагрузки на инструмент  $P$  при ППД

Номограмма, приведенная на рис. 5, построена на основе выражения (1). Номограмма позволяет оценить рабочую нагрузку поверхностного пластического деформирования  $P$  для достижения максимального эффекта упрочнения ( $K_v$ ) для закаленной стали после отпуска и комбинированного упрочнения ЭМО+ППД, а также температуру предварительного отпуска  $T_{от}$  стали для достижения требуемого эф-

фекта упрочнения после ЭМО+ППД с заданным усилием деформирования. Например, согласно результатам экспериментов, финишная операция ППД наиболее эффективна при рабочей нагрузке на инструмент  $P = 1000$  Н для стали после среднего и высокого отпуска ( $T_{от} > 400$  °С) и  $P = 1200$  Н для стальных деталей, подвергнутых низкому отпуску ( $T_{от} < 300$  °С).

### Выводы

1. Проведение поверхностного пластического деформирования как финишной операции после электромеханической обработки позволяет существенно повысить усталостную прочность деталей из среднеуглеродистой конструкционной стали в различных термоупрочненных состояниях.
2. Предложен метод рационального определения рабочей нагрузки на инструмент при финишном пластическом деформировании, обеспечивающей максимальный эффект упрочнения стальных изделий с различной предварительной термической обработкой.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Аскинази Б.М. Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. Л.: Машиностроение, 1989. 196 с.
2. Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / Багмутов В.П., Паршев С.Н., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.
3. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 327 с.
4. Повышение эксплуатационных характеристик закаленных сталей комбинированным поверхностным деформированием / Г.В. Маловечко, А.В. Федоров, Н.Г. Дудкина, А.Ю. Свитачев // Физико-химическая механика материалов. № 4. 1994. С. 108–110.
5. Дудкина Н.Г. Оценка усталостной прочности термообработанной среднеуглеродистой конструкционной стали после комбинированного упрочнения (ЭМО+ППД) // Механика. № 4. 1998. С. 28–31.
6. Дудкина Н.Г., Бурминская Л.Н., Свитачев А.Ю. Влияние термических процессов при ЭМО на формирование структуры поверхностного слоя закаленных углеродистых сталей // Физико-химическая механика материалов. № 5. 1995. С. 113–115.
7. Нерубай М.С., Овчинников А.П. Формирование остаточных напряжений при комбинированном электромеханическом и ультразвуковом упрочнении // В кн.: Поверхностное упрочнение деталей машин и инструментов. Куйбышев. 1976. С. 71–73.

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

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

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

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

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

Сдано в набор 26.01.09 г. Подписано в печать 24.03.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,35. Заказ 272. 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