

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 2(50)  
февраль  
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

**Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В.** Исследование механических свойств и напряженного состояния трехэлементных нитридных покрытий ..... 3



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

**Рымкевич А.И., Казанцев А.Г.** Моделирование напряженно-деформированного состояния и циклической прочности вала с кольцевой выточкой при обкатке роликом ..... 7

**Виноградов В.М.** Особенности проектирования инструментов для обработки зубчатых венцов с использованием холодного калибрования зубьев в качестве финишной операции ..... 13

**Губанов В.Ф.** Статистическое управление процессом алмазного выглаживания ..... 17

**Антонюк В.Е., Скороходов А.С., Рудый В.В.** Методические основы программного расчета режима нагружения динамической стабилизации фрикционных дисков ..... 20

**Кропоткина Е.Ю.** Релаксация остаточных напряжений по времени после поверхностного пластического деформирования ..... 27



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Федосов В.В., Федосова А.В.** Модель периферийного нагрева частиц при газопламенном нанесении покрытий ..... 32



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Шулов В.А., Крайников А.В., Пайкин А.Г., Быценко О.А., Энгелько В.И., Ткаченко К.И.** Модифицирование жаростойкого вакуумно-дугового покрытия NiCrAlY на поверхности лопаток из жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У и ЖС26НК сильноточными импульсными электронными пучками ..... 37

**Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А., Тересов А.Д., Филимонов С.Ю., Вострецова А.В., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Модификация низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком поверхности стали, легированной электровзрывным методом ..... 41

**Гуревич Ю.Г., Марфицин В.В.** Упрочнение поверхности стальных деталей электроконтактной химико-термической обработкой ..... 46

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 2 (50)  
February  
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

**Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Tcirkin A.V., Chihranov A.V.** Research of mechanical properties and intense conditions three-element PVD coatings . . . . . 3



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Rimkevich A.I., Kazantsev A.G.** Modelling of stress-strain state and cyclic strength of shaft with a round neck after rolling treatment . . . . . 7

**Vinogradov V.M.** The features of designing of the tools for processing of gears with using of cold calibration of teeth at finishing operation . . . . . 13

**Gubanov V.F.** Statistical process control diamond burnishing . . . . . 17

**Antonjuk V.E., Skorohodov A.S., Rudyi V.V.** Methodical bases of program calculation of the mode of loading of dynamic stabilization of frictional disks . . . . . 20

**Kropotkina E.Yu.** Relaxing of residual strain in time after surface plastic deformation . . . . . 27



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Fedosov V.V., Fedosova A.V.** Model peripheral heating the particles with flame coating . . . . . 32



### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Shulov V.A., Krainikov A.V., Paykin A.G., Bytsenko O.A., Engelko V.I., Tkachenko K.I.** Modification of refractory arc-vacuum NiCrAlY coatings on the surface of nickel-base alloy blades with intense pulsed electron beams . . . . . 37

**Ivanov Yu.F., Kolubaeva Yu.A., Teresov A.D., Filimonov S.Yu., Vostretsova A.V., Budovskikh E.A., Gromov V.E.** Low-energy electronic beam modification of steel surface alloyed by an electroexplosive method . . . . . 41

**Gurevich Yu.G., Marfitsyn V.V.** The surface hardening of steel parts by electric chemical-thermal treatment . . . . . 46

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



В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов  
(Ульяновский государственный технический университет)

## Исследование механических свойств и напряженного состояния трехэлементных нитридных покрытий\*

*Исследованы механические свойства и напряженное состояние легированных износостойких покрытий на основе нитрида титана. Показана взаимосвязь свойств покрытий и их химического состава, определены типы покрытий, которые могут обеспечить наибольшую работоспособность режущих инструментов.*

**Ключевые слова:** нанотехнологии, тепловое и напряженное состояния, износостойкость покрытия, режущий инструмент.

*Article is devoted to studying of mechanical properties and the intense condition of the alloyed wearproof PVD coatings on the basis of nitride of the titan. The interrelation of properties of PVD coatings and their chemical compound is shown, types of PVD coatings which can provide the greatest working capacity of cutting tools are certain.*

**Keywords:** nanotechnology, thermal and intensive condition, PVD-coating, cutting tool.

Механические свойства и напряженное состояние износостойких покрытий в процессе резания определяют эффективность и работоспособность режущего инструмента.

В данной работе исследовали трехэлементные нитридные покрытия типа  $TiMe_1Me_2N$  ( $Me_1 - Zr, Al, Si, Me_2 - Zr, Al, Si, Mo, Fe$ ) в сравнении с покрытиями двухэлементного состава. Изучали микротвердость системы покрытие – инструментальная основа  $H_{\mu}$ , которую определяли по известной методике с использованием пирамиды Виккерса, микротвердость покрытия  $H_{\mu}^0$ , полученную методом экстраполяции микротвердости на нулевую глубину проникновения индентора, твердость по Мейеру  $HM$ , модуль упругости  $E$ , предел текучести  $\sigma_T$ , вязкость разрушения  $K_{Ic}$ , коэффициент отслоения  $K_0$ . Напряженное состояние покрытий в процессе резания оценивали по остаточным напряжениям  $\sigma_{ост}$ , температурным напряжениям  $\sigma_{терм}$ , напряжениям  $\sigma_1$ , возникающим в покрытии в процессе резания, и суммарным напряжениям  $\sigma_0$ . Покрытия наносили на инструментальную основу – твердосплавные пластины МК8 и пластины из быстрорежущей стали Р6М5К5. При определении механических свойств и характеристик напряженного со-

стояния использовали методики, приведенные в работах [1, 2].

Результаты исследований механических свойств трехэлементных нитридных покрытий приведены в табл. 1 и 2, на рис. 1 и 2. Установлено, что применение трехэлементных покрытий приводит к увеличению значений микротвердости  $H_{\mu}$  и  $H_{\mu}^0$ . При этом  $H_{\mu}$  из-за малой толщины покрытия зависит от материала инструментальной основы, в то время как  $H_{\mu}^0$  не зависит от нее (см. табл. 1). Повышение содержания легирующего элемента приводит к увеличению микротвердости (см. рис. 1). Максимальное увеличение микротвердости  $H_{\mu}^0$  составило 14...22 % для покрытий системы  $TiAlMe_2N$ , 10...20 % – для  $TiZrMe_2N$  и 11...25 % – для  $TiSiMe_2N$ . При этом большие значения  $H_{\mu}^0$  характерны для покрытий, легированных цирконием, алюминием и кремнием, меньшие – хромом, железом и молибденом.

Легирование двухэлементных нитридных покрытий влияет на их прочность сцепления с инструментальной основой (см. табл. 1, рис. 1). Установлено, что повышение прочности сцепления с инструментальной основой вызывает легирование двухэлементных покрытий железом и алюминием, о чем свидетельствует снижение коэффициента  $K_0$ , остальные легирующие элементы ее уменьшают. Например, легирование покрытий  $TiAlN$ ,  $TiZrN$  и  $TiSiN$ , нанесенных на твердосплавную основу, железом снижает коэф-

\* Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 2006 – 2008 (№ 06-08-00400) "Теоретическое и экспериментальное исследование закономерностей разрушения многоэлементных покрытий режущего инструмента".

Таблица 1

Влияние состава покрытий  $TiAlMe_2N$  на микротвердость и коэффициент отслоения

Покрытие	Содержание легирующего элемента $Me_2$ , % мас.	$H_{\mu}$ , ГПа		$H_{\mu}^0$ , ГПа	$K_0$	
		МК8	Р6М5К5		МК8	Р6М5К5
TiAlN	—	37,8	36,5	38,4	0,91	0,29
TiAlFeN	1,22	42,2	41,1	43,7	0,79	0,23
TiAlMoN	4,12	42,6	41,9	44,0	1,44	0,54
TiAlCrN	5,96	44,9	44,0	46,5	1,21	0,39
TiAlZrN	12,17	45,3	43,3	46,4	1,26	0,38
TiAlSiN	0,83	45,7	43,8	46,9	1,28	0,38

Таблица 2

Влияние состава покрытий  $TiSiMe_2N$  на механические свойства

Покрытие	Содержание легирующего элемента $Me_2$ , % мас.	$E$ , ГПа	НМ, ГПа	$\sigma_r$ , ГПа	$K_{1cp}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>
TiSiN	—	350	37,39	11,17	14,46
TiSiFeN	1,36	368	41,53	12,29	14,27
TiSiMoN	4,75	383	41,61	12,29	14,73
TiSiCrN	11,37	388	43,64	12,84	14,97
TiSiAlN	9,16	418	46,54	13,57	16,28
TiSiZrN	24,74	403	44,64	13,09	15,79

коэффициент  $K_0$  на 12...33 %, покрытий TiZrN и TiSiN алюминием – на 21...23 % (в зависимости от состава покрытия). Легирование покрытий TiAlN хромом, молибденом, цирконием и кремнием увеличивает коэффициент  $K_0$  на 39...59 %, что свидетельствует о снижении прочности сцепления. Для покрытий, нане-

сенных на быстрорежущую основу, наблюдается аналогичное влияние легирующих элементов на прочность их сцепления с инструментальной основой.

Легирование двухэлементных покрытий увеличивает модуль Юнга  $E$  (см. табл. 2, рис. 2). Наибольшее

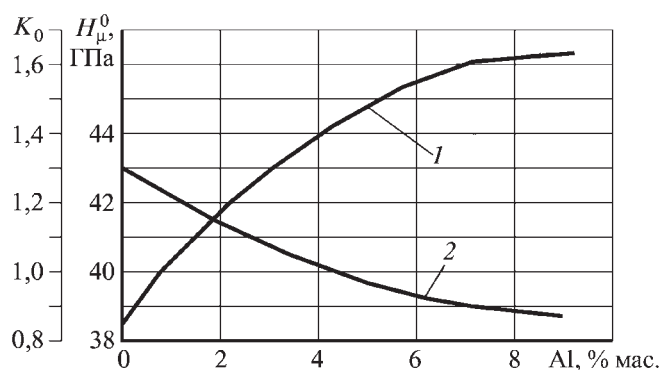


Рис. 1. Зависимость микротвердости  $H_{\mu}^0$  (1) и коэффициента отслоения  $K_0$  (2) покрытия TiZrAlN (инструментальная основа МК8) от содержания алюминия

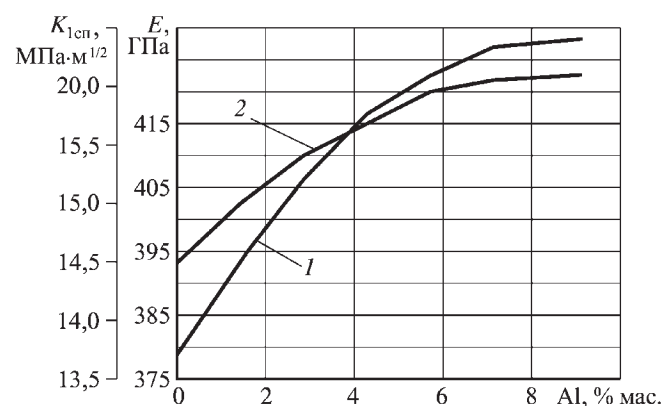


Рис. 2. Зависимость модуля Юнга  $E$  (1) и вязкости разрушения  $K_{1cp}$  (2) покрытия TiZrAlN (инструментальная основа МК8) от содержания алюминия

Влияние состава покрытий  $TiZrMe_2N$ , нанесенных на твердосплавную основу, на напряженное состояние

Покрытие	Содержание легирующего элемента $Me_2$ , % мас.	$\sigma_1$ , МПа	$\sigma_{ост}$ , МПа	$\sigma_{терм}$ , МПа	$\sigma_0$ , МПа
TiZrN	–	613	– 1256	– 1906	– 2549
TiZrFeN	1,35	591	– 1138	– 2051	– 2598
TiZrMoN	4,73	611	– 1599	– 2106	– 3090
TiZrCrN	11,28	612	– 1422	– 2145	– 2955
TiZrAlN	9,25	629	– 1413	– 2234	– 3018
TiZrSiN	0,49	616	– 1648	– 2143	– 3175

повышение вызывает легирование алюминием, цирконием и кремнием. Так, введение в состав покрытий TiSiN алюминия и циркония повышает модуль Юнга на 19...20 %. Легирование покрытий TiZrN алюминием и кремнием увеличивает его на 12 %, покрытий TiAlN кремнием и цирконием – соответственно на 14 и 20 %. В меньшей степени повышает модуль Юнга введение в состав покрытий TiAlN, TiZrN и TiSiN хрома, железа и молибдена (на 3...11 % в зависимости от состава покрытия).

Увеличение микротвердости  $H_{\mu}^0$  трехэлементных нитридных покрытий ведет к повышению твердости по Мейеру НМ, что наряду с изменением  $E$  вызывает повышение  $\sigma_T$  (см. табл. 2). Так, при легировании покрытия TiAlN хромом, цирконием и кремнием повышение  $\sigma_T$  составило 18...19 %, а железом и молибденом – 12...13 %. Для покрытий TiZrN, легированных хромом, алюминием и кремнием, значение  $\sigma_T$  увеличилось на 13...17 %. Легирование покрытия TiSiN цирконием, алюминием и хромом повысило  $\sigma_T$  на 16...21 %. В меньшей степени изменяется  $\sigma_T$  при легировании покрытий железом и молибденом.

Увеличение значений  $E$  и  $\sigma_T$  трехэлементных покрытий приводит к изменению их вязкости разрушения  $K_{Icn}$  (см. табл. 2, рис. 2). Введение в состав покрытия TiAlN железа, хрома и молибдена несколько уменьшает  $K_{Icn}$  (на 4 %), а циркония и кремния, наоборот, повышает на 7 и 15 % соответственно. Дополнительное легирование покрытия TiZrN кремнием и алюминием вызывает увеличение  $K_{Icn}$  на 10...12 %, хромом и молибденом – практически ее не изменяет, а железом – несколько снижает (на 4 %). Легирование покрытия TiSiN железом также ведет к некоторому снижению  $K_{Icn}$ , молибденом и хромом – незначительно ее увеличивает. Наибольшее повышение  $K_{Icn}$  наблюдается для покрытий TiSiZrN и TiSiAlN – соответственно на 9 и 13 %.

Легирование двухэлементных покрытий ведет к изменению действующих в них напряжений (табл. 3, рис. 3). Так, легирование покрытий TiAlN, нанесенных на твердосплавную основу, хромом, цирконием и кремнием вызывает рост напряжений  $\sigma_1$ , а легирование железом и молибденом практически не изменяет их величину. Для покрытий TiZrN и TiSiN, легированных железом, молибденом и хромом, наблюдается незначительное снижение напряжений  $\sigma_1$ . Легирование данных покрытий алюминием и кремнием, наоборот, вызывает их повышение. Такое неоднозначное изменение напряжений  $\sigma_1$  при легировании покрытий связано с различным влиянием легирующих элементов на увеличение модуля Юнга и снижение напряжений, действующих в инструментальной основе. Для покрытий, нанесенных на быстрорежущую основу, наблюдается аналогичное влияние легирующих элементов на величину напряжения  $\sigma_1$ , но степень их влияния меньше.

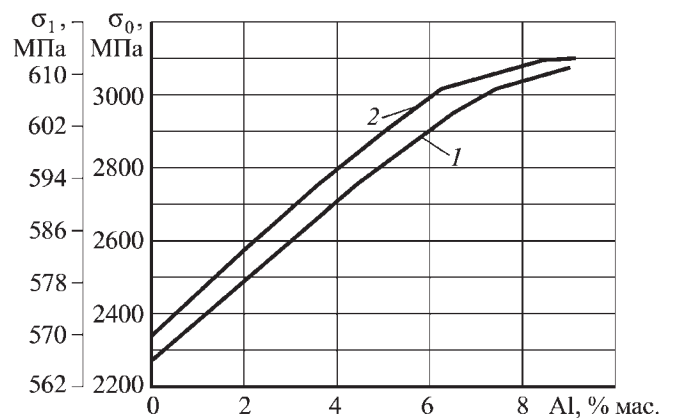


Рис. 3. Зависимость напряжений  $\sigma_1$  (1) и суммарных напряжений  $\sigma_0$  (2) покрытия TiZrAlN (инструментальная основа МК8) от содержания алюминия



Для трехэлементных покрытий, нанесенных на твердосплавную основу, характерны более высокие сжимающие температурные напряжения  $\sigma_T$  по сравнению с двухэлементными. Так, легирование покрытий  $\text{TiZrMe}_2\text{N}$  железом, молибденом и хромом повышает напряжения  $\sigma_T$  на 9...12 %, а легирование алюминием и кремнием – на 15...17 %. Введение железа в покрытие  $\text{TiSiMe}_2\text{N}$  способствует увеличению  $\sigma_T$  на 4 %, молибдена и хрома – на 8...9 %, циркония и алюминия – на 13...16 %. Наибольшее увеличение  $\sigma_T$  наблюдается при использовании покрытий на основе  $\text{TiAlN}$ : 10...13 % при легировании их железом, молибденом и хромом и 16 и 21 % – цирконием и кремнием соответственно.

При нанесении покрытия на быстрорежущий инструмент возникающие температурные напряжения являются растягивающими, что обусловлено различием температурных коэффициентов линейного расширения материалов инструментальной основы и покрытия. Легирование двухэлементных покрытий вызывает повышение в них растягивающих температурных напряжений  $\sigma_T$ . Так, для покрытий  $\text{TiAlN}$  и  $\text{TiZrN}$ , легированных железом, хромом и молибденом, наблюдается увеличение  $\sigma_T$  на 8...12 %. Наибольшее повышение  $\sigma_T$  наблюдается при легировании покрытий  $\text{TiAlN}$  цирконием (до 14 %) и кремнием (до 18 %), а покрытий  $\text{TiZrN}$  – алюминием и кремнием (до 15 %). Введение железа в состав покрытий  $\text{TiSiN}$  практически не вызывает изменения  $\sigma_T$ , молибдена и хрома – повышает на 5...6 %, алюминия и циркония – на 10...13 %.

Легирование двухэлементных покрытий приводит к изменению остаточных сжимающих напряжений  $\sigma_{\text{ост}}$  (см. табл. 2). При легировании данных покрытий железом наблюдается снижение  $\sigma_{\text{ост}}$ , остальные легирующие элементы их повышают. Так, введение железа в покрытия  $\text{TiAlN}$  и  $\text{TiZrN}$ , нанесенные на твердосплавную основу, приводит к снижению  $\sigma_{\text{ост}}$  на 11 %, в покрытие  $\text{TiSiN}$  – на 15 %. Легирование данных покрытий другими элементами увеличивает  $\sigma_{\text{ост}}$  на 30...88 % в зависимости от легирующего элемента. Наибольший рост остаточных напряжений наблюдается при легировании покрытий  $\text{TiAlN}$  кремнием, цирконием и хромом, покрытий  $\text{TiZrN}$  – кремнием и молибденом, покрытий  $\text{TiSiN}$  – алюминием, цирконием, хромом и молибденом. Аналогичное влияние легирующих элементов на остаточные напряжения в двухэлементных покрытиях наблюдается и при нанесении их на быстрорежущую основу.

Изменение напряжений  $\sigma_1$ ,  $\sigma_{\text{ост}}$  и  $\sigma_T$  отражается на суммарных напряжениях  $\sigma_0$ , действующих в покрытии в процессе резания. При этом степень влияния легирующих элементов на  $\sigma_0$  различна. Так, легирование железом покрытий  $\text{TiAlN}$ , нанесенных на твердосплавную основу, незначительно (до 4 %) повышает суммарные сжимающие напряжения. Введение в состав данных покрытий молибдена увеличивает  $\sigma_0$  на 21 %, а хрома, циркония и кремния – на 41...47 %. Для покрытий  $\text{TiZrN}$ , легированных железом, также практически не наблюдается изменение  $\sigma_0$ . Легирование данных покрытий молибденом, хромом, алюминием и кремнием увеличивает суммарные сжимающие напряжения на 18...30 %. Введение железа в состав покрытий  $\text{TiSiN}$  снижает напряжения  $\sigma_0$  на 6 %, а молибдена, хрома, алюминия и циркония – повышает их на 18...31 % в зависимости от легирующего элемента.

При легировании железом двухэлементных покрытий, нанесенных на быстрорежущую основу, суммарные сжимающие напряжения уменьшаются, а в случае покрытий  $\text{TiAlMe}_2\text{N}$  они становятся растягивающими. Легирование двухэлементных покрытий другими элементами, как и в случае твердосплавной основы, вызывает рост сжимающих суммарных напряжений. Для покрытий  $\text{TiAlN}$  наибольшее повышение суммарных напряжений наблюдается при легировании их молибденом, цирконием и хромом (в 2,5...3,5 раза); для покрытий  $\text{TiZrN}$  – при легировании алюминием и кремнием (на 51 и 73 %); для покрытий  $\text{TiSiN}$  – при легировании цирконием, алюминием и хромом (на 47 и 62 %).

Таким образом, проведенные исследования показали, что трехэлементные нитридные покрытия по сравнению с двухэлементными имеют более высокие механические свойства и более высокий уровень сжимающих суммарных напряжений, действующих в них в процессе резания, что должно обеспечить повышение работоспособности режущего инструмента.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Табаков В.П., Чихранов А.В. Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающего в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 225 с.
2. Механические свойства ионно-плазменных износостойких покрытий / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 11. С. 50–52.



А.И. Рымкевич, А.Г. Казанцев (ЦНИИТМАШ, Москва)

## Моделирование напряженно-деформированного состояния и циклической прочности вала с кольцевой выточкой при обкатке роликом

С использованием метода конечных элементов выполнено моделирование процесса поверхностного пластического деформирования — упрочняющей обработки обкаткой роликом кольцевой выточки в валу. Получены зависимости остаточных напряжений от изменения диаметра вала в сечении с выточкой в результате обкатки. На основе теории подобия усталостного разрушения оценены пределы выносливости вала по моменту зарождения трещины и окончательному разрушению с учетом остаточных напряжений и условий остановки поверхностной трещины. Установлено соответствие полученных результатов известным экспериментальным данным для образцов с кольцевой выточкой до и после обкатки.

**Ключевые слова:** поверхностное пластическое деформирование, остаточные напряжения, метод конечных элементов, циклическая прочность, коэффициент интенсивности напряжений, рост трещины.

*Residual stress and strain in shaft with a round neck after surface rolling treatment was modelled by finite element method. The values of residual stress was obtained for shafts with different sizes. By use of fatigue similarity theory a value of cyclic durability for moments of appearance crack and total fracture was calculated. Good agreement for account and experimental values for specimens with round neck before and after surface rolling treatment was shown.*

**Keywords:** surface plastic deformation, residual stress, finite element method, cyclic strength, stress intensity coefficient, crack growth.

Применение методов *поверхностного пластического деформирования* (ППД) — дробеструйной обработки, обкатки роликом, алмазного выглаживания и др. — позволяет значительно повысить пределы выносливости деталей машин и их срок службы. Выбор параметров упрочнения (усилия и глубины вдавливания, диаметра индентора и др.), обеспечивающих необходимый эффект, зависит от размеров и формы детали, а также механических свойств конструкционного материала и проводится на основе результатов испытаний на усталость натуральных деталей или малоразмерных образцов. При переходе от образцов к натурным деталям возникают определенные проблемы, обусловленные недостаточной информацией о характере распределения и величине *остаточных напряжений и деформаций* (ОНД) в поверхностных слоях металла, степени наклепа, параметрах цикла действующих суммарных (остаточных и эксплуатационных) напряжений. Вследствие этого достаточно сложно оценить эквивалентность режимов ППД на образцах и натуральных изделиях с точки зрения его влияния на сопротивление усталости.

В данной работе выполнен анализ ОНД, возникающих при обкатке роликом кольцевой выточки на валу (наружный диаметр вала  $d_n$  варьировали от 20 до 360 мм, глубина выточки составляла 3,1 мм, угол при ее вершине —  $60^\circ$ , радиус закругления — 0,5 мм). Приведенный расчетный подход позволяет наряду с определением ОНД перейти к последующей оценке суммарных напряжений и предела выносливости при заданном виде нагружения с учетом масштабного фактора, асимметрии цикла, наклепа материала и других параметров, а также оценить период распространения усталостной трещины и возможность ее остановки в поле действия сжимающих остаточных напряжений.

Процесс обкатки вала из стали 40ХГНМФ (предел текучести 875 МПа, предел прочности 1000 МПа) моделировали с использованием *метода конечных элементов* (МКЭ) в осесимметричной постановке. Взаимодействие поверхности впадины выточки на валу и ролика описывали контактными конечными элементами, позволяющими учесть трение и проскальзывание контактирующих поверхностей. Остаточные на-

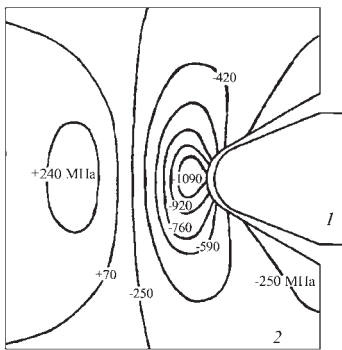


Рис. 1. Распределение остаточных осевых напряжений  $\sigma$  у вершины выточки: 1 – ролик; 2 – вал

пряжения определяли за два шага: первый – прямой ход – вдавливание ролика на заданную глубину  $\Delta d$ ; второй – обратный ход – разгрузка. Задачу решали в геометрически нелинейной постановке с учетом больших деформаций. Материал ролика рассматривали как идеально упругий. Поведение материала вала при упругопластическом деформировании описывалось на основе диаграммы деформирования с упрочнением в истинных напряжениях и деформациях.

Возникающие при обкатке локальные пластические деформации приводят к некоторому небольшому изменению диаметра вала  $\Delta d$  в сечении с выточкой, которое легко измерить после ППД. Данная величина позволяет оценить степень силового воздействия ролика на вал и может рассматриваться как основной параметр, определяющий ОНД. При расчете  $\Delta d$  определяли как удвоенную разность между глубиной вдавливания при прямом ходе ролика и обратным радиальным перемещением впадины выточки после разгрузки (обратного хода ролика).

На рис. 1 приведено полученное расчетным путем поле остаточных осевых напряжений  $\sigma$  вокруг кольцевой выточки для вала диаметром 135 мм при  $\Delta d = 0,675$  мм, на рис. 2 – распределение  $\sigma$  по сечению вала ( $d_n = 20...360$  мм) при  $\Delta d$  около 1,3 мм (координата  $s$  отсчитывается от вершины канавки), на рис. 3 – изменение максимальных остаточных сжимающих напряжений  $\sigma_{max}$  и смещение положения их максимума на величину  $R$  в направлении к оси вала в

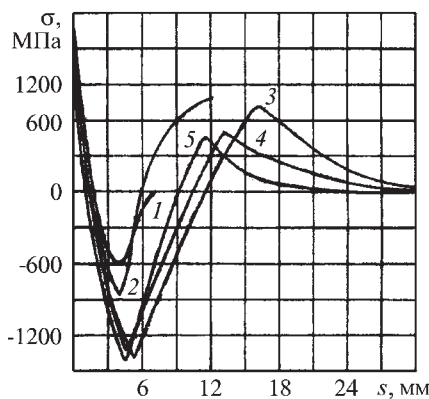


Рис. 2. Изменение остаточных осевых напряжений  $\sigma$  по толщине  $s$ : 1–5 –  $d_n$  равен 20, 30, 65, 135 и 360 мм соответственно

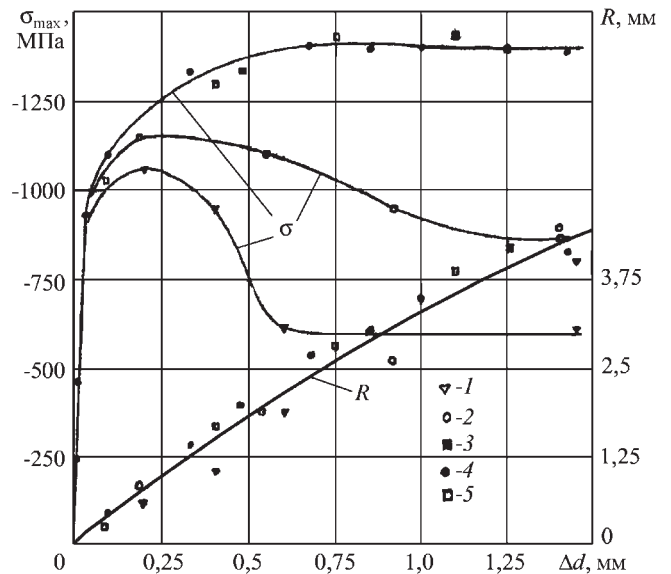


Рис. 3. Зависимость максимальных остаточных сжимающих напряжений  $\sigma_{max}$  и положения их максимума  $R$  от остаточного изменения диаметра  $\Delta d$ : 1–5 – см. рис. 2

зависимости от остаточного изменения диаметра вала у вершины выточки  $\Delta d$  при различных значениях  $d_n$ , на рис. 4 – то же, для остаточных растягивающих напряжений под поверхностью. На рис. 5 и 6 приведены зависимости осевой остаточной пластической деформации  $\epsilon$  и остаточных напряжений  $\sigma$  на поверхности выточки от  $\Delta d$  соответственно.

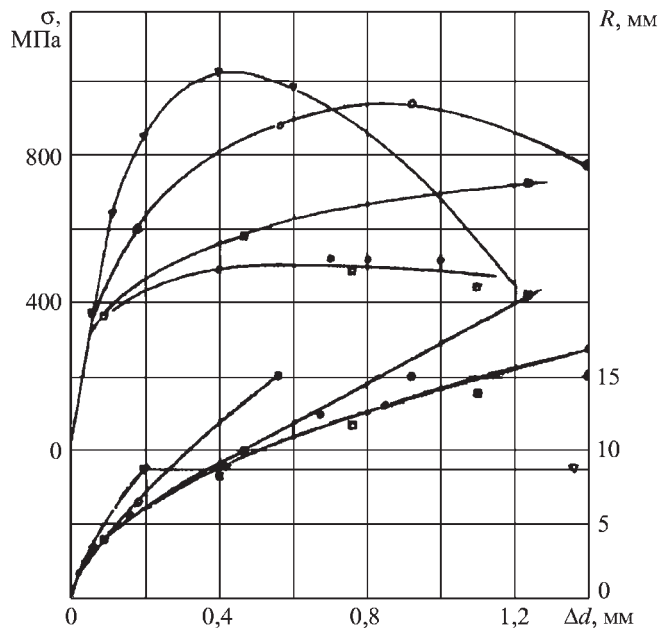


Рис. 4. Зависимость подповерхностных остаточных растягивающих напряжений  $\sigma$  от остаточного изменения диаметра  $\Delta d$  (обозначения – см. рис. 3)



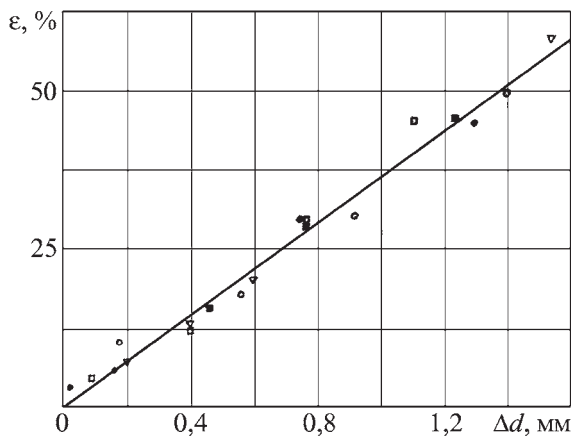


Рис. 5. Зависимость остаточной пластической деформации  $\epsilon$  на поверхности выточки от глубины вдавливания (обозначения – см. рис. 3)

Как следует из приведенных данных, при увеличении  $\Delta d$  область максимальных остаточных сжимающих напряжений смещается в направлении к оси вала по закону, близкому к линейному, независимо от диаметра вала. С увеличением диаметра вала до  $d_n = 65$  мм максимум сжимающих напряжений возрастает, при  $d_n > 135$  мм его величина практически не изменяется (при  $\Delta d = \text{const}$ ) (см. рис. 3). Остаточные напряжения у поверхности выточки сначала возрастают в направлении сжатия, а затем уменьшаются и становятся растягивающими (рис. 6), их величина практически не зависит от диаметра вала. Область высоких остаточных растягивающих напряжений возникает также на некотором удалении  $R$  от зоны максимальных сжимающих напряжений в направлении оси вала (см. рис. 4). При малых значениях  $d_n$  эта область мо-

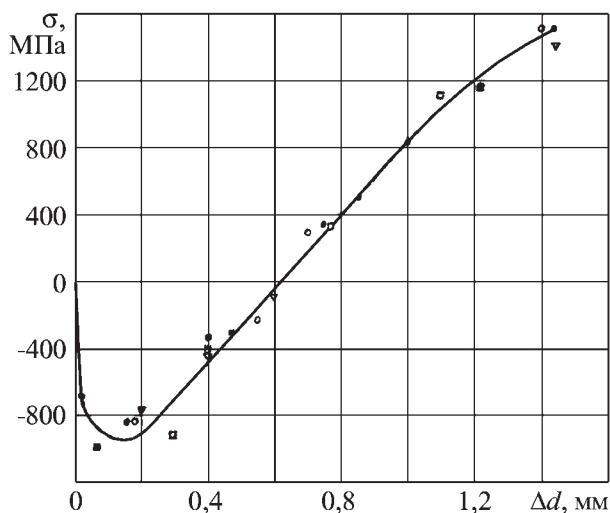


Рис. 6. Зависимость остаточных напряжений  $\sigma$  на поверхности выточки от изменения диаметра (обозначения – см. рис. 3)

жет охватывать всю центральную часть вала (см. рис. 2). Локальная пластическая деформация на дне выточки в рассмотренном диапазоне значений глубины вдавливания достигает 50 % и более и возрастает с увеличением глубины вдавливания по закону, близкому к линейному (см. рис. 5). При выборе параметров обкатки, обеспечивающих максимальную циклическую прочность, необходимо, чтобы при заданном уровне нагрузки в случае возникновения трещины на поверхности выточки ее рост останавливал поле сжимающих напряжений. Вторая зона потенциального возникновения трещины – область с растягивающими остаточными напряжениями, расположенная в более глубоких слоях по толщине, должна быть по возможности удалена от концентратора напряжений и находиться в поле действия низких рабочих напряжений. Последнее легко реализуется в случае изгиба или кручения, когда напряжения уменьшаются в направлении к оси вала.

Ниже приведены результаты анализа условий зарождения, распространения и остановки трещины в зависимости от режима ППД применительно к валу с наружным диаметром  $d_n = 135$  мм. Рассмотрен случай нагружения вала циклическим растяжением–сжатием. При нагружении вала по симметричному циклу в поверхностных слоях у дна выточки вследствие наличия остаточных напряжений максимальное осевое напряжение будет изменяться по асимметричному циклу с величиной среднего напряжения, равной соответствующей составляющей остаточных напряжений.

В этом случае предельная амплитуда напряжений  $\sigma_r$  описывается выражением [1]

$$\sigma_r = \sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_m, \quad (1)$$

где  $\sigma_{-1}$  – предел выносливости при симметричном цикле;  $\psi_\sigma$  – параметр, характеризующий чувствительность материала к асимметрии цикла (для стали 40ХГНМФ  $\psi_\sigma = 0,225$ );  $\sigma_m$  – среднее напряжение цикла. Собственно наклеп материала, обусловленный интенсивностью пластической деформации  $\epsilon_{ip}$ , повышает сопротивление усталости.

В результате обработки экспериментальных данных [2] для определения предела выносливости после пластической деформации  $\sigma_r^{(H)}$  (в номинальных напряжениях по нетто-сечению) получено соотношение

$$\sigma_r^{(H)} = (\sigma_{-1} + c\epsilon_{ip} - \psi_\sigma \sigma_m) / \alpha_\sigma, \quad (2)$$

где  $c = 0,0075$  МПа;  $\alpha_\sigma$  – теоретический коэффициент концентрации упругих напряжений (принятый в данном случае при расчете МКЭ равным 4,5).

В области многоциклового нагружения влияние конструктивных особенностей (уровня концентрации напряжений, масштабного фактора, вида нагружения) на средние значения и коэффициенты вариации пределов выносливости валов наиболее полно может быть учтено на основе теории подобия усталостного разрушения.

В соответствии с данным подходом, в основе которого лежит теория прочности "наиболее слабого звена" Вейбулла, функция распределения пределов выносливости имеет вид

$$J = -2,3 \lg(1 - P) = \int_{F_{II}} \left[ \frac{\sigma_{\max} f(x, y) - u}{s_0} \right]^m \frac{dF}{F_0}, \quad (3)$$

где  $P = P(\sigma_{\max})$  – вероятность появления усталостной трещины при максимальном первом главном напряжении в зоне концентрации, не превышающем заданное значение  $\sigma_{\max}$ ;  $f(x, y)$  – безразмерная функция, описывающая эпюру распределения первого главного напряжения по поперечному сечению;  $u, s_0, m$  – параметры распределения Вейбулла;  $F_0$  – площадь единичного элемента;  $F_{II}$  – зона интегрирования, определяемая условием  $\sigma_{\max} > u$ ;  $u$  – минимальная граница пределов выносливости.

При линейной аппроксимации распределения напряжений в зоне интегрирования из выражения (3) после ряда преобразований получено уравнение подобия в форме, соответствующей нормальному распределению  $x = \lg(\xi - 1)$  [1]:

$$\lg(\xi - 1) = -v_{\sigma} \lg \theta + u_p S,$$

где  $\xi = \sigma_{\max}/u$ ;  $v_{\sigma}$  – характеристика материала, определяющая его чувствительность к концентрации напряжений и масштабному фактору;  $\theta = \frac{L/\bar{G}}{(L/\bar{G})_0}$  – относи-

тельный критерий подобия усталостного разрушения ( $L/\bar{G}_0 = 88,3 \text{ мм}^2$  – для гладкого лабораторного образца диаметром 7,5 мм при изгибе с вращением;  $L$  – периметр рабочего сечения детали;  $\bar{G}$  – относительный градиент напряжений, 1/мм);  $u_p$  – квантиль нормального распределения, соответствующий вероятности разрушения (появления трещины)  $P, \%$ ;  $S$  – среднее квадратическое отклонение случайной величины  $x = \lg(\xi - 1)$ .

Для пластичных металлов  $u = 0,5\bar{\sigma}_{-1}$  [1], где  $\bar{\sigma}_{-1}$  – медианное значение предела выносливости гладкого лабораторного образца диаметром 7,5 мм при изгибе с вращением. В связи с отсутствием прямых экспериментальных результатов для стали 40ХГНМФ с учетом рекомендаций работы [1] приняли  $v_{\sigma} = 0,065$ .

Значение  $\bar{\sigma}_{-1}$  приближенно можно оценить по корреляционной зависимости  $\bar{\sigma}_{-1} = (0,55 - 0,0001\sigma_b)\sigma_b = 450 \text{ МПа}$ , откуда  $u = 225 \text{ МПа}$ .

Значение  $S$  определяется соотношением [1]

$$S = \frac{0,62}{1/v_{\sigma} - 0,36} = 0,025.$$

По данным расчета напряженно-деформированного состояния МКЭ для наиболее опасного сечения вала – по вершине выточки – в случае растяжения

$$L/\bar{G} = 421 \text{ мм}^2; \lg \theta = 0,681.$$

Таким образом, для рассматриваемого сечения получим следующее уравнение подобия:

$$\lg(\xi - 1) = -0,681 v_{\sigma} + 0,025 u_p.$$

Для вероятности разрушения 50 % ( $u_p = 0$ )

$$\lg(\xi - 1) = -0,0443.$$

Отсюда  $\xi = 1,9$ , а для симметричного цикла  $\sigma_{\max} = u, \xi = 428 \text{ МПа}$  (или в номинальных напряжениях  $\sigma_{-1}^{(H)} = 95 \text{ МПа}$ ).

Используя данный результат и соотношение (2), учитывая асимметрию цикла и величину пластической деформации, получим зависимость предела выносливости вала  $\sigma_r^{(H)}$  от остаточного изменения диаметра (рис. 7, кривая 2). Приведенная кривая отражает влияние ППД на предел выносливости по моменту образования поверхностной трещины. Расчет показывает, что предел выносливости  $\sigma_r^{(H)}$  возрастает с 95 до 156 МПа при увеличении глубины вдавлива-

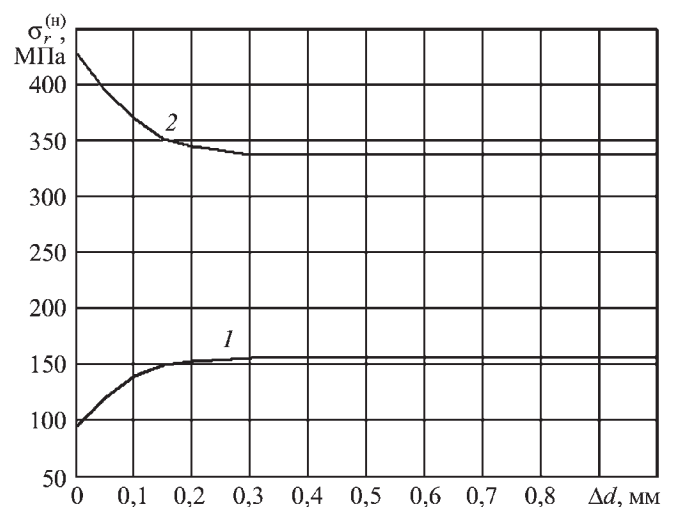


Рис. 7. Зависимость предельной амплитуды напряжений на (1) и под (2) поверхностью выточки от остаточного изменения диаметра

ния приблизительно до  $\Delta d = 0,2$  мм и затем остается практически постоянным. Этот результат согласуется с данными эксперимента, выполненного в работе [3].

Для рассматриваемого размера вала ( $d_n = 135$  мм) при  $\Delta d > 0,4$  мм область высоких остаточных растягивающих напряжений  $\sigma_{max} \sim 500$  МПа находится под поверхностью на расстоянии 7...15 мм от вершины выточки (в зависимости от  $\Delta d$ ), вне зоны действия концентратора напряжений. Предельная амплитуда напряжений, соответствующая моменту образования трещины в данной области, по соотношению (2) составляет (при исходном  $\sigma_{-1} = 450$  МПа и  $\alpha_\sigma = 1$ )  $\sigma_r^{(H)} = 338$  МПа (рис. 7, кривая 1), что выше предела выносливости для вершины кольцевой выточки после ППД –  $\sigma_r^{(H)} = 156$  МПа.

В случае возникновения трещины скорость ее роста в первом приближении можно оценить, исходя из соотношения Пэриса:

$$dl/dn = C(\Delta K)^m, \quad (4)$$

где  $l$  – текущая длина трещины (мм);  $n$  – число циклов;  $C, m$  – параметры;  $\Delta K = \Delta\sigma Y(\pi l)^{1/2}$  – размах коэффициента интенсивности напряжений ( $\Delta\sigma$  – размах напряжений;  $Y$  – коэффициент, зависящий от длины трещины и геометрии детали).

При асимметричном цикле напряжений вместо  $\Delta K$  можно использовать максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений для части цикла с растягивающими напряжениями  $K_{max}$ , а вкладом сжимающих напряжений пренебречь [4]. При распространении трещины в область сжимающих напряжений происходит ее остановка при достижении порогового значения коэффициента интенсивности напряжений  $K_{th}$ .

Число циклов, соответствующее стадии роста трещины от исходного размера  $l_0$ , фиксируемого при определении предела выносливости по моменту появления трещины (обычно 0,5...1,0 мм), до заданного допустимого значения  $l_c$ , можно определить интегрированием соотношения (4).

Применительно к рассматриваемому валу на основании результатов расчетов с использованием МКЭ и методики работы [5] построены зависимости коэффициента интенсивности напряжений  $K_I$  от длины кольцевой трещины в вершине выточки (рис. 8). Расчет проводили для вала в исходном состоянии (кривые 7–10) и после ППД (кривые 1–6) при различных уровнях номинальных напряжений и остаточного изменения диаметра  $\Delta d$ . Как следует из рис. 8, после ППД для  $\Delta d = 0,675$  (кривые 1–3) при  $\sigma_n = 100...400$  МПа по мере роста трещины происходит, в отличие от вала в исходном состоянии, снижение

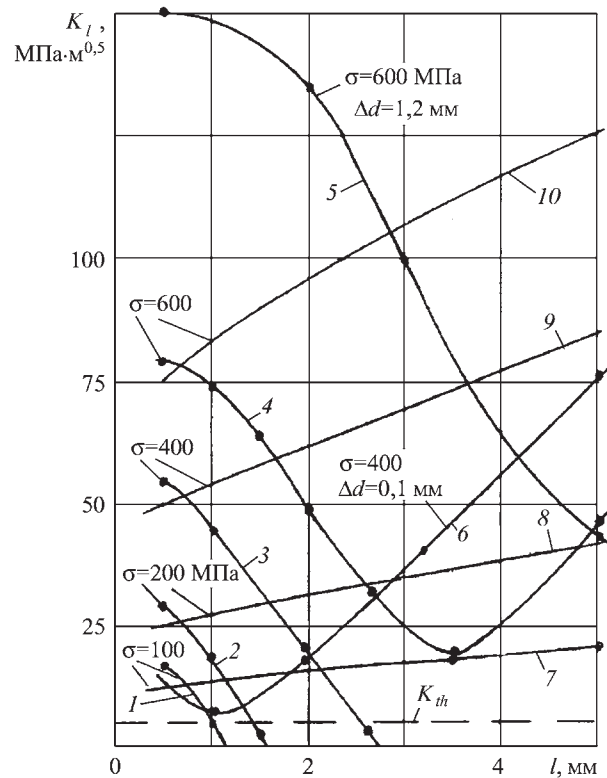


Рис. 8. Зависимость коэффициента интенсивности напряжений  $K_I$  от длины трещины  $l$  при различных режимах обкатки для поверхностной трещины: 1–6 – после ППД; 7–10 – в исходном состоянии

коэффициента  $K_I$  вплоть до достижения порогового значения  $K_{th} = 5$  МПа и остановки трещины.

При более высоком уровне напряжений  $\sigma_n = 600$  МПа (рис. 8, кривая 4) значение  $K_I$  сначала снижается до уровня 20 МПа·м<sup>0,5</sup> при  $l = 3,5$  мм, а затем начинает возрастать при выходе трещины из области высоких остаточных сжимающих напряжений. Повышение степени деформирования до  $\Delta d = 1,2$  мм (кривая 5) при том же уровне номинальных напряжений приводит к повышению начальных значений  $K_I$ , хотя они затем и уменьшаются с увеличением длины трещины. При низкой степени деформирования  $\Delta d = 0,1$  мм при  $\sigma_n = 400$  МПа (кривая 6) после короткого участка снижения коэффициента  $K_I$  происходит его быстрое возрастание до значений, соответствующих валу без ППД.

В случае появления подповерхностной трещины при одинаковом уровне номинальных напряжений значения коэффициента  $K_I$  оказываются ниже, чем для поверхностной трещины, однако остаточные растягивающие напряжения приводят к его существенному повышению. На рис. 9 приведено изменение коэффициентов  $K_I$  для подповерхностной трещины

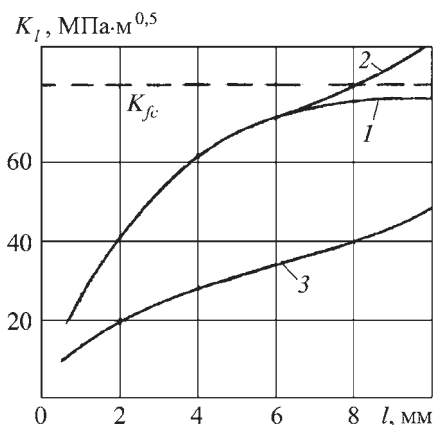


Рис. 9. Зависимость коэффициента интенсивности напряжений  $K_I$  от длины трещины  $l$  для подповерхностной трещины ( $\Delta d = 0,675$  мм):

1–2 – после ППД; 3 – в исходном состоянии

при  $\sigma^{(H)} = 338$  МПа при отсутствии (кривая 3) и наличии (кривые 1 и 2) остаточных напряжений.

Данная трещина может расти в двух направлениях: к поверхности вала и в глубину. При отсутствии остаточных напряжений значения  $K_I$  не зависят от направления роста трещины, так как трещина находится в однородном поле напряжений [5]. При наличии остаточных напряжений значения  $K_I$  для трещины, растущей к поверхности, не увеличиваются при ее приближении к области сжатия с увеличением длины трещины (рис. 9, кривая 1); кривая 2 соответствует вершине трещины, перемещающейся к оси вала, а кривая 1 – в направлении к поверхности в зону сжимающих напряжений, приблизительно до  $l = 6$  мм кривые 1 и 2 совпадают.

При номинальных напряжениях  $338 > \sigma^{(H)} > 95$  МПа происходит зарождение только поверхностной трещины, которая распространяется на некоторую глубину, попадает в поле сжимающих напряжений и останавливается. При более высоких напряжениях  $\sigma > 338$  МПа возникают две трещины: поверхностная и подповерхностная в поле растягивающих остаточных напряжений. При  $\sigma < 400$  МПа происходит остановка поверхностной трещины и развивается только подповерхностная.

Используя данные результаты и зависимость (4), установили, что на стадии развития подповерхностной трещины число циклов до разрушения (достижения  $K_I$  критического значения  $K_{fc} = 80$  МПа·м<sup>0,5</sup>) составляет около  $10^5$ . С учетом этого можно считать, что в данном случае зарождение подповерхностной трещины приблизительно соответствует пределу выносливости по окончательному разрушению вала. При расчете по уравнению (4) принимали  $m = 4$ ,  $\bar{C} = 3 \cdot 10^{-12}$ .

Отметим, что полученные при расчете значения пределов выносливости вала до обкатки (по моменту появления трещины  $\sigma_r^{(H)} = 95$  МПа) и после ППД (по моменту появления трещины  $\sigma_r^{(H)} = 156$  МПа и окончательному разрушению  $\sigma_r^{(H)} = 338$  МПа) качественно согласуются с результатами экспериментов [6] на образцах с кольцевой выточкой после ППД из стали 40ХН с несколько более высокими прочностными свойствами (предел текучести 1050 МПа, предел прочности 1170 МПа). В работе [6] получено повышение предела выносливости от исходного уровня 95 до 240 МПа по моменту появления трещины, а по окончательному разрушению – до 595 МПа.

На основе полученных результатов анализа НДС (рис. 2–6) можно приближенно рассчитать эпюры остаточных напряжений и пластическую деформацию после ППД для валов (и сходных с ними элементов конструкций) различного типоразмера, а также циклическую прочность по моменту образования трещины и окончательному разрушению. Расчет включает следующие этапы.

В соответствии с рис. 2–4 по заданному изменению диаметра вала после ППД определяют остаточные напряжения в характерных точках эпюры и положение этих точек под поверхностью. Зависимость напряжений на участках между экстремумами в первом приближении аппроксимируют линейной функцией. Затем для заданного вида нагружения в наиболее нагруженных точках определяют амплитуду и среднее напряжение цикла. Пределы выносливости по моменту зарождения трещины на поверхности и под поверхностью определяют на основе соотношений (1)–(3). Приближенный анализ кинетики развития трещины в поле остаточных напряжений можно выполнить, используя уравнение (4) и рекомендации работы [5].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Серенсен С.В., Когаев В.П., Шнейдерович Р.М. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность. М.: Машиностроение, 1975. 488 с.
2. Кудрявцев И.В., Саверин М.М., Рябченков А.В. Методы поверхностного упрочнения деталей машин. М.: Машгиз, 1949. 224 с.
3. Исследования по упрочнению деталей машин / под ред. И.В. Кудрявцева. М.: Машиностроение, 1972. 328 с.
4. Основы экспериментальной механики разрушения / И.М. Керштейн, В.Д. Ключников, Е.В. Ломакин, С.А. Шестериков. М.: Издательство МГУ, 1989. 140 с.
5. МР 125-02-95. Правила составления расчетных схем и определение параметров нагруженности элементов конструкций с выявленными дефектами. М.: ЦНИИТМАШ, 1995. 52 с.
6. Кудрявцев П.И. Нераспространяющиеся усталостные трещины. М.: Машиностроение, 1982. 176 с.



## Особенности проектирования инструментов для обработки зубчатых венцов с использованием холодного калибрования зубьев в качестве финишной операции

*Рассмотрены особенности расчета и проектирования специальных инструментов для обработки зубьев цилиндрических колес автомобильных трансмиссий резанием с последующим поверхностным пластическим деформированием металла.*

**Ключевые слова:** зубчатое колесо, поверхностное пластическое деформирование, калибрование зубьев.

*Questions of features of calculating and designing of special tools processing of gears by cutting and surface deformation were described.*

**Keywords:** cog-wheel, surface plastic deformation, calibration of cogs.

В условиях массового производства при обработке цилиндрических колес автомобильных трансмиссий широко применяют станки для холодного калибрования зубьев двумя гладкими накатниками. При этом в отличие от шевингования окончательную обработку профиля зубчатых колес выполняют без снятия стружки путем пластического деформирования металла в холодном состоянии. Преимуществом станков для холодного калибрования зубьев является то, что диаметр и ширина обрабатываемых колес не лимитируются размерами накатников. Станки позволяют калибровать зубчатые колеса небольших размеров с модулем до 5 мм. Усилия, создаваемые в процессе обработки, уравновешены между собой.

Холодное калибрование зубьев трансмиссионных колес выполняют после зубофрезерования червячными фрезами как с модифицированным профилем, так и без модификации.

В процессе калибрования возникает относительное взаимное скольжение зубьев обрабатываемого колеса и накатника. Со стороны зуба колеса, соприкасающейся с ведущей стороной зуба накатника, металл перемещается от головки и ножки в направлении делительной окружности, в связи с этим в зоне делительной окружности образуется выступ. На обратной стороне зуба колеса скольжение происходит от делительной окружности к головке и ножке зуба колеса, в результате около делительной окружности появляется впадина. При перемещении металла к головке зуба увеличивается наружный диаметр заготовки, а при перемещении его к ножке зуба во впадине образуется наплыв металла по всей длине зуба.

Таким образом, для производства точных зубчатых колес трансмиссий автомобилей их зубья необходимо модифицировать как по головке путем фланкирования, так и по ножке путем подрезания с помощью специальных червячных фрез, имеющих фланк в

ножке зуба фрезы и "усик" (протуберанец) на головке зуба фрезы.

Фланк в ножке зуба фрезы предназначен для среза металла в виде фаски на головке зуба обрабатываемого колеса, а "усик" на головке зуба фрезы — для подрезания ножки зуба колеса. Это необходимо для отслоения стружки в результате наплыва металла в направлении ножки зуба и свободного выхода головки накатника в зоне ножки во время калибрования.

Выдавливаемый во впадину зуба металл в виде отдельных прилипших иглообразных стружек удаляют различными способами. В процессе холодного калибрования зубьев без подрезания впадины обычно часть материала в зоне ножки срезается самим накатником. При обработке точных зубчатых колес наличие стружки во впадине зуба недопустимо из-за возможности поломки передачи. Поэтому подрезание ножки зуба обязательно. Толщина "усика" червячной фрезы при этом должна быть не менее 0,12...0,15 мм. Для тяжело нагруженных передач, где лимитирующим фактором является прочность при изгибе, значительно увеличивать толщину "усика" не следует, так как это может вызвать снижение прочности зубчатого колеса.

Для повышения производительности операции зубофрезерования на автозаводах используют червячные фрезы с заборным конусом диаметром 90 мм вместо обычной цилиндрической червячной фрезы диаметром 110 мм. Это позволяет вследствие уменьшения величины врезания, перебега фрезы и при увеличении частоты ее вращения для сохранения необходимой скорости резания повысить производительность зуборезного станка на 35 %, улучшить качество обработки и увеличить срок службы фрезы [1].

Как показывает опыт автозаводов, червячные фрезы с заборным конусом целесообразно применять при фрезеровании трансмиссионных зубчатых колес с углом наклона зубьев свыше 35°, в этом случае наи-

большая нагрузка приходится на зубья заборного конуса. По сравнению с зубьями цилиндрической фрезы нормальной высоты зубья заборного конуса подвергаются менее интенсивному температурному изнашиванию, так как их высота меньше и поверхность при вершине шире. Режим резания при фрезеровании червячной однозаходной фрезой:  $v = 42,6$  м/мин,  $S = 2,25$  мм/об.

Для получения модифицированного зуба колеса после фрезерования червячными фрезами для холодного калибрования в ряде случаев можно использовать фрезы с так называемым ломаным профилем зуба и двойным углом профиля. В таком инструменте угол профиля на расстоянии 26 мм от головки увеличивается на  $2^\circ 30'$ , оставшийся участок рабочего профиля соответствует нормальному углу профиля  $14^\circ 30'$ . Увеличенный угол профиля на головке зуба фрезы позволяет постепенно уменьшать припуск под холодное калибрование в направлении впадины зуба обрабатываемого колеса. Припуск на головке зуба колеса остается постоянным.

Как показывает опыт отечественных и зарубежных автозаводов, точность основных параметров зубчатого колеса после холодного калибрования повышается на одну степень точности по ГОСТ 1643–81. Следовательно, для обеспечения высокой точности после холодного калибрования необходимо соответственно повысить точность зубчатого колеса до калибрования. Припуск на сторону зуба должен быть стабильным и находиться в пределах от 0,015 до 0,025 мм. Стабильность получения оптимального припуска под холодное калибрование имеет решающее значение при достижении заданной высокой точности и качества зубчатых колес после финишной обработки. Стабилизация припуска может быть достигнута применением однопроходного шевингования с постоянным межосевым расстоянием на специальном шевинговально-прикатном станке UPW 25×100, разработанном в МГТУ "МАМИ".

Специальный шевер с заходной частью имеет режущие зубчики, выполненные таким образом, что припуск под шевингование срезается последовательно вступающими в работу режущими кромками, расположенными одна за другой. Наличие на зубьях шевера режущих кромок трех видов позволяет распределить общий припуск на большее их число. Оптимальная величина припуска при однопроходном шевинговании зубьев составляет 0,06...0,08 мм на толщину зуба по делительной окружности. При этом врезание режущих кромок шевера в зубья изделия происходит не в радиальном, а в осевом направлении плавно и непрерывно, по мере продольного перемещения стола с обрабатываемым колесом. Сначала в работу вступают режущие кромки заборной и режущей частей

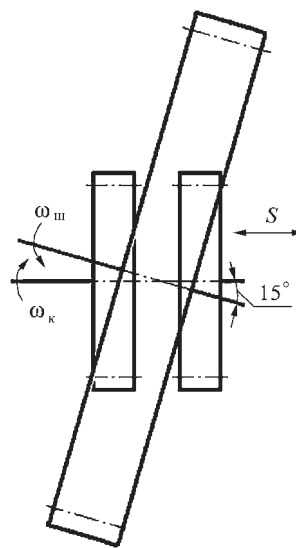


Рис. 1. Схема основных движений при однопроходном шевинговании для стабилизации величины припуска под холодное калибрование зубьев

зубьев шевера, а затем калибрующие кромки. Схема основных движений при шевинговании однопроходным шевером с постоянным межосевым расстоянием приведена на рис. 1. Цикл обработки при этом следующий: после установки и закрепления заготовки зубчатого

колеса в центрирующем приспособлении станка включается привод вращения шевера и продольного перемещения заготовки; по окончании первого (рабочего) прохода движение стола с обрабатываемым изделием реверсируется, он возвращается в исходное положение и осуществляется калибрующий проход. За первый проход снимается припуск, что уменьшает и стабилизирует погрешность зубчатых колес при их обработке под последующее холодное калибрование зубьев, второй (калибрующий) проход используется также для возврата изделия на позицию загрузки.

Ниже приведен расчет основных параметров специального шевера для однопроходного шевингования зубчатых колес перед холодным калиброванием.

Межосевое расстояние в передаче шевингуемое колесо — инструмент

$$A_{wш} = \frac{m(z_k + z_{ш}) \cos \alpha}{2 \cos \alpha_w},$$

где  $m$ ,  $z_k$ ,  $z_{ш}$  — модуль и число зубьев колеса и шевера соответственно;

$\alpha$  — угол профиля исходного контура;

$\alpha_w$  — угол зацепления в передаче.

Эвольвентная функция

$$\operatorname{inv} \alpha_w = \frac{2(X_k + X_{ш}) \operatorname{tg} \alpha}{z_k + z_{ш}},$$

где  $X_k$  и  $X_{ш}$  — коэффициенты смещения исходного контура для колеса и шевера соответственно.

Необходимое перекрытие активной части профиля зуба колеса при шевинговании

$$\Delta g = 0,15m / \sin \alpha.$$

Коэффициент перекрытия при зацеплении колеса с шевером  $\varepsilon_\alpha \geq 1,2$  (в противном случае необходимо увеличить  $\Delta g$ ).

Угол скрещивания осей шевера и колеса

$$j = 10 \dots 15^\circ.$$

Число зубьев шевера

$$z_{ш} = (d_{ш \max} - 3m) \cos \beta_{ш} / m,$$

где  $d_{ш \max}$  – максимально допустимый диаметр вершин зубьев шевера;

$\beta_{ш} = \beta_k - j$  – делительный угол наклона винтовой линии зуба шевера ( $\beta_k$  – угол наклона винтовой линии колеса). Принимается ближайшее меньшее значение относительно расчетного числа зубьев шевера  $z_{ш}$ , не имеющее общих множителей с числом зубьев обрабатываемого колеса.

Ширину зубчатого венца шевера  $B_{ш}$  выбирают по нормам завода-изготовителя.

Торцевой профильный угол шевера

$$\alpha_{т.ш} = \arctg \frac{\operatorname{tg} \alpha}{\cos \beta_{ш}}.$$

Делительный диаметр шевера

$$d_{ш} = \frac{m z_{ш}}{\cos \beta_{ш}}.$$

Основной диаметр шевера

$$d_{в.ш} = d_{ш} \cos \alpha_{т.ш}.$$

Угол подъема винтовой линии шевера на основном цилиндре

$$\sigma_{ш} = \arccos(\cos \alpha \cdot \sin \beta_{ш}).$$

Нормальный угол станочного зацепления при шевинговании новым инструментом

$$\alpha_{wш} = \alpha + 1^\circ.$$

Максимальное утонение заборной и режущей частей шевера на делительном цилиндре в нормальном сечении

$$\Delta s = 2 h_p \operatorname{tg} \alpha + \Delta,$$

где  $h_p$  – радиальный припуск под шевингование;

$\Delta$  – дополнительное утонение зубьев заборной части шевера.

В качестве инструмента при холодном калибровании зубьев применяют гладкие накатники из инструментальных сталей P18, P9, P6M5 с твердостью боковых поверхностей зубьев 58...60 HRC.

Основные параметры точности накатников не должны превышать значений, приведенных в табл. 1.

Таблица 1

Требования к точности накатников

Контролируемые параметры	Обозначение	Значение, мм
Погрешность профиля зуба	$f_{jr}$	0,005
Погрешность направления зуба (на 40 мм ширины венца)	$F_{\beta r}$	0,007
Отклонение шага	$f_{ptr}$	0,005
Накопленная погрешность шага	$F_{pr}$	0,012
Радиальное биение зубчатого венца	$F_{rr}$	0,011
Допуск на толщину зуба	$T_c$	0,025
Биение торца около зубьев	$\Delta_t$	0,005
Допуск на диаметр посадочного отверстия	$T_d$	0,025

Параметр шероховатости  $Ra$  боковых поверхностей зубьев не должен превышать 0,16 мкм.

При проектировании накатников исходными данными являются допуск на профиль, направление и бочкообразность зубьев обрабатываемых колес. Поскольку холодное калибрование зубьев связано с деформированием (текучестью) металла, а не резанием, то форму зуба накатника нельзя точно воспроизвести на обрабатываемой детали. Если учесть, что даже при шевинговании, где имеет место процесс резания, приходится модифицировать зубья для получения требуемой формы зуба обрабатываемого колеса, то в результате упругости и текучести металла модификация формы зуба накатника значительно сложнее, чем шевера. Менее жесткие накатные станки требуют большей степени модификации зубьев. Кроме того, большая бочкообразность профиля зубьев трансмиссионных колес автомобилей способствует повышению периода стойкости инструмента. При этом по мере изнашивания накатника на эвольвенте появляется вогнутость.

Общий вид гладкого накатника для холодного калибрования зубьев колес коробки отбора мощности автосамосвала ЗИЛ-ММЗ приведен на рис. 2, а. Основные параметры накатника приведены в табл. 2.

Как показывает опыт, закругление головок зубьев накатников исключает образование режущей кромки. В данном случае диаметр окружности притупленных кромок  $d_k = 215,41$  мм, радиус кривизны линии притупления  $\rho_k = 45,017$  мм.

Основные параметры накатников и настроечных установок накатного станка рассчитывают по методике, сходной с методикой расчета шевера.

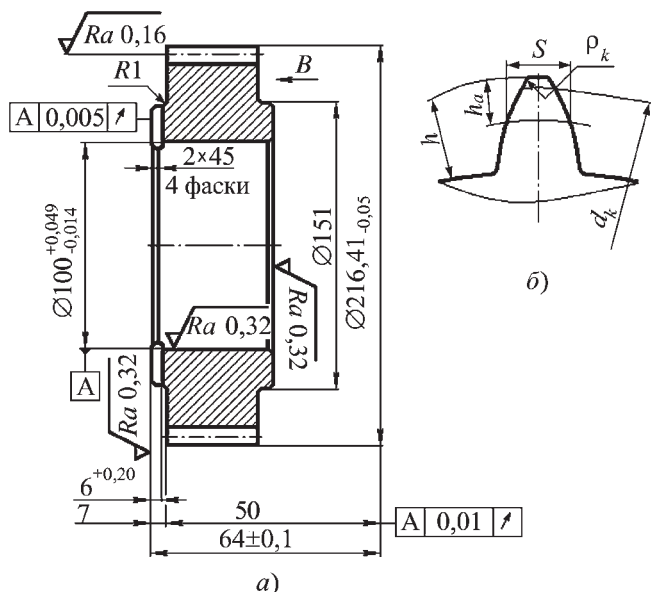


Рис. 2. Общий вид гладкого накатника (а) и увеличенное изображение профиля зуба накатника (б)

Межосевое расстояние для установки накатников на станке

$$A_{wn} = m(z_k + z_n) \cos \alpha / \cos \alpha_w,$$

где  $z_k, z_n$  – число зубьев колеса и накатника;

$$\text{inv} \alpha_w = \frac{2(X_k + X_n) \text{tg} \alpha}{z_k + z_n} + \text{inv} \alpha.$$

Необходимое перекрытие обработкой активной части профиля зуба колеса при калибровании

$$\Delta g = 0,1m / \sin \alpha.$$

Расчетное число зубьев накатника

$$z_{np} = \frac{A_{wn} - l_x - m(z_k + 2)}{m},$$

где  $A_{wn}$  – наибольшее межосевое расстояние шпинделей накатного станка, включая длину хода подвижной накатной бабки;  $l_x$  – длина хода подвижной накатной бабки.

Принимается ближайшее меньшее значение относительно расчетного числа зубьев накатника  $z_n$ , не имеющее общих множителей с числом зубьев калибруемого колеса. При этом должно выполняться условие

$$z_n \leq \frac{d_{an \max} - 3m}{m},$$

где  $d_{an \max}$  – максимальный диаметр вершин зубьев накатника.

Ширина зубчатого венца накатника  $B_n$  должна быть на 20...25 мм больше ширины обрабатываемого зубчатого колеса.

Делительный диаметр накатника

$$d_n = m z_n.$$

Основной диаметр накатника

$$d_{bn} = d_n \cos \alpha.$$

Угол станочного зацепления нового накатника

$$\text{inv} \alpha_{wn} = \frac{2(mX_k - E_{нк} - 0,5T_{нк}) \text{tg} \alpha + 0,5\Delta}{m(z_k + z_n)} + \text{inv} \alpha,$$

где  $E_{нк}$  – наименьшее дополнительное смещение исходного контура;

Таблица 2

Основные параметры накатников

Модуль нормальный	$m_n$	4,25	Допуск на накопленную погрешность шага, мм	$F_p$	0,012
Число зубьев	$z$	49		Допуск на погрешность профиля зуба, мм	$f_f$
Угол наклона зубьев	$\beta$	–	Допуск на разность соседних окружных шагов, мм		$f_{pt}$
Угол профиля исходного контура	$\alpha$	20°		Допуск на погрешность направления зуба, мм	$F_\beta$
Делительная высота головки зуба, мм	$h_a$	4,078	Диаметр делительной окружности, мм		$d$
Делительная высота ножки зуба, мм	$h_f$	5,062		Диаметр основной окружности, мм	$d_b$
Радиус кривизны переходной кривой, мм	$r_f$	1,615	Высота зуба, мм		$h$
Окружная делительная толщина зуба, мм	$S$	7,075			
Допуск на радиальное биение зубчатого венца, мм	$F_r$	0,010			



$T_{нк}$  – допуск на смещение исходного контура калибруемого колеса;

$\Delta$  – припуск на переточку по толщине зуба накатника.

Припуск  $\Delta$  на переточку накатников для  $m$  от 2 до 3 мм, свыше 3 до 4 мм и свыше 4 до 6 мм составляет 0,50, 0,60 и 0,80 мм соответственно.

Начальный диаметр калибруемого колеса в зацеплении с накатником

$$d_{wk} = d_{BK} / \cos \alpha_{wc} = m z_k \cos \alpha / \cos \alpha_{wh}.$$

Начальный диаметр накатника в зацеплении с калибруемым колесом

$$d_{wh} = d_{BH} / \cos \alpha_{wh}.$$

Длина линии зацепления при калибровании

$$g = \frac{\sqrt{d_{wk}^2 - d_{BK}^2}}{2} + \frac{\sqrt{d_{wh}^2 - d_{BH}^2}}{2}.$$

Радиус кривизны профиля зуба накатника в точке притупления продольной кромки зуба

$$\rho_k = g - \rho_{pk} - \Delta_g,$$

где  $\rho_{pk}$  – радиус кривизны в нижней точке активного профиля зуба калибруемого колеса, определяемый по формуле  $\rho_{pk} = 0,5 \sqrt{d_{ak}^2 - d_{BK}^2} - g$  ( $d_{BK} = m z_k \cos \alpha$  – основной диаметр калибруемого колеса).

Диаметр окружности притупленных кромок зубьев накатника

$$d_k = \sqrt{d_{BH}^2 + 4\rho_k^2}.$$

Диаметр вершин зубьев накатника

$$d_{ah} = d_k + 0,2m.$$

Таким образом, при производстве точных зубчатых колес автомобильных трансмиссий с применением комбинированной обработки зубьев резанием и пластическим деформированием металла необходимо проводить расчет и проектирование специальных инструментов на всех стадиях зубообработки: зубонарезании червячными фрезами, стабилизации припуска под пластическое деформирование однопроходным шевингованием с постоянным межосевым расстоянием и холодного калибрования зубьев.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Калашников С.Н., Игнатьев В.Г. Холодная прикатка зубьев цилиндрических зубчатых колес // Автомобильная промышленность. 1976. № 3.
2. Виноградов В.М. Новый способ зубоотделки цилиндрических колес и станок для его реализации в массовом производстве / Межвузовский сб. "Совершенствование процессов обработки и сборки деталей автомобилей в условиях применения гибких автоматизированных комплексов". М., 1987.

В.Ф. Губанов (Курганский государственный университет)

## Статистическое управление процессом алмазного выглаживания

*Рассмотрено статистическое управление процессом отделочно-упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием алмазным выглаживанием. Установлены причины нестабильности процесса алмазного выглаживания и даны рекомендации по их устранению, обеспечивающие заданные параметры поверхностного слоя, в частности поверхностную микротвердость.*

**Ключевые слова:** статистическое управление процессом, выглаживание, микротвердость, контрольная карта, износ, неравномерная твердость.

*This article has examined the statistical control of diamond burnishing in order to provide the given microhardness of surface layer of burnished parts. It is stated that application of band charts allow to research the development of indenter wear in time, which show the reduction of the microhardness of surface layer of burnished parts. It now appears, that under insignificant indenter wear, the band charts allow to detect the uneven hardness of the initial surface.*

**Keywords:** statistical process control, burnishing, microhardness, control chart, deterioration, non-uniform hardness.

В настоящее время большинство технологических процессов изготовления ответственных деталей, в которых обеспечиваются заданные параметры поверхностного слоя рабочих поверхностей, включают отделочно-упрочняющую обработку *поверхностным пластическим деформированием* (ППД) [1–2].

Одним из эффективных способов обработки ППД является алмазное выглаживание, при котором воз-

можно управление качеством поверхности обрабатываемых деталей для получения комплекса заданных параметров поверхностного слоя их рабочих поверхностей, а следовательно, и требуемых эксплуатационных свойств изделия [3–6].

Выглаживание заключается в деформировании обрабатываемой поверхности скользящим по ней индентором. В результате прикладываемого давления

происходит упрочнение поверхностных слоев и образование благоприятного с позиции износостойкости микрорельефа поверхности.

Применяемые в настоящее время технологии позволяют назначить оптимальные сочетания режимов и условий выглаживания для обеспечения комплекса заданных параметров поверхностного слоя выглаженной поверхности с соблюдением динамической устойчивости процесса [7].

Целью современного производства является обеспечение качества процесса во времени. Статистическое управление процессом выглаживания [8–9] заключается в оценке стабильности процесса на основании результатов периодического контроля выборок малого объема и последующей наладке процесса. Эффективным средством изучения изменчивости процесса являются контрольные карты Шухарта [10], с помощью которых можно решить такие важные задачи, как обнаружение износа индентора и неравномерной твердости исходной поверхности, и на основании полученных данных предпринять соответствующие действия по управлению процессом.

**Износ индентора**

В данной работе при жестком способе алмазного выглаживания цилиндрических поверхностей – деталей из стали 45ХНМФА – требовалось обеспечить микротвердость поверхностного слоя  $H_{\mu} = 4800 \pm 300$  МПа.

Для 100 обработанных деталей проводили последовательно 20 серий измерений поверхностной микротвердости  $H_{\mu}$ , по пять измерений ( $X_1...X_5$ ) в выборке (табл. 1), и определяли среднеарифметическое значение  $\bar{X}$  (см. рисунок, поз. а).

Наблюдается устойчивая тенденция к уменьшению микротвердости поверхностного слоя, связанной с износом индентора (особая причина изменчивости, т.е. процесс находится в статистически неуправляемом состоянии). В серии измерений № 10 среднеарифметическое значение  $H_{\mu}$  приближается к нижнему допусжаемому значению 4500 МПа. Отдель-

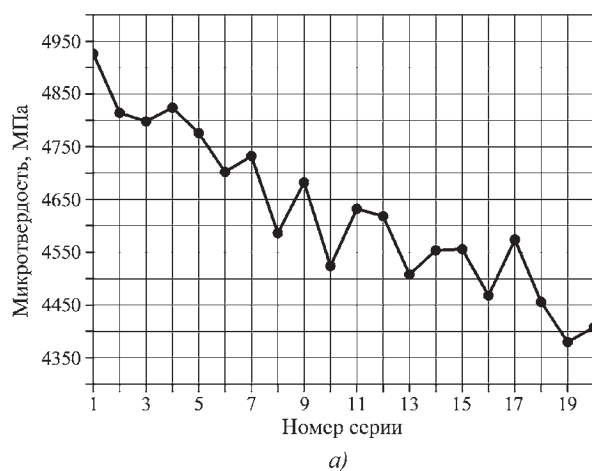
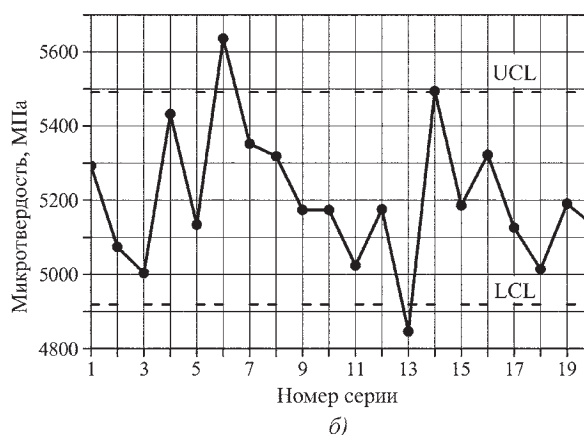


Таблица 1  
Результаты периодического контроля  $H_{\mu}$ , МПа, в выборках

№ серии	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$\bar{X}$
1	5060	5080	5010	4620	4860	4926
2	4980	5060	4870	4580	4580	4814
3	4980	4860	4700	4790	4660	4798
4	4580	4820	4970	4800	4950	4824
5	4840	4580	4690	4800	4970	4776
6	4660	4860	4710	4490	4790	4702
7	4830	4630	4670	4650	4880	4732
8	4480	4560	4520	4840	4530	4586
9	4710	4530	4740	4750	4680	4682
10	4360	4440	4800	4580	4440	4524
11	4550	4680	4430	4710	4790	4632
12	4920	4670	4600	4460	4440	4618
13	4380	4550	4510	4310	4790	4508
14	4790	4490	4750	4380	4360	4554
15	4710	4580	4530	4380	4580	4556
16	4710	4390	4440	4440	4360	4468
17	4840	4490	4380	4370	4790	4574
18	4360	4710	4420	4350	4440	4456
19	4470	4370	4360	4310	4390	4380
20	4430	4340	4280	4580	4410	4408

ные значения поверхностной микротвердости в этой серии измерений (см. табл. 1) значительно вышли за поле допуска. Следовательно, необходимо проводить смену инструмента после выглаживания 45 деталей, также можно рекомендовать применение выглаживателей с повышенной износостойкостью [11].

Таким образом, применение  $\bar{X}$ -карты (см. рис., поз. а) позволяет определить рациональное время



Изменение микротвердости выглаживаемой поверхности при износе индентора (а) и неравномерной твердости исходной поверхности (б)

смены инструмента в зависимости от конкретных условий и режимов выглаживания.

**Неравномерная твердость исходной поверхности**

При жестком способе алмазного выглаживания цилиндрических поверхностей – деталей из сталей 20Х13 – требовалось обеспечить микротвердость поверхностного слоя  $H_{\mu} = 5200 \pm 250$  МПа.

Для 100 обработанных деталей проводили 20 серий измерений  $H_{\mu}$ , по пять измерений в выборке, с размахом  $R$  (табл. 2). Для исключения влияния износа индентора измерения проводили после смены инструмента (для каждой выборки). По данным табл. 2 заполняли  $\bar{X}$ -карту (см. рисунок, поз. б).

Для определения границ регулирования контрольной карты рассчитывали математическое ожидание  $\mu$  и среднеквадратическое отклонение  $\sigma$  [9]:  $\mu = 5205$  МПа,  $\sigma = 200$  МПа. Верхняя  $UCL$  и нижняя  $LCL$  границы регулирования [9] составили соответственно 5491 и 4919 МПа.

В сериях измерений № 6, 13, 14 наблюдается отклонение измеренных значений за границы регулирования, т.е. процесс находится в статистически неуправляемом состоянии. Анализ заготовок показал, что изменчивость значений микротвердости в выборках обусловлена дисперсией твердости исходной поверхности, вследствие чего отдельные значения поверхностной микротвердости (см. табл. 2) значительно вышли

за поле допуска. Следовательно, необходимо обеспечивать равномерную твердость исходной поверхности.

Таким образом, применение  $\bar{X}$ -карты (см. рис., поз. б) позволяет определить наличие неравномерной твердости исходной поверхности и предпринять соответствующие корректирующие действия. Также при помощи  $\bar{X}$ -карты можно обнаружить *неточность в настройке инструмента*, когда середина поля допуска не совпадает с математическим ожиданием  $\mu$  на  $\bar{X}$ -карте. В этом случае можно рекомендовать применение современных высокоточных способов настройки инструмента при выглаживании [12].

Таким образом, статистическое управление процессом выглаживания позволяет выявить негативные тенденции и закономерности процесса, установить их причины и предпринять действия для их устранения.

После выявления и устранения особых причин изменчивости (износа индентора, неравномерной твердости исходной поверхности, неточности в настройке инструмента), т.е. приведения процесса в статистически управляемое состояние, необходимо продолжать применение контрольных карт для выявления обычных ("случайных") причин изменчивости и последующих действий для создания запаса устойчивости, обеспечивающего гарантированное получение изделий без брака даже в случае непредвиденных возмущений в процессе выглаживания.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Сулов А.Г., Дальский А.М. Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 684 с.
2. Шнейдер Ю.Г. Технология финишной обработки давлением: справочник. С.-Петербург: Политехника, 1998. 414 с.
3. Торбило В.М. Алмазное выглаживание. М.: Машиностроение, 1972. 104 с.
4. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
5. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 311 с.
6. Одинцов Л.Г. Финишная обработка деталей алмазным выглаживанием и вибровыглаживанием. М.: Машиностроение, 1981. 160 с.
7. Горгоц В.Г., Кузнецов В.П., Губанов В.Ф. Теоретический анализ динамики процесса алмазного выглаживания поверхностей деталей методом фазовой плоскости // Технология машиностроения. 2006. № 11. С. 19–24.
8. Миттаг Х., Ринне Х. Статистические методы обеспечения качества / пер. с нем. М.: Машиностроение, 1995. 616 с.
9. Ефимов В.В., Барт Т.В. Статистические методы в управлении качеством продукции: учеб. пособие. М.: КНОРУС, 2006. 240 с.
10. Адлер Ю.П., Шпер В.Л. Контрольные карты Шухарта // Методы менеджмента качества. 2003. № 5. С. 30–37.
11. Губанов В.Ф. Выглаживатели с повышенной износостойкостью // Технология машиностроения. 2008. № 2. С. 31–32.
12. Марфицын В.В., Губанов В.Ф. Настройка выглаживающего инструмента на токарных станках с ЧПУ // Технология машиностроения. 2005. № 6. С. 13–14.

Таблица 2

Результаты периодического контроля  $H_{\mu}$ , МПа, в выборках

№ серии	$X_1$	$X_2$	$X_3$	$X_4$	$X_5$	$\bar{X}$	$R$
1	5020	5160	5370	5440	5470	5292	450
2	4880	4970	5020	5150	5350	5074	470
3	4760	4820	5010	5190	5240	5004	480
4	5180	5270	5460	5590	5660	5432	480
5	4920	4980	5170	5270	5330	5134	410
6	5370	5530	5560	5770	5950	5636	580
7	5090	5300	5380	5460	5530	5352	440
8	5090	5220	5310	5460	5510	5318	420
9	5040	5360	5100	5180	5190	5174	320
10	5420	5220	5190	5080	4960	5174	460
11	5280	5190	5050	4860	4740	5024	540
12	5370	5220	5200	5140	4950	5176	420
13	5170	4990	4830	4700	4540	4846	630
14	5810	5610	5440	5360	5250	5494	560
15	5390	5340	5170	5080	4950	5186	440
16	5490	5470	5360	5230	5060	5322	430
17	5330	5180	5110	5090	4920	5126	410
18	5230	5140	5040	4880	4780	5014	450
19	5330	5260	5180	5130	5050	5190	280
20	5510	5290	5090	4910	4860	5132	650

В.Е. Антонюк, А.С. Скороходов (Объединенный институт машиностроения НАН Республики Беларусь), В.В. Рудый (Белорусский автомобильный завод)

## Методические основы программного расчета режима нагружения при динамической стабилизации фрикционных дисков

*Разработаны методика и программное обеспечение для расчета режимов нагружения фрикционных дисков, апробированные при расчете режимов нагружения тормозных фрикционных дисков карьерных самосвалов БелАЗ. На основе полученных данных разработано техническое задание на проектирование специальной установки для динамической стабилизации тормозных фрикционных дисков с наружными диаметрами до 915 мм и максимальной толщиной дисков до 4 мм.*

**Ключевые слова:** динамическая стабилизация, фрикционный диск, циклограмма нагружения, программное обеспечение.

*The technique and the software is developed and is offered to use for calculation of modes of loading of frictional disks. The offered technique and the software are tested at calculation of modes of loading of brake frictional disks of heavy dumpers of the Byelorussian automobile factory. On the basis of the executed calculations of modes of loading the technical project on designing of special installation for dynamic stabilization of brake frictional disks with external diameters up to 915 mm and the maximal thickness of disks up to 4 mm is developed.*

**Keywords:** dynamic stabilization, frictional disk, cycle of loadings, the software.

Метод динамической стабилизации, применяемый для повышения качества изготавливаемых деталей, заключается в кратковременном нагружении детали знакопеременными нагрузками высоких уровней. Для устранения повышенного отклонения от плоскостности рабочих поверхностей фрикционных дисков разработано специальное оборудование [1]. Основные рекомендации по назначению режимов динамической стабилизации деталей приведены в работах [2, 3], однако выполнение расчетов согласно разработанным рекомендациям применительно к конкретным фрикционным дискам требовало значительных затрат времени.

Цель данной работы – разработка программы расчета режима нагружения фрикционных дисков при динамической стабилизации, а также применение полученных результатов непосредственно в программах управления установками с ЧПУ для динамической стабилизации фрикционных дисков с размерами наружного диаметра до 915 мм, применяемых в маслоохлаждаемых тормозах карьерных самосвалов большой грузоподъемности.

Основные условия назначения режимов динамической стабилизации для деталей из конструкционных сталей:

- максимальное суммарное напряжение  $\sigma_{\text{рас}}$ , создаваемое в процессе нагружения, должно составлять  $(1,0 \dots 0,85)\sigma_T$  ( $\sigma_T$  – предел текучести применяемого материала);
- суммарное число циклов нагружения 100...800;
- циклограмма нагружения окончательно уточняется по уровню накопления усталостных повреждений в зависимости от свойств материала диска.

**Методика расчета режимов динамической стабилизации фрикционных дисков** включает:

- расчет силовых параметров процесса динамической стабилизации для выбора основных параметров установок;
- расчет возможной "тарельчатости" фрикционного диска для выбора оптимального количества нагружающих роликов;
- расчет допустимого уровня накопления усталостных повреждений.

**Методика расчета силовых параметров** основана на приближенной расчетной схеме нагружения, приведенной на рис. 1.

При этом расчетный фрикционный диск представлен в виде плоского кольца со следующими размерами сечения: ширина сечения фрикционного диска во впадине зубьев  $b$  и толщина кольца  $h$ .

Расчетная длина при  $n$ -роликовой схеме нагружения

$$l = \frac{\pi}{2n}(D_H + D_B), \quad (1)$$

где  $n$  – число роликов в нижнем или верхнем ряду;  $D_H$  ( $D_B$ ) – наружный (внутренний) диаметр расчетного кольца для диска с внутренним (наружным) зубчатым венцом или диаметр впадины зубьев для диска с наружным (внутренним) зубчатым венцом.

Момент инерции сечения кольца

$$J_x = \frac{bh^3}{12}. \quad (2)$$



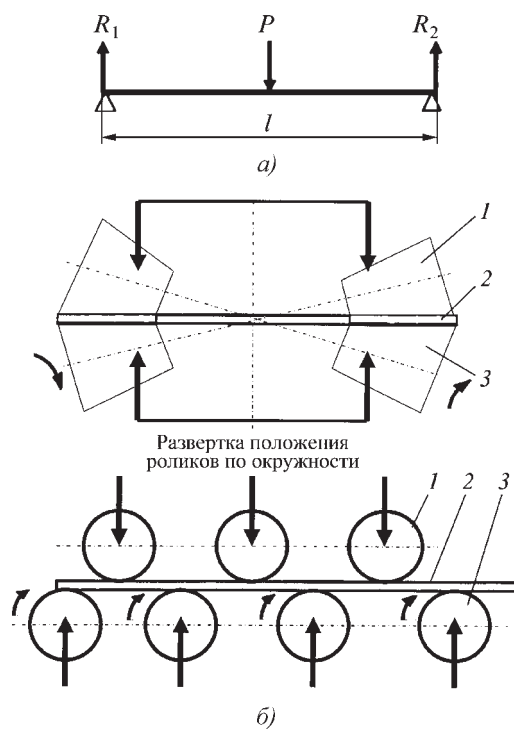


Рис. 1. Расчетная схема нагружения фрикционного диска (а) и схема установки для динамической стабилизации фрикционного диска (б)

Момент сопротивления сечения кольца

$$W_x = \frac{bh^2}{6}. \quad (3)$$

Расчетная максимальная деформация под роликом (прогиб)

$$f_{\max} = \frac{\sigma_{\text{рас}} l^2 W_x}{12 E J_x}. \quad (4)$$

Расчетное напряжение

$$\sigma_{\text{рас}} = \frac{\sigma_T}{k}, \quad (5)$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести материала фрикционного диска (расчетные значения  $\sigma_T$  для наиболее часто применяемых для изготовления фрикционных дисков материалов приведены в табл. 1);

$k$  – коэффициент, учитывающий совместное действие изгиба и кручения, для большинства фрикционных дисков  $k = 1,1 \dots 1,3$ .

По окончательному значению максимального прогиба  $f$  рассчитывают требуемое усилие  $P$  нагружения ролика для достижения заданного прогиба диска:

$$P = \frac{48 E J_x f}{l^3}. \quad (6)$$

Таблица 1

Расчетные значения характеристик материалов фрикционного диска

Сталь	Твердость		Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Предел усталости $\sigma_{-1}$ , МПа	Показатель кривой усталости $m$
	НВ	HRC <sub>Э</sub>				
40		38...42	1150	900	450	
45	197...207		780	680	340	12,6
45	269...361		950	800	400	
45		38...42	1200	950	480	
45		42...44	1540	1420	600	13,8
40X	197...229		890	740	370	12,7
40X		28...30	940	780	390	13,7
40X		30...34	1140	1050	550	
40X		42...44	1690	1520	620	14,0
50		38...42	1250	1050	520	
65Г	207...241		940	780	380	
65Г	269...361		1050	950	480	14,2
65Г		30...32	1180	1080	580	14,4
65Г		38...44	1280	1100	600	
85		38...42	1300	1100	550	
30ХГСА		26...28	1120	1020	510	13,9
30ХГСА		28...35	1180	1080	580	
30ХГСА		38...44	1400	1220	610	
30ХГСА		42...44	1720	1540	760	14,5

Соответственно, суммарная вертикальная сила перемещения верхних роликов

$$\Sigma P = Pn. \quad (7)$$

Возникающее в диске напряжение изгиба

$$\sigma_{и} = \frac{Pl}{4W_x}. \quad (8)$$

**Методика расчета "тарельчатости"** фрикционного диска основана на том, что опорные ролики, которые деформируют плоское кольцо, сходятся в радиальном направлении к центру кольца, и при одинаковом прогибе плоского кольца возникают различные напряжения на наружном и внутреннем диаметрах кольца пропорционально расстоянию между опорами.

Примем значение прогиба кольца в среднем сечении

$$f_{ср} = \frac{Pl_{ср}^3}{48EJ_x}. \quad (9)$$

Прогибы на наружном и внутреннем диаметрах будут равны и вызовут соответствующее изменение усилий  $P_{нар}$  и  $P_{вн}$  по сравнению с  $P$ :

$$f_{ср} = \frac{P_{нар}l_{нар}^3}{48EJ_x} = \frac{P_{вн}l_{вн}^3}{48EJ_x} = \frac{Pl^3}{48EJ_x}.$$

Из уравнения (9) получим

$$P_{нар} = P \frac{l_{нар}^3}{l^3}; \quad P_{вн} = P \frac{l_{вн}^3}{l^3}.$$

Разница в значениях  $P_{нар}$  и  $P_{вн}$  вызывает возникновение крутящего момента и соответственно "тарельчатости" (рис. 3).

Будем считать, что возникающее дополнительное усилие

$$Q = P_{вн} - P_{нар} = P \left( \frac{l_{нар}^3}{l^3} - \frac{l_{вн}^3}{l^3} \right) \quad (10)$$

прикладывается к поперечному сечению диска и при этом возникает крутящий момент

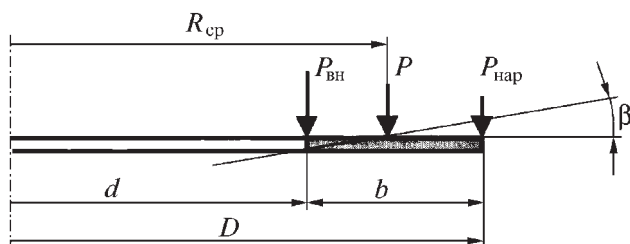


Рис. 2. Схема возникновения "тарельчатости"

$$M_{тар} = Qb. \quad (11)$$

Это приводит к повороту сечения на так называемый угол "тарельчатости"

$$\beta_{тар} = \frac{M_{тар}l}{GJ_k} \quad (12)$$

и возникновению касательных напряжений на крайних точках

$$\tau = \frac{M_{тар}}{W_k}. \quad (13)$$

Момент инерции  $J_k$  и момент сопротивления  $W_k$  сечения кольца при кручении

$$J_k = \frac{1}{3} \left( \frac{b}{h} - 0,63 \right) h^4;$$

$$W_k = \frac{1}{3} \left( \frac{b}{h} - 0,63 \right) h^3.$$

Таким образом, в процессе нагружения фрикционного диска одновременно действуют напряжения изгиба и кручения. Сложение напряжений изгиба и кручения произведем по энергетической теории и получим значения максимальных напряжений

$$\sigma_{сум} = \sqrt{(\sigma_{и}^2 + 3\tau^2)}. \quad (14)$$

Напряжения изгиба и напряжения кручения, действующие в течение всего периода правки, необходимо учитывать при расчете суммарного напряжения, которое не должно превышать значения предела текучести для данного материала диска:

$$\sigma_{сум} \leq \sigma_T.$$

**Методика расчета допустимого уровня накопления усталостных повреждений** основана на том, что нагружение детали циклической знакопеременной нагрузкой приводит к накоплению относительно небольших усталостных повреждений, которые приближенно можно определить, используя гипотезу линейного суммирования повреждений:

$$\Sigma \sigma_i^m n_i = [a_{пр}] \sigma_{-1}^m N_0,$$

где  $\sigma_i$  – напряжение динамической стабилизации при числе циклов действия напряжений  $n_i$ ;

$\sigma_{-1}$  – предел выносливости;

$N_0$  – базовое число циклов нагружения;

$m$  – показатель уравнения кривой усталости;

$[a_{пр}]$  – допустимая доля использования ресурса работоспособности на осуществление динамической стабилизации.

В зависимости от материала деталей и технологии их изготовления используют различные варианты циклограмм со ступенчатым нагружением. В этом случае допустимая доля использования ресурса работоспособности определяется по зависимости

$$a_{\text{пр}} = \frac{\sum \sigma_{\text{пр}i}^m n_{\text{пр}i}}{\sigma_{-1}^m N_0}, \quad (15)$$

где  $\sigma_{\text{пр}i}$  – приводимые напряжения реализуемых уровней нагружения при числах циклов их приложения  $n_{\text{пр}i}$ .

Так как рост и падение уровня напряжений пропорциональны числу циклов нагружения, то напряжения в любой точке циклограммы можно представить зависимостью

$$\sigma_i = f(n) = k_{\sigma} n_i,$$

где  $k_{\sigma}$  – коэффициент роста или уменьшения напряжений за один цикл нагружения.

Для участков циклограммы с линейным ростом или падением напряжения суммарный уровень накопления повреждений можно определить по зависимости

$$\sigma_i^m n_i = \frac{k_{\sigma} \sigma^{m+1}}{m+1}.$$

Для проведения динамической стабилизации рекомендуется использовать два типа циклограмм, приведенных на рис. 3.

Расчет циклограммы начинают с назначения интенсивности роста напряжений на участках 0–1, определяемой коэффициентом  $K_p$ , и интенсивности падения напряжений соответственно на участках 1–2 и 3–4 для интенсивной циклограммы и на участке 2–3 для оптимальной циклограммы, определяемой коэффициентом  $K_n$ . Методика назначения коэффициентов  $K_p$  и  $K_n$  приведена в работах [4, 5].

После выбора коэффициентов  $K_p$  и  $K_n$  рассчитывают напряжение  $\sigma_{\text{рас}}$  по формуле (5) и число циклов нагружения на участках роста и падения напряжений. На участке постоянного напряжения число циклов нагружения уточняется по окончательному уровню накопления усталостных повреждений.

При применении рекомендуемых двух типов циклограмм (см. рис. 4) для расчета доли использования ресурса работоспособности для проведения динамической стабилизации необходимо определить усталостные повреждения для каждого участка циклограммы.

В табл. 2 приведены расчетные зависимости для расчета накопленных усталостных повреждений для

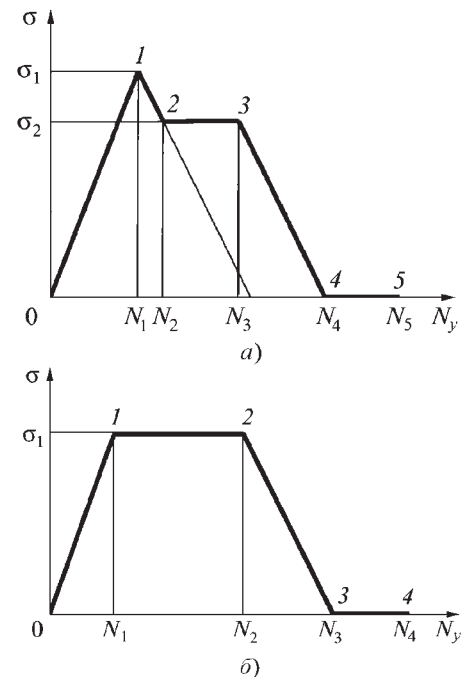


Рис. 3. Рекомендуемые типы циклограмм динамической стабилизации:

*a* – интенсивная; *б* – оптимальная

циклограммы интенсивного типа (рис. 4, *a*). Для циклограммы оптимального типа выполняется аналогичный расчет.

**Программное обеспечение расчета режимов нагружения** разработано для комплексного выполнения всех стадий расчетов режима нагружения динамической стабилизации фрикционных дисков или деталей типа колец с учетом заданных циклограмм нагружения, характеристик материала, параметров фрикционных дисков и допустимого уровня накопления повреждений. Исходные данные для разработки программного обеспечения режимов динамической стабилизации приведены в табл. 3.

Расчетная методика режимов нагружения с использованием офисного приложения Microsoft Excel начинается с формирования таблицы, условно разделенной на три части.

Первая часть таблицы служит для ввода исходных данных, вторая – содержит основные расчетные данные, третья – включает промежуточные расчетные данные.

После ввода формул в первую часть таблицы и ввода исходных данных вторая и третья части таблицы заполняются автоматически. После просмотра результатов можно при необходимости изменить значения исходных данных в первой части таблицы, при этом результаты расчета также будут автоматически скорректированы. Как исходные данные, так и ре-

Таблица 2

Расчет уровня накопления усталостных повреждений при использовании циклограммы интенсивного типа

Исходный параметр		Уровень усталостных повреждений в точках циклограммы						
		0	1	2	3	4	5	
Расчетное напряжение $\sigma_{рас}$ , МПа	$\sigma_{рас} = \frac{\sigma_T}{k}$	0	$\sigma_{рас}$	$0,95\sigma_{рас}$	$0,95\sigma_{рас}$	0	0	
Расчетный прогиб $f$ , мм	$f_{max} = \frac{\sigma_{рас} l^2 W}{12 EJ_x}$	0	$f_{max}$	$0,95f_{max}$	$0,95f_{max}$	0	0	
Участки циклограммы		0-1	1-2	2-3	3-4	4-5		
Принятое напряжение на участках циклограммы		$\sigma_1 = \sigma_{рас}$	$\sigma_2 = 0,95\sigma_{рас}$	$\sigma_2 = 0,95\sigma_{рас}$	0	0		
Расчетное число циклов нагружения на каждом участке циклограммы		$N_1 = K_p \sigma_1$	$N_2 - N_1 = K_n(\sigma_1 - \sigma_2)$	$N_3 - N_2$	$N_4 - N_3 = K_n \sigma_2$	$N_5 - N_4$		
Расчетная формула уровня усталостных повреждений на каждом участке циклограммы $\sigma_{пр i}^m n_{пр i}$		$\frac{\sigma_1^m N_1}{m+1}$	$\frac{\sigma_1^m (K_n \sigma_1)}{m+1}$ $\frac{\sigma_2 (K_n \sigma_2)}{m+1}$	$\sigma_2^m (N_3 - N_2)$	$\frac{\sigma_2^m (N_4 - N_3)}{m+1}$	0		
Суммарный уровень усталостных повреждений на всех участках циклограммы		$\sum \sigma_{пр i}^m n_{пр i}$						
Общий ресурс		$\sigma_{-1}^m N_0$						
Доля использования ресурса на проведение динамической стабилизации		$a_{пр} = \frac{\sum \sigma_{пр i}^m n_{пр i}}{\sigma_{-1}^m N_0}$						

Таблица 3

Исходные данные

Параметр	Обозначение	Размерность	Источник
Фрикционный диск			
Материал			Чертеж
Поверхностная твердость	HRC, HB		—"
Наружный диаметр кольца	$D_n$	мм	—"
Внутренний диаметр кольца	$D_b$	мм	—"
Толщина поперечного сечения кольца	$h$	мм	—"
Предел прочности	$\sigma_b$	МПа	Таблица 1
Предел текучести	$\sigma_T$	МПа	—"
Предел усталости	$\sigma_{-1}$	МПа	—"
Показатель уравнения кривой усталости	$m$		—"
Базовое число циклов нагружения	$N_0$		$2 \cdot 10^6$
Модуль упругости	$E$	МПа	2 000 000
Модуль сдвига	$G$	МПа	800 000
Число роликов	$n$		Установка для динамической стабилизации



Параметр	Обозначение	Размерность	Источник
Расчет силовых параметров			
Ширина поперечного сечения кольца	$b$	мм	
Расчетная длина	$l$	мм	(1)
Момент инерции сечения кольца (диска)	$J_x$	мм <sup>4</sup>	(2)
Момент сопротивления сечения кольца (диска)	$W_x$	мм <sup>3</sup>	(3)
Максимальная деформация под роликом	$f_{\max}$	мм	(4)
Расчетное напряжение динамической стабилизации	$\sigma_{\text{рас}}$	МПа	(5)
Принятое значение деформации под роликом	$f$	мм	
Вертикальная сила, действующая на один ролик	$P$	Н	(6)
Суммарная вертикальная сила перемещения верхних роликов	$\Sigma P$	Н	(7)
Расчет "тарельчатости"			
Напряжение изгиба	$\sigma_{\text{и}}$	МПа	(8)
Дополнительное усилие	$Q$	Н	(10)
Момент, вызывающий "тарельчатость" диска	$M_{\text{тар}}$	Н·мм	(11)
Угол "тарельчатости"	$\beta_{\text{тар}}$	рад	(12)
Напряжение кручения	$\tau$	МПа	(13)
Суммарное напряжение	$\sigma_{\text{сум}}$	МПа	(14)
Расчет допустимого уровня накопления усталостных повреждений			
Доля использования ресурса	$a_p$		(15)

зультаты расчета хранятся в таблицах приложения Microsoft Excel.

Достоинствами данного метода расчета являются возможность коррекции формул пользователем в случае необходимости, а также простота ввода дополнительных формул и получения результатов.

Программное обеспечение DISK является более высоким уровнем расчетной методики режимов нагружения динамической стабилизации фрикционных дисков.

Проверка расчетной методики с использованием офисного приложения Microsoft Excel показала, что в целом расчеты осуществляются корректно и в достаточном объеме. Однако в программное обеспечение DISK внесены существенные изменения: введение расчета допустимого уровня накопления усталостных повреждений и вычисление доли использованного ресурса по конечной зависимости (15).

На основании программного расчета допустимого уровня накопления усталостных повреждений разработана методика расчета уровня накопления усталостных повреждений для рекомендуемых типов интенсивных и оптимальных циклограмм.

Программное обеспечение методики расчета режимов динамической стабилизации фрикционных дисков написано на языке Visual Basic. Главное окно программы приведено на рис. 4.

Для удобства описания окно расчета режимов динамической стабилизации может быть условно разделено на пять зон: зона 1 – ввод исходных данных; зона 2 – основные результаты расчета; зона 3 – промежуточные результаты расчета; зона 4 – исходные данные для расчета доли использованного ресурса; зона 5 – расчет доли использованного ресурса.

Ввод исходных данных основного расчета осуществляется в зоне 1 подпрограммой Def\_Main\_1 после процедуры описания всех переменных и организован в формате Visual Basic с помощью инструмента Text Box. После ввода оператором исходных данных текстовый материал преобразуется функцией Number(text) в числовые значения. Далее оператор нажимает командную кнопку "Расчет", и программа выполняет расчет основных и промежуточных показателей, отображаемый в зонах 2 и 3. Расчет выполняется подпрограммой Sub Raschet\_1, присвоение значений переменным и вывод результатов – подпрограммой Sub Def\_Res\_1.

Затем оператор вводит данные для расчета доли использованного ресурса в зоне 4, а также число участков циклограммы нагружения в зоне 1. После нажатия командной кнопки "Циклограмма" программа генерирует таблицу для ввода остальных данных. Формирование таблицы осуществляется подпрограммой Command3\_Click. Результаты расчета отображаются в зоне 5.

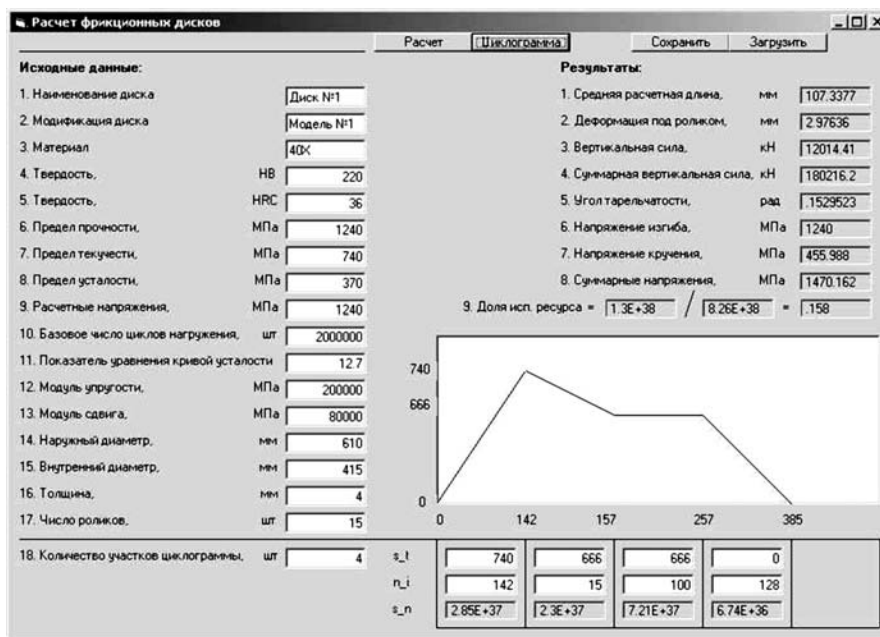


Рис. 4. Окно расчета режимов динамической стабилизации фрикционных дисков

В табл. 4 приведены результаты расчета режимов нагружения фрикционных дисков маслоохлаждаемых

тормозов карьерных самосвалов БелАЗ при 15-роликовой схеме нагружения.

Результаты расчета позволили выбрать оптимальное соотношение числа нагружающих роликов  $n$  для достижения минимальной "тарельчатости", рассчитать основные силовые характеристики установки для динамической стабилизации, учесть рассеяние механических характеристик материалов фрикционных дисков и рассчитать различные варианты интенсивных и оптимальных типов циклограмм для динамической стабилизации фрикционных дисков на различных операциях технологического процесса их изготовления. В целом объем расчета с использованием разработанного программного обеспечения позволил во много раз сократить сроки и затраты на разработку технического задания на проектирование установки для динамической стабилизации фрикцион-

Таблица 4

Результаты расчета

Диск	Состояние диска	Размер, мм			$b$ , мм	$f$ , мм	$P$ , Н	$\Sigma P$ , Н
		$D_H$	$D_B$	$h$				
75570-1711482	1	481	396,5	4	4,22	2,2	6080	91 270
	2	470	398	3,4	3,6	2,5	3790	56 800
	3	470	398	3	3,6	2,8	2950	44 220
75570-1711484	1	463,5	384	4	3,97	2,0	5930	88 910
	2	462	395	3,4	3,35	2,4	3570	53 530
	3	462	395	3	3,35	2,8	2780	41 680
7555В-3502595-10	1	610	415	4	9,75	3,0	12 020	180 300
	2	588,5	420	3,4	8,42	3,4	7620	114 410
	3	588,5	420	3	8,42	3,8	5930	89 070
7555В-3502554-10	1	590	392	4	9,90	2,7	12 730	191 090
	2	585	414	3,4	8,55	3,3	7810	117 210
	3	585	414	3	8,55	3,8	6080	91 250
75570-3502595	1	910	675	4	11,75	7,1	9360	140 520
	2	887,5	680	3,4	10,37	8,2	6040	90 640
	3	887,5	680	3	10,37	9,3	4700	70 570
75570-3502554	1	890	647	4	12,15	6,7	9980	149 840
	2	885	667,5	3,4	10,87	8,0	6390	95 930
	3	885	667,5	3	10,87	9,1	4970	74 680

Примечание: состояние диска 1 – правка после вырезки заготовки диска толщиной 4 мм, диска 2 – правка диска после предварительного шлифования, диска 3 – правка окончательно обработанного диска.

ных дисков и на базе разработанного программного обеспечения для расчета режимов нагружения в сжатые сроки разработать программу управления исполнительными движениями установки с ЧПУ для динамической стабилизации тормозных фрикционных дисков с наружными диаметрами до 915 мм и максимальной толщиной до 4 мм.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Антонюк В.Е.** Технологические возможности повышения точности изготовления деталей типа плоских колец // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 8. С. 16–20.
2. **Антонюк В.Е., Берестнев О.В.** Основные положения динамической стабилизации геометрических форм деталей // Доклады НАН Беларуси. 2005. № 3. Т. 49. С. 98–102.
3. **Антонюк В.Е.** Повышение качества изготовления деталей динамической стабилизацией // Весці Акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2005. № 3. С. 65–71.
4. **Антонюк В.Е.** Методические основы динамической стабилизации // Вестник Белорусского национального технического университета. 2005. № 4. С. 29–32.
5. **Антонюк В.Е.** Динамическая стабилизация геометрических параметров деталей циклическим нагружением // Материалы, технологии, инструменты. 2004. № 3; Т. 9. С. 82–87.

УДК 539.319

**Е.Ю. Кропоткина** (Ростовская государственная академия сельскохозяйственного машиностроения)

## Релаксация остаточных напряжений по времени после поверхностного пластического деформирования

*Приведены результаты исследований релаксации остаточных напряжений по времени после асимметричного упрочнения деталей типа нежестких валов. Анализ результатов проведен с использованием теории спектрального анализа. Эксперименты по релаксации остаточных напряжений показали стабильность абсолютной величины получаемого изгиба. Форма образцов с пространственным изгибом со временем изменяется.*

**Ключевые слова:** релаксация остаточных напряжений, асимметричное упрочнение.

*The paper presents the research results of relaxing of residual strain in time after asymmetrical strengthening of shaft-type machine parts. The analysis of the results has been carried out with the use of spectrum analysis theory. Experiments with relaxing of residual strain showed stability of absolute quantity of the bend. Shape of the patterns with spatial bends change in time.*

**Keywords:** relaxing of residual strain, asymmetrical strengthening.

В машиностроении широко применяют способы обработки деталей *поверхностным пластическим деформированием* (ППД), в том числе обкатыванием или выглаживанием. Одним из сравнительно новых направлений применения методов ППД, в частности метода обкатывания цилиндрических поверхностей, является возможность управления деформациями с целью уменьшения погрешностей формы продольного сечения (изгиба) вала. Действительно, если в поверхностном слое упрочненной детали путем пластической деформации создать новую несимметричную картину распределения остаточных напряжений, то в результате действия возникающего в ее теле изгибающего момента от появившейся неуровновешенности произойдет дополнительная деформация. При определенном распределении напряжений направленность действия изгибающего момента позволит осуществить направленную деформацию, противоположную по направлению имеющейся. В результате

может быть получен эффект, заключающийся в уменьшении изгиба и повышении точности вала. На основании этого явления возможно управление формой детали [1].

Эффективность применения асимметричного обкатывания или выглаживания детали для повышения точности ее формы зависит от стабильности образующегося при обработке поля напряжений. В случае изменения уровня и характера распределения этих напряжений под влиянием различных факторов происходит нарушение равновесного состояния, и деталь испытывает дополнительные деформации без видимых внешних воздействий. Для практического использования метода необходимо исследовать остаточные напряжения после асимметричного упрочнения и полученного в результате их действия изгиба.

Известно, что остаточные напряжения в деталях изменяются со временем, а также под влиянием различных внешних воздействий. Изменение величины

и характера распределения остаточных напряжений называется релаксацией. Основными технологическими факторами, влияющими на релаксацию остаточных напряжений, являются температура, механические нагрузки и время выдержки. Релаксация остаточных напряжений асимметрично обкатанных деталей под влиянием температуры и механических нагрузок достаточно исследована. Установлено [2], что упрочнение методами ППД существенно замедляет релаксационные процессы. Это обеспечивает сохранение уровня остаточных напряжений и, соответственно, величины полученного после асимметричного упрочнения изгиба при возможных технологических или эксплуатационных нагревах.

Остаточные напряжения, полученные в образцах, обкатанных и не обкатанных роликами, исследовали [3] при воздействии циклических нагрузок на усталостных машинах со знакопеременным изгибом при вращении образцов. Исследования показали, что остаточные напряжения обкатанных образцов могут снижаться в начальном периоде испытаний, но это имеет место только при использовании напряжений, превышающих 0,9 предела выносливости. То есть обкатывание, упрочняя поверхностный слой наклепом, значительно повышает стабильность остаточных напряжений и позволяет применять асимметрично упрочненные детали при переменных нагрузках. Необходимо исследовать релаксацию остаточных напряжений по времени.

Для исследования релаксации, возникающей после асимметричного упрочнения, были подготовлены и асимметрично обкатаны нежесткие валы (диаметром 20 мм, длиной 400 мм). Образцы были обработаны на токарном станке с различными значениями силы обкатывания и разными схемами приложения нагрузки, что обеспечивало разный уровень и, соответственно, различное распределение эпюр остаточных напряжений в поперечных сечениях образцов. Были получены плоские и пространственные изгибы.

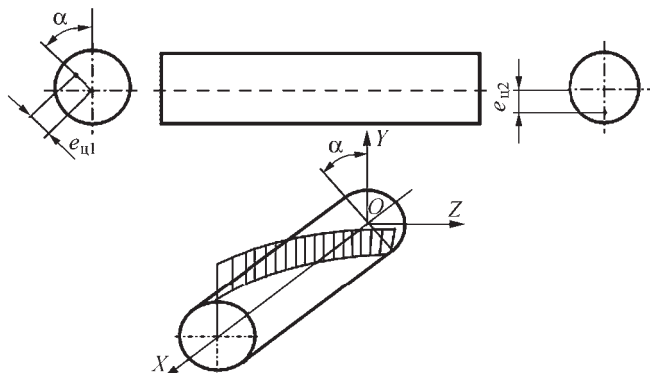


Рис. 1. Схема приложения наибольшей силы обкатывания  $P_{\max}$  в общем случае асимметричного закрепления вала



Рис. 2. Схема измерений образцов в поперечных сечениях

Для получения пространственного изгиба образцы (№ 1–3) закрепляли с одной стороны в патроне со смещением  $e_{u1}$  в плоскости  $XOY$  (плоскости меток), с другой стороны – в пяте, со смещением  $e_{u2}$  в плоскости  $XOZ$  (рис. 1). Плоскости эксцентриситетов образцов № 1–3 расположены под углом  $\alpha = 90^\circ$  относительно друг друга. Образец № 1 обкатывали с максимальной силой  $P = 200$  Н, но не по всему периметру заготовки. Образец № 2 обкатывали с силой  $P = 450$  Н. Перепад значений асимметричной силы  $\Delta P = 254$  Н. Образец № 3 обкатывали с силой  $P = 700$  Н,  $\Delta P = 238$  Н. Для получения плоского изгиба валики закрепляли со смещениями  $e_{u1}, e_{u2}$ . Изгиб производили в одной плоскости ( $\alpha = 0$ ).

После обкатывания измеряли абсолютную величину изгиба образцов. Дополнительно все образцы с плоскими и пространственными изгибами измеряли в пяти сечениях по длине валов, перпендикулярных оси заготовки: в середине вала и на расстоянии 100 и 200 мм от нее. В каждом сечении измеряли смещения каждой из 12 точек по периметру, через  $30^\circ$  (рис. 2).

Повторный контроль отложенных образцов производили через 9 мес. после изготовления, через 22 мес. после обработки контроль производили еще один раз.

Для исследования сложного изгиба и погрешностей формы в продольном и поперечном сечениях использовали методику спектрального (гармонического) анализа [1]. Для этого реальный контур детали (рис. 3) представляли периодической функцией с помощью тригонометрического ряда с конечным числом членов  $n$ :

$$\Delta(\varphi) = \frac{C_0}{2} + \sum_{k=1}^n C_k \cos(k\varphi + \varphi_k).$$

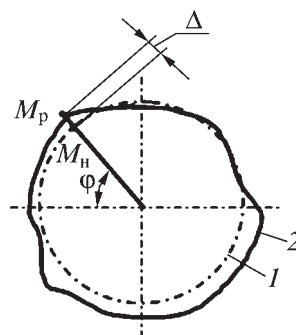


Рис. 3. Система отсчета отклонений формы вала в поперечном сечении ( $\Delta$  – величина отклонения):

1 – номинальный контур; 2 – реальный контур



Совокупность  $C_k$  называется спектром амплитуд, совокупность  $\varphi_k$  – спектром фаз. Каждой данной точке  $M_p$  реального контура 2 ставится в соответствие точка  $M_n$  номинального контура 1, образованная пересечением номинального контура с нормалью к нему, проходящей через точку  $M_p$ .

При изгибе валов основными погрешностями в поперечных сечениях являются эксцентриситеты  $e_\varphi$  и фазы поперечных сечений  $\varphi$ , в которых проводятся измерения, определяемые первым членом разложения ряда Фурье.

При проведении экспериментов контролировали эксцентриситет (биение) обрабатываемых образцов, стрелу изгиба обработанной детали, профиль поперечных сечений образцов.

Отклонения формы асимметрично обкатанного вала определяли с помощью методики практического гармонического анализа по схеме 12 ординат с построением графика функции  $\Delta(\varphi)$ .

Регистрацию измеренных ординат и математическую обработку данных проводили согласно специальному алгоритму. Рассчитывали частные случаи отклонений функции  $\Delta(\varphi)$ : эксцентриситет (отклонение положения) по  $\Delta_1(\varphi)$ , овальность по  $\Delta_2(\varphi)$ , трехвершинную огранку (если она появлялась) по  $\Delta_3(\varphi)$  и

др. Продольный изгиб определяли по величине эксцентриситетов отдельных поперечных сечений, выбранных вдоль оси детали.

На основании методики спектрального анализа проводили обработку результатов измерений. Определяли расположение геометрических центров поперечных сечений образцов: рассчитывали эксцентриситеты образцов  $e_\varphi$  относительно общей оси вращения  $OX$  и фазы (углы поворотов  $\varphi$ ) максимальных значений этих эксцентриситетов относительно общей плоскости  $XOY$  (табл. 1–3). По результатам полученных данных построены графики (рис. 4).

Анализ результатов релаксации по времени – изменения формы образцов в течение 22 мес. – показал, что абсолютная величина смещения осей и изгибов всех образцов практически не изменилась. В ряде случаев со временем изгиб незначительно увеличился, что свидетельствует о неравномерной релаксации остаточных напряжений. Такое явление можно объяснить тем, что в результате воздействия ППД возникает неравномерное напряженное состояние, при котором с одной стороны детали образуются большие остаточные напряжения. После высвобождения остаточных напряжений появляется изгиб, и деталь находится в уравновешенном состоянии. Однако из-за не-

Таблица 1

Результаты гармонического анализа образца № 1

Поперечное сечение	Эксцентриситет $e_\varphi$ , мм	Фаза $\varphi$ , градус
Сразу после обработки		
I	0,028	63,13
II	0,121	84,60
III	0,142	109,67
IV	0,101	135,75
V	0,013	82,50
Через 9 мес. после обработки		
I	0,025	65,20
II	0,116	72,67
III	0,127	81,09
IV	0,079	98,60
V	0,016	85,50
Через 22 мес. после обработки		
I	0,023	63,23
II	0,123	66,78
III	0,139	68,25
IV	0,076	81,00
V	0,017	83,50

Таблица 2

Результаты гармонического анализа образца № 2

Поперечное сечение	Эксцентриситет $e_\varphi$ , мм	Фаза $\varphi$ , градус
Сразу после обработки		
I	0,030	50,70
II	0,106	55,10
III	0,136	63,66
IV	0,082	78,67
V	0,011	80,93
Через 9 мес. после обработки		
I	0,018	56,04
II	0,109	56,50
III	0,130	62,62
IV	0,069	76,51
V	0,010	77,62
Через 22 мес. после обработки		
I	0,022	57,75
II	0,111	59,34
III	0,140	67,18
IV	0,070	74,70
V	0,011	75,50

Таблица 3

Результаты гармонического анализа образца № 3

Поперечное сечение	Эксцентриситет $e_\phi$ , мм	Фаза $\phi$ , градус
Сразу после обработки		
I	0,024	28,30
II	0,115	24,70
III	0,137	44,50
IV	0,087	58,00
V	0,029	12,00
Через 9 мес. после обработки		
I	0,029	32,20
II	0,151	32,50
III	0,164	42,90
IV	0,092	59,40
V	0,050	19,20
Через 22 мес. после обработки		
I	0,027	40,59
II	0,139	41,16
III	0,161	48,78
IV	0,098	61,91
V	0,049	14,84

равномерного приложения давления при обкатывании по периметру поперечных сечений (что связано с методом обработки) степень и глубина упрочнения на противоположных сторонах детали имеют разные значения. Структура (распределение дислокаций) по периметру обкатанного вала также отличается. Такое состояние обуславливает перемещение дислокаций, что в свою очередь может вызвать достаточно большую неуравновешенность напряженного состояния, которая может привести к дополнительному изгибу. При этом форма изгиба образцов, получивших в результате неравномерного упрочнения сложную конфигурацию, изменилась. Перепад фаз эксцентриситетов  $\Delta\phi$ , характеризующий угол поворота направления изгиба, уменьшился (см. табл. 1), т.е. произошло частичное "раскручивание" валов.

Релаксация, характеризующаяся уменьшением перепада фаз  $\Delta\phi$ , значительно снизилась у образца № 1 – на 49 % через 9 мес. после обработки и на 72 % через 22 мес. (см. рис. 3, табл. 2) – по сравнению с релаксацией образцов 2 и 3 (см. рис. 4, 5, табл. 3, 4). Это можно объяснить тем, что упрочнение осуществляется не по всему периметру в осевом сечении и перераспределение остаточных напряжений в данном случае с течением времени идет более интенсивно.

Релаксация образцов № 2 и 3, обкатанных по всему периметру, происходила примерно одинаково: на 15 и 19 % через 9 мес. и на 35 и 38 % через 22 мес.

после обработки соответственно. В этом случае стабильность остаточного напряженно-деформированного состояния по времени увеличивается при применении давлений, вызывающих повышение остаточных напряжений. При этом диапазон изменения силы  $\Delta P$  не оказывает значительного влияния на релаксацию по времени остаточных напряжений, вызывающих закручивание.

У образца № 1, обкатанного с меньшим давлением в диаметральной направлении с большим диапазоном изменения давления, раскручивание произошло в основном в средней (обработанной) части вала (см. рис. 4). При этом необработанные концы вала не изменили своего положения.

У образца № 2, обкатанного по всему периметру с наибольшим диапазоном изменения давления,

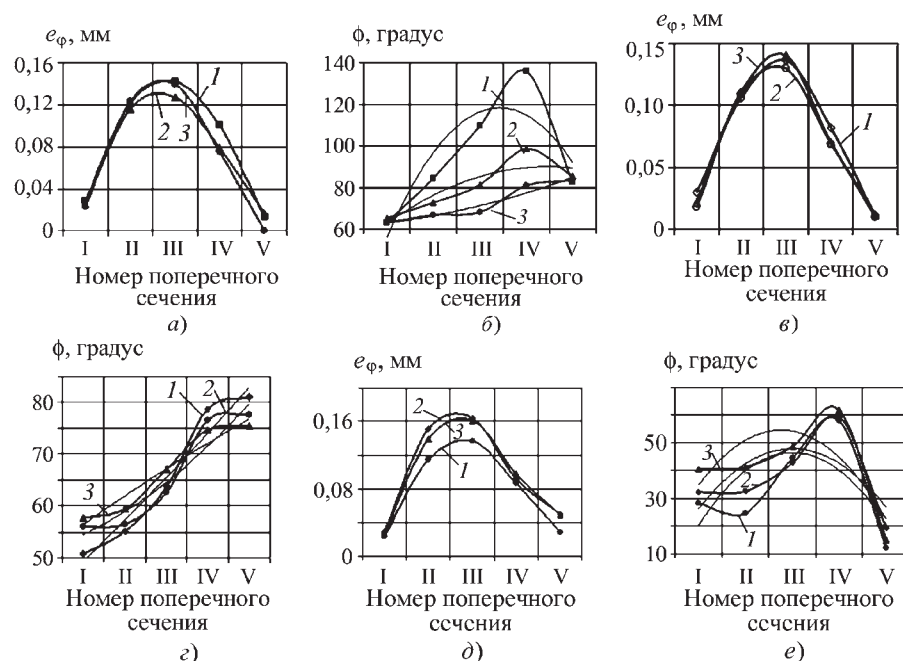


Рис. 4. Результаты гармонического анализа образцов № 1 (а, б), № 2 (в, г) и № 3 (д, е) после релаксации по времени:

а – график эксцентриситетов; б – график фаз: 1–3 – сразу после обкатывания, через 9 и 22 мес. после обработки соответственно

Таблица 4

**Изменение перепадов фаз асимметрично упрочненных валов в результате релаксации по времени**

Этап релаксации	Образец № 1	Образец № 2	Образец № 3
Непосредственно после обработки	51,15/100	23,57/100	33,30/100
Через 9 мес. после обработки	25,93/51	20,01/85	26,90/81
Через 22 мес. после обработки	14,22/28	15,36/65	20,75/62
Примечание. В числителе приведены значения перепада фаз $\Delta\varphi$ , градус, в знаменателе – значения $\varphi$ , %.			

изменение фаз, т.е. раскручивание, произошло в основном с концов вала (см. рис. 5).

**Выводы**

1. Исследование релаксации остаточных напряжений по времени после асимметричного упрочнения

свидетельствует о стабильности полученной линейной величины изгиба, т.е. простой плоский изгиб достаточно устойчив.

2. Форма и величина закручивания образцов при пространственном изгибе со временем изменяются. Для сохранения формы пространственного изгиба необходимо применять стабилизирующие виды обработки, например старение под напряжением.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Зайдес С.А., Кропоткина Е.Ю., Лебедев А.Р. Моделирование процессов поверхностного пластического деформирования. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2004. 309 с.

2. Папшева Н.Д. Влияние температуры на устойчивость эффекта упрочнения // Поверхностное упрочнение деталей машин и инструментов. Куйбышев: КПТИ, 1985. С. 68–71.

3. Кудрявцев И.В., Саввина Н.М., Зайцев Г.З. Устойчивость эффекта остаточных напряжений в усталостной прочности стальных деталей // Усталостная прочность и остаточные напряжения в стали и чугуна. ЦНИИТМАШ, кн. 70, М.: Машгиз, 1955. С. 5–22.

**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**.

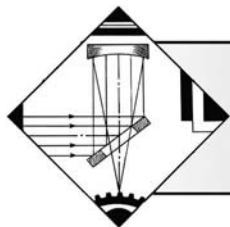
Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

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

**редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия".**

**Тел.: (499) 268-40-77. Факс (499) 269-47-98.**

**E-mail: utp@mashin.ru. <http://www.mashin.ru>**



## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

В.В. Федосов (Москва), А.В. Федосова (Национальный университет, Колумбия)

### Модель периферийного нагрева частиц при газопламенном нанесении покрытий

*Рассмотрен периферийный нагрев частиц при газопламенном нанесении порошковых покрытий. Предложено выделять периферийные зоны по выбранной минимальной пролетной температуре частиц порошка. С помощью модели, реализованной в виде нейросети, определены пространственные контуры периферийных зон и показана их зависимость от параметров нанесения.*

**Ключевые слова:** газопламенное покрытие, наплавка, периферийные зоны, температура частиц, моделирование, нейронные сети.

*A peripheral heating the particles with flame causing powders. Proposed allocate peripheral zone on the selected bird of passage minimum temperature of the particles. Using models sold in the form of neural networks, defined spatial contours of the peripheral zones and shows their dependence on the parameters of causing.*

**Keywords:** the flame coating, surfacing, peripheral zone, the temperature particles, modeling, neural networks.

В процессах газотермического нанесения покрытий частицы, траектории которых проходят вне центральной зоны (в которой тепловые и динамические параметры струи теплоносителя наиболее высокие) называются периферийными. Пролетные температуры таких частиц должны существенно отличаться от температуры частиц, движущихся вблизи оси потока, что снижает вероятность их закрепления на поверхности основы и увеличивает потери порошка. По разным оценкам, в зависимости от типа и мощности теплоносителя, схем ввода порошка, режимных и других параметров, доля периферийных частиц может достигать 15...20 %, что существенно отражается на экономической эффективности процесса. В работе [1] показано, что сформированная горелкой струя теплоносителя неизбежно захватывает значительный объем воздуха из окружающей атмосферы, что подтверждает наличие в покрытиях оксидов и соединений с азотом. Реже упоминается, что этот воздух одновременно имеет и охлаждающий эффект, изменяющий температуру нагрева частиц именно в пограничных зонах теплоносителя. Остается неясным, что считать периферийными зонами. Если согласиться с дискретностью перехода от осевого к граничному нагреву, реальная картина будет упрощенной и сохранит большую неопределенность.

Отделение периферийных зон можно производить по разным критериям: приняв априори за периферию зоны, например, более 0,8 геометрического сече-

ния сопла; исходя из динамики струи теплоносителя; по выбранной минимальной температуре теплоносителя или частиц в потоке. Последний критерий является результатом действия всего комплекса переменных процесса газопламенного нанесения покрытий, наиболее информативен и представляет интерес как технологический параметр, однако сложен в определении. Периферийная зона превращается в пространственную область со сложной конфигурацией, а ее зависимость от основных переменных газотермических процессов очевидна.

В данной работе оценена температура периферийных частиц при газопламенном нанесении покрытий (при одноканальном и симметричном выводе в атмосферу горючей смеси и порошка), что соответствует процессу газопорошковой наплавки-напыления. Полученные результаты можно использовать при анализе других схем подачи порошка или смене вида теплоносителя, например, при автономной подаче порошка по центральному каналу в окружении пламенных сопел, применении плазменных струй с более высокими температурами и скоростями.

Базовый математический аппарат расчета обоснован в работе [2]. В данной работе принципиальным является введение параметра смещения частиц  $S$  от оси потока, в результате чего функции описания температур пламени отражают приближение фронта горения к соплу и уменьшение протяженности высокотемпературной и факельной зон пламени.



Параметры процесса горения

Расход горючей смеси, м <sup>3</sup> /ч	0,25...0,50	0,48...0,84	0,83...1,45	1,4...2,30	2,18...3,70	3,60...5,90
Диаметр сопла $D$ , мм	1,2	1,5	1,9	2,3	2,8	3,5
Длина ядра $L$ , мм	10	11	12	14	16	17

Математическая модель процесса в этом случае будет иметь вид

$$T = f(L_S, D, T_{a,b,c,d}, x, S, w_0, k_w, R, \alpha_{1,2,3}, \lambda, a),$$

где  $T$  – температура частиц;

$L_S$  – удаление фронта горения от сопла при смещении  $S$  от оси, равно  $f(L, D, S)$ ;

$L$  – длина ядра пламени по оси;

$D$  – диаметр сопла;

$T_a, T_b, T_c, T_d$  – температуры пламени по длине;

$x$  – смещение по длине потока;

$w_0$  – стартовая скорость частиц на выходе из сопла;

$k_w$  – коэффициент торможения;

$R$  – радиус частиц;

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$  – коэффициенты теплообмена по длине пламени;

$\lambda$  – теплопроводность материала частиц;

$a$  – коэффициент температуропроводности.

Предлагается следующая расчетная схема. Геометрия ядер ацетиленокислородного пламени для широкого и непрерывного диапазона расходов горючей смеси приведена в таблице. Ядро пламени формируется фронтом горения с максимальной в зависимости от типа горючего газа и окислителя температурой. До фронта имеет место быстрое и непрерывное нарастание температуры горючей смеси. После ее воспламенения характер снижения температуры становится более пологим и ступенчатым. Контур ядра оказывается вытянутым в сторону истечения горючей смеси и в плоскости близок к параболе. Ядро пламени длиной  $L$  в нижнем своем сечении практически совпадает с диаметром  $D$  сопла. Конфигурация фронта горения пламени фактически является 3D-диаграммой распределения скоростей истечения горючей смеси в сечениях струи. В первую очередь периферия струи тормозится окружающей атмосферой, скорость которой принята за нулевую. Поскольку протяженность зон нагрева частиц на периферии резко сокращается, учитывать в них реальные снижения скоростей частиц сложно. Однако в принятой модели эффект торможения учтен и распространен на любые сечения струи в пределах  $5L$ .

В процессе горения сохраняются пиковые температуры по всей поверхности ядра пламени, однако

распределение температур стягивается по координате  $x$  к кромкам сопла. Поскольку контур ядра пламени наиболее близок к параболе, стягивание распределения температур будет также параболическим.

В этом случае

$$L_S = L \left[ 1 - \left( \frac{2S}{D} \right)^2 \right].$$

На рис. 1 в 3D-координатах приведено распределение температуры пламени по сечению потока. Уже незначительное изменение смещения  $S$  заметно изменяет это распределение. Ближе к кромкам сопла отмечается присутствие больших по сравнению с осью потока градиентов температур. Однако они будут сочетаться уже с небольшим временем пролета (нагрева) частиц, что будет оценено ниже. Подобные распределения построены для всего ряда расходов горючей смеси (0,25...5,9 м<sup>3</sup>/ч) и являются ключевыми при дальнейших расчетах температур периферийных частиц. При общем характере и пиковых температурах при различных мощностях отмечается нарастание интегральных показателей (в связи с увеличением диаметра сопла  $D$ , длины ядра  $L$  и протяженности факела).

Из анализа приведенных данных следует, что периферийные зоны с точки зрения нагрева частиц отличаются два неблагоприятных фактора: на них приходится достаточно большая часть площади сечения со-

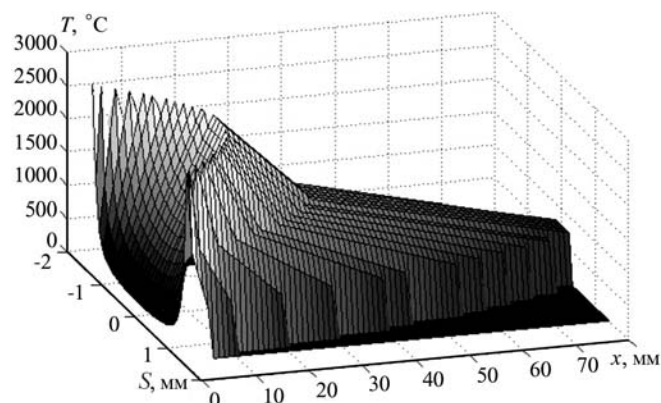


Рис. 1. Распределение температуры пламени по сечению сопла и длине потока ( $D = 2,8$  мм,  $L = 16$  мм,  $x = 1...80$  мм)

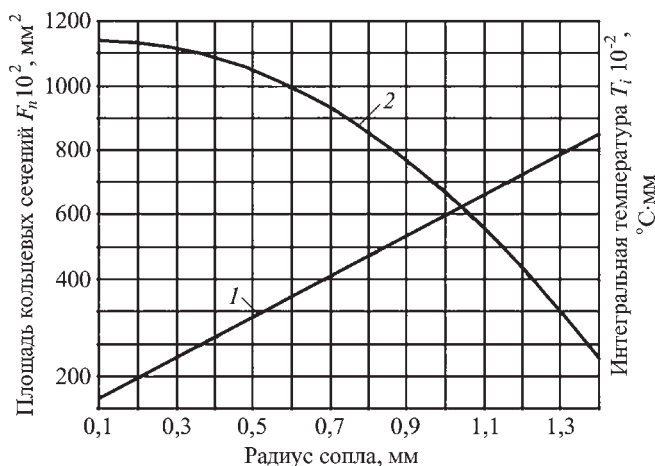


Рис. 2. Изменение площади (1) и интегральной температуры (2) кольцевых сечений по радиусу потока ( $D = 2,8$  мм,  $L = 16$  мм,  $x = 1...80$  мм, ширина кольцевого сечения 0,1 мм)

пла (потока); интегральная температура пламени в них резко снижается, вплоть до нулевых значений. Таким образом, определенное количество порошка оказывается в зонах малоэффективного нагрева (рис. 2). Наличие второго фактора фактически означает резкое (в несколько раз) сокращение времени пребывания частиц в эффективных для нагрева зонах, а ожидаемая положительная роль эффекта торможения частиц не успеет проявиться.

Параболический характер распределения температур подтверждается отчетливой близостью опорной линии фронта горения к кромкам сопла и понижением скорости истечения на границе с атмосферой. Это является одной из причин его возможного перегрева, инициирования воспламенения горючей смеси внутри сопла и дальнейшего распространения горения навстречу подводимой горючей смеси. Устранение обратного удара пламени представляет отдельную проблему эксплуатации горелок для сварки и напыления порошков.

Оценку пролетных температур в центральной и периферийных зонах по приведенной модели описывали в терминах, принятых для описания нейронных сетей Neural Networks Toolbox MATLAB 7 [3]. Вариантом архитектуры выбрана четырехслойная полносвязная сеть с числом нейронов в слоях от 2...4 до 2...1, функция создания сети "newff", передаточные функции "logsig", "purelin", обучающий алгоритм "trainlm". Число циклов обучения (эпох) ограничи́ли 1000. При отработке нейросети выполнены все принятые процедуры обучения, тестирования и моделирования. Из-за большой разницы в градиентах температуры частиц как по длине, так и по сечению потока массивы точек, достаточных для обучения нейросетей, неодинаковы. При неадекватной работе нейросе-

ти их следует увеличивать. В данных расчетах использованы массивы в интервале  $n = 765...3060$  значений. Удалось добиться укладки всех тестовых результатов практически в линию при регрессионном анализе результатов работы сети.

Вектором входа сети является массив  $[2, n]$  с параметрами  $x$  и  $S$ , вектором выхода  $[1, n]$  – пролетная температура частиц. Неизменяемые переменные модели:  $T_b, T_c, T_d$  равна 2800, 1600, 750 °C соответственно;  $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$  равен 0,15, 0,1 и 0,05 кал/(см<sup>2</sup>·с·°C) соответственно;  $a = 1,25 \cdot 10^{-5}$  м<sup>2</sup>/с;  $\lambda = 58 \cdot 10^{-3}$  кал/(см·с·°C);  $p = 0,5$  ( $p$  – степень торможения частиц, определяющая коэффициент  $k_w$ ).

Реализация нейросетей в среде MATLAB позволяет визуально просматривать влияние всех входящих в модель переменных. Выделим, например, такие потенциально значительно влияющие на температуру частиц параметры, как мощность пламени, размеры и скорость частиц. Оценим крайние их сочетания с точки зрения нагрева частиц (рис. 3, 4). Следует отметить характерный гребневидный скачок температур, располагающийся примерно по контуру ядра пламени. При общем характере моделирующей поверхности значительно отличаются значения экстремальных и прилегающих температур. При крайне неблагоприятной для нагрева частиц ситуации предельное значение по оси составляет всего 154 °C и удерживается до 46 °C. При наиболее благоприятной ситуации аналогичные значения уже составляют 2089 и 1099 °C соответственно. Оба случая относятся к удалению от сопла до  $5L$ . Таким образом, отличия фиксируются более чем на порядок, а периферийный нагрев для второго случая оказывается даже более эффективным, чем осевой в первом случае.

Поскольку газопорошковую наплавку проводят при удалении сопла от основы  $L...2L$ , реально используется гребневидный скачок температуры частиц

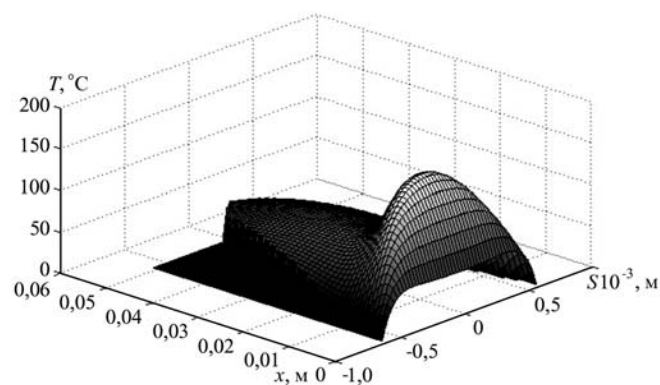


Рис. 3. Пролетная температура частиц при наименее благоприятном нагреве ( $L = 10$  мм,  $R = 100$  мкм,  $w_0 = 20$  м/с)

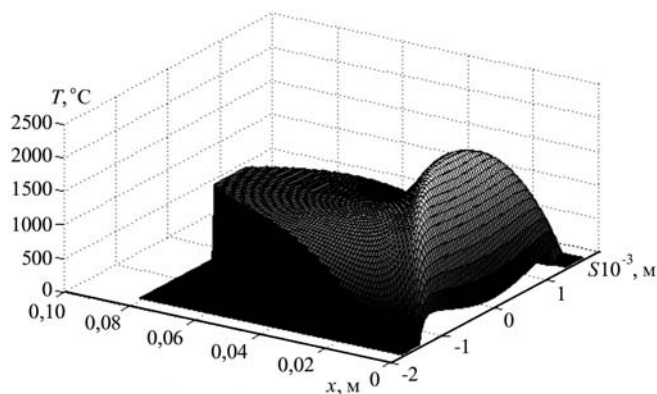


Рис. 4. Пролетная температура частиц при наиболее благоприятном нагреве ( $L = 17$  мм,  $R = 25$  мкм,  $w_0 = 5$  м/с)

в окрестностях контура ядра пламени, что, безусловно, повышает эффективность и экономичность процесса. В режиме напыления частиц эффективным будет стабильное удержание температур частиц при удалении от сопла до  $5L$ , хотя и меньшего уровня.

Отчетливо просматривается отличие в нагреве частиц, находящихся в периферийных зонах. Если пролетные параметры позволяют, то нагрев частиц на периферии так же, как и ближе к осевым зонам, характеризуется аналогичными высокими температурами. Однако время удержания этих температур незначительно, а близко к границам – это импульсный скачок. Таким образом, высокие температуры частиц до контакта с основой не сохраняются.

Использовать на практике зону с наиболее высокими температурами частиц (вблизи ядра пламени) нельзя. Нарушается естественное догорание горючей смеси, отраженный противоток может вызывать сдвиг фронта горения, появление завихрений, разброс частиц и др.

Из анализа полученных данных следует, что процессы газотермического нанесения порошковых покрытий крайне чувствительны ко многим факторам и их изучение необходимо проводить на основе моделирования в сочетании с экспериментом.

Моделирование обеспечивает возможность различной интерпретации полученных данных. Так, при выбранном векторе переменных модели можно получить очертания областей теплоносителя, в которых температура частиц будет не ниже определенного уровня.

Выбор минимальной пролетной температуры для отделения периферийных зон может преследовать различные цели. Для минимизации потерь порошка  $T_{\min} \approx (0,7...0,8)T_{\text{пл}}$  ( $T_{\text{пл}}$  – температура плавления порошка), для создания наилучших условий взаимодействия частиц с основой  $T_{\min} \approx T_{\text{пл}}$ . Учитывая, что значения температуры плавления широко применяемых порошковых материалов находятся в интервале

800...1800 °С, очертания периферийных зон будут совершенно различными.

На рис. 5 такие очертания получены для следующих параметров:  $L = 17$  мм,  $D = 2,8$  мм,  $R = 25$  мкм,  $w_0 = 5$  м/с. Выбранные уровни температур близки к температурам плавления различных порошков: антифрикционных бронз и латуней (600 °С), при исправлении дефектов чугунного литья (850 °С), самофлюсующихся износостойких и жаропрочных (1100 °С), износостойких на железной основе (1600 °С).

В плоскости рисунков черные поля соответствуют точным периферийным зонам – сечениям (в реальных процессах). Видно, что с повышением уровня минимальных пролетных температур координаты зоны ее удержания уменьшаются как по длине, так и относительно исходного сечения сопла. Контур разделяющей поверхности – нелинейный. Таким образом, периферийными становятся не только боковые зоны теплоносителя, как принято считать. Объем периферии увеличивается по длине потока и может захватывать даже осевую зону.

После определения геометрии периферийных зон определяют концентрацию в них частиц порошка, исходя из равномерной по площади сечения потока плотности частиц. В реальных схемах подачи порошка в теплоноситель распределение частиц в основном зависит от динамических параметров горячей струи теплоносителя, что требует отдельных исследований в каждом конкретном случае.

Технологическое управление периферийным нагревом (снижение концентрации порошка в периферийных зонах) – одна из трудноразрешимых проблем. Принципиальные решения по фокусировке потока частиц в объеме теплоносителя на уровне миллиметрового разрешения не известны. Упоминается экранирование потока частиц, но его применяют в исключительных случаях. Перспективными будут решения, предусматривающие дополнительные струйные обжатия, увеличение длины или снижение диаметра выпускающей камеры, наличие нарезки по типу оружейных стволов. Возможно использование новых физических эффектов или комбинаций уже известных методов. Значительным резервом остается оптимизация фокусировки частиц по режимным параметрам. Однако достигнутые улучшения могут оказаться не эффективными относительно других важных критериев, например производительности. Из-за большой сложности газотермических технологий достичь одновременно максимально эффективных для практики критериев оптимизации невозможно. Вероятно, наиболее эффективными для решения данной проблемы будут ранжирование или многокритериальная оптимизация.



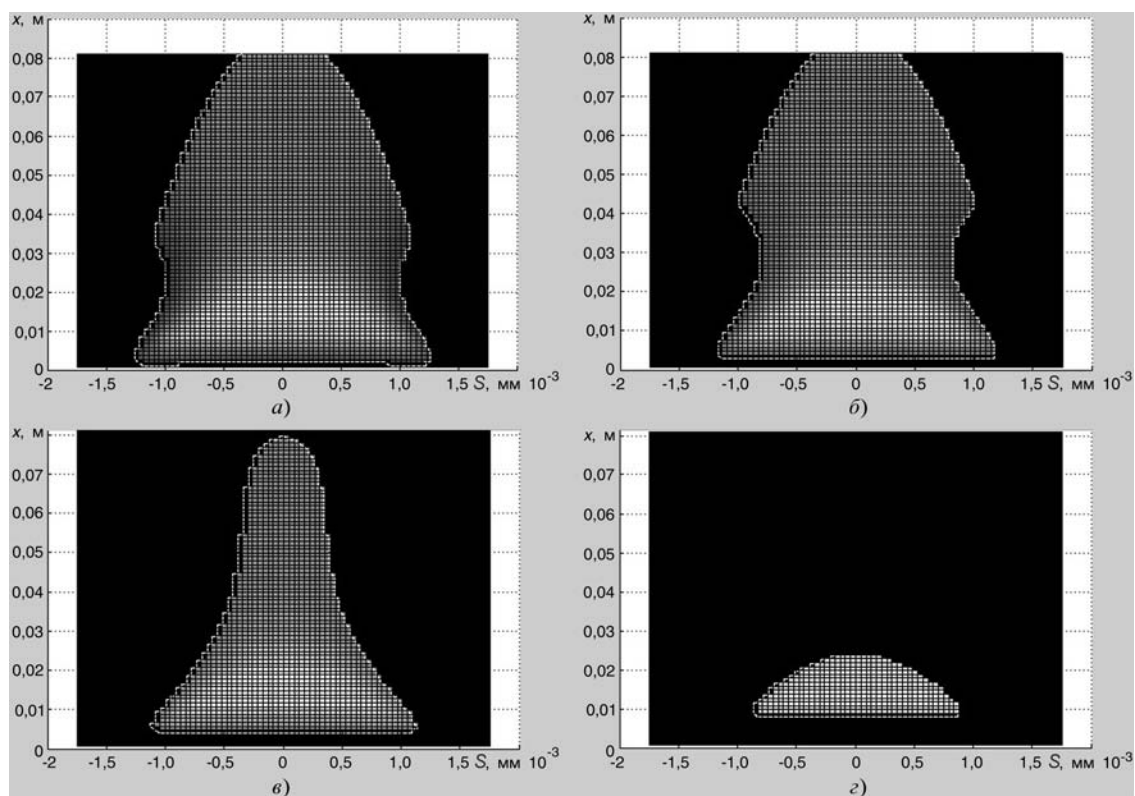


Рис. 5. Границы зон с различной минимальной пролетной температурой частиц:  
 а–г – 600, 850, 1100 и 1600 °С соответственно

В рамках предложенного подхода вследствие изменения распределения температуры пламени можно моделировать нагрев частиц, траектории которых не обязательно будут параллельны оси потока. Хотя таких частиц, исходя из динамики газопламенных струй, не должно быть много.

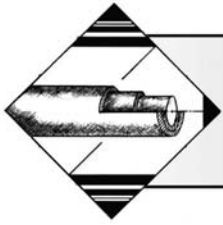
Таким образом, предлагаемая модель является эффективным информативным источником при теоретическом анализе процесса газопламенного нанесения порошковых покрытий, разработке технологических рекомендаций и при конструировании горелок.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасуй А., Моригаки О. Наплавка и напыление / пер. с яп. В.Н. Попова; под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
2. Федосов В.В., Федосова А.В. Влияние торможения частиц при переносе и нагреве порошка газокислородным пламенем // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 2. С. 23–29.
3. Дьяконов В.П., Круглов В.В. MATLAB 6.5 SP1/7/7 SP1/7 SP2 + Simulink 5/6. Инструменты искусственного интеллекта и биоинформатики. М.: СОЛОН-ПРЕСС, 2006. 456 с.







## ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

В.А. Шулов, А.В. Крайников, А.Г. Пайкин, О.А. Быщенко,  
В.И. Энгелько, К.И. Ткаченко (ММП им. В.В. Чернышева, Москва)

### Модифицирование жаростойкого вакуумно-дугового покрытия NiCrAlY на поверхности лопаток из жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У и ЖС26НК сильноточными импульсными электронными пучками<sup>1</sup>

*Проанализированы экспериментальные данные о влиянии режимов облучения сильноточными импульсными электронными пучками на усталостную прочность и жаростойкость лопаток ГТД из жаропрочных никелевых сплавов (ЖС6У и ЖС26НК) с жаростойким покрытием СДП2 (%): 18...22 Cr, 11...13,5 Al, 0,3...0,6 Y, основа – Ni. Установлено, что облучение сильноточными импульсными электронными пучками при плотности энергии  $w = 40...42$  Дж/см<sup>2</sup> и последующая финишная термическая обработка обеспечивают значительное повышение жаростойкости при сохранении выносливости на уровне, характерном для серийных лопаток.*

**Ключевые слова:** жаростойкие покрытия, электронно-лучевая обработка, усталость, коррозионная стойкость.

*The present paper reviews the results of investigations dedicated by the application of intense pulsed electron beams for surface processing of turbine blades with NiCrAlY coating. The high energy density ( $w = 40...42$  J/cm<sup>2</sup>) of these short-pulsed beams (with a diameter of  $d = 6...10$  cm and an energy of  $E = 100...150$  keV) exhibits a good prospect of their introduction into aircraft engine building for surface smoothing and strengthening of turbine blades from nickel alloys.*

**Keywords:** oxidation resistant coatings, electron beam treatment, fatigue, corrosion resistance.

#### Введение

Несмотря на последние достижения в технологиях получения монокристаллических отливок из жаропрочных сплавов и разработанные новые материалы (ЖС32, ЖС36, ЖС40 и др.), в частности с высоким содержанием рения, использование лопаток, изготовленных из этих материалов, без защитных жаростойких покрытий невозможно вследствие высокой температуры рабочего газа на входе в турбину (1500...2000 °С) и ее последующего повышения. Необходимость разработки технологии нанесения таких покрытий возникла еще в конце 70-х годов прошлого века. В СССР перспективные методы нанесения жаростойких покрытий разрабатывали в различных организациях: ВИАМе, ИЭС им. Е.О. Патона, ВВА им. Н.Е. Жуковского, Куйбышевском авиационном институте, БФТИ и др. В то время наибольшее развитие получили три метода: *прямое электронно-лучевое испарение в вакууме (ПЭЛИ)*, газофазное алитирование и вакуумно-дуговой (*вакуумно-плазменная технология высоких энергий – ВПТВЭ*). Было проведено

промышленное апробирование вакуумно-дугового метода и ПЭЛИ, в западных странах приоритет был отдан плазменной технологии. Впервые вакуумно-плазменные покрытия в авиационном двигателестроении были применены для защиты лопаток турбины от высокотемпературного окисления на воздухе (NiCoCrAlY, NiCoCrAlY+NiCrAlY, NiCrAlY и др.) [1]. Технологический процесс их получения разработан Ж.А. Мрочекком и Б.А. Эйзнером [2, 3], а собственно технология – С.А. Мубояджаном, Я.А. Помеловым и С.А. Будиновским [4, 5]. При этом скорость осаждения покрытия достигала для различных материалов 0,1...0,4 мкм/мин на установке МАП-1М, несколько ниже при использовании установок ННВ (0,05...0,2 мкм/мин), "Булат", МИР и "Пуск" (до 0,15...0,1 мкм/мин). Достижение более высоких скоростей осаждения на установках МАП-1М, МАП-2М и ВИАМ обусловлено увеличением доли капельной фракции (размеры отдельных фрагментов составляли 10...20 мкм и более). Последнее наряду с чисто технологическими сложностями изготовления катодов из материалов наносимых покрытий является основным недостатком метода ВПТВЭ. Именно поэтому для повышения жаростойкости лопаток турбины в западных странах приоритет был отдан плазменной техно-

<sup>1</sup> Работа поддержана РФФИ (проект № 06-08-00647-а).

логии с использованием мелкодисперсных порошков (1...5 мкм). Еще в 1982 г. один из ведущих специалистов в этой области Ж.А. Мрочек считал нецелесообразным внедрение вакуумно-дугового метода в авиационное двигателестроение из-за низкой прочности сцепления и пористости полученных покрытий и предлагал начать интенсивные исследования более перспективной плазменной технологии. В настоящее время порошковая металлургия в России практически не развивается. Поэтому на данном этапе разработка и внедрение высокоэффективных способов модификации поверхности вакуумно-дуговых покрытий, например с помощью *сильноточных импульсных электронных пучков (СИЭП)*, позволит нивелировать некоторые отрицательные характеристики вакуумно-дугового метода.

### Материалы, оборудование и методика исследований

В данной работе исследовали серийные монокристаллические лопатки турбины, изготавливаемые на ММП им. В.В. Чернышева из сплава ЖС26НК, с покрытием СДП-2 толщиной 50 мкм, полученным вакуумно-дуговым методом на установке МАП-1. Состояние материала в поверхностных слоях лопаток исследовали методами рентгеновского микроанализа (РМА), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурного анализа (РСА) и оптической металлографии в поляризованном свете. Исследования методом ПЭМ проводили с помощью электронного микроскопа высокого разрешения JEM-2000 FXII при ускоряющем напряжении 160 кВ на просвет в *трансмиссионном режиме (ТЭМ)*.

Фольги изготавливали из пластин, вырезанных из лопаток и отшлифованных со стороны основного материала до толщины менее 30 мкм. Уменьшая с обеих сторон толщину пластинки, получали слой на глубине 10...15 мкм со стороны, обработанной электронным пучком поверхности покрытия.

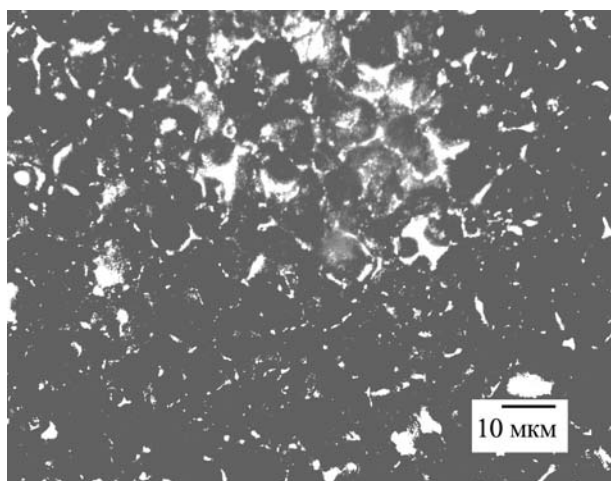
Фольги подвергали электрополированию в установке TENUROL-5 фирмы Struers в электролите состава 85 %  $C_2H_5OH$  и 15 %  $HClO_4$  при напряжении 30...40 В и температуре  $-30^\circ C$ . Размер субзерен определяли по методу секущих, подсчитывая число пересечений границ субзерен с линиями секущих на определенной длине. Мишени обрабатывали СИЭП [6] в ускорителе "Геза-1", что позволяло достичь больших значений энергии и длительности импульса при существенном увеличении расстояния от мишени до анода. При этом энергия электронов составляла 120 кэВ, длительность импульса — 30 мкс, плотность энергии в пучке — 40...42 Дж/см<sup>2</sup>, площадь попереч-

ного сечения пучка — 40 см<sup>2</sup>, неоднородность плотности по сечению пучка — менее 10 %.

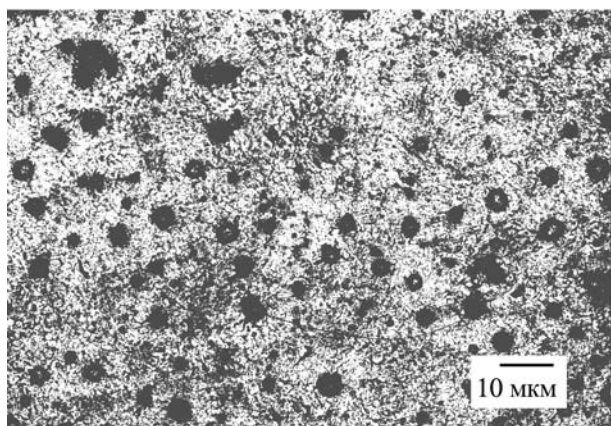
### Результаты экспериментов и их обсуждение

Известно, что главным технологическим параметром при облучении СИЭП является плотность энергии  $w$  в импульсе. С ее увеличением в приповерхностных слоях мишеней из жаропрочных сплавов протекают следующие процессы: испарение и плавление материала поверхностного слоя, кратерообразование и трещинообразование, плазмообразование и абляция. Эти процессы определяют физико-химическое состояние материала в поверхностном слое облучаемых мишеней, что приводит в итоге к модификации их свойств. Результаты, представленные в работе [6], позволяют сделать заключение, что оптимальные режимы облучения образцов и лопаток из жаропрочных никелевых сплавов с покрытиями NiCrAlY могут быть достигнуты при плотности энергии  $w = 40...42$  Дж/см<sup>2</sup>, когда не происходит кратерообразования, сохраняется упрочняющая  $\gamma'$ -фаза, а в поверхностном слое покрытия увеличивается содержание электронной  $\beta$ -фазы на основе NiAl. Кроме того, при данном режиме облучения параметр шероховатости поверхности снижается от 2,01...2,12 до 0,32...0,61 мкм, хотя на ней присутствуют отдельные "застывшие" микрокапли, содержащие (по данным РМА) преимущественно алюминий (рис. 1). Последнее свидетельствует о частичном выносе отдельных элементов материала покрытия с высоким давлением насыщенных паров. При этом после завершения действия импульса микро- и наноклапты, присутствующие в плазме, могут конденсироваться на уже перекристаллизованную поверхность под действием гравитационной силы, формируя отмеченные выше микронеоднородности. Эти дефекты легко удаляются механически с поверхности мишеней, и их присутствие не снижает уровня эксплуатационных свойств деталей.

Обработка СИЭП позволяет частично, а в некоторых случаях и полностью, избавиться от основного недостатка вакуумно-плазменной технологии нанесения защитных покрытий, применяемой в авиационной промышленности: высокой неоднородности физико-химического состояния покрытия за счет наличия капельной фракции в плазме. Именно наличие капельной фракции в плазме в процессе осаждения приводит к снижению прочности сцепления покрытия с подложкой и формированию относительно высокой пористости, что является основной причиной деградации и преждевременного разрушения покрытия. Многократная перекристаллизация материала покрытия толщиной 15...20 мкм (рис. 2, 3) обеспечи-

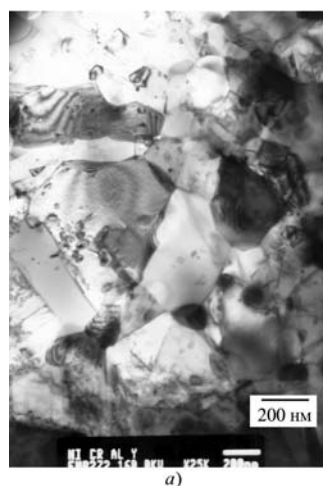


*a)*

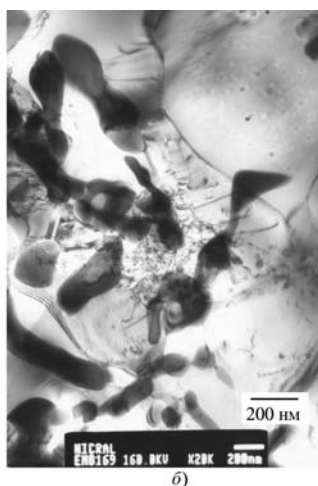


*б)*

Рис. 1. Топография поверхности лопатки с вакуумно-плазменным покрытием NiCrAlY до (*a*) и после (*б*) облучения СИЭП при плотности энергии в импульсе  $w = 40...42$  Дж/см<sup>2</sup>

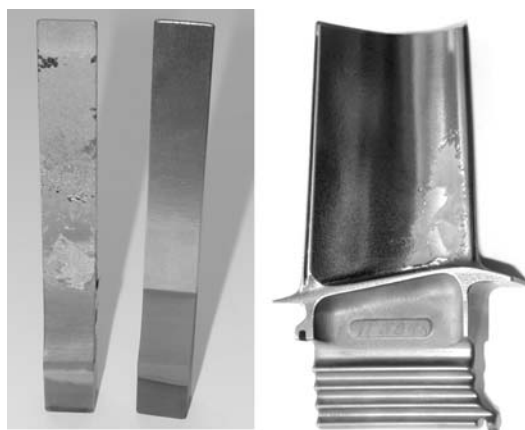


*a)*



*б)*

Рис. 2. ПЭМ-микроструктура металла поверхностного слоя серийных лопаток из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным покрытием NiCrAlY до (*a*) и после (*б*) облучения СИЭП и вакуумного отжига при 1240 °С в течение 2 ч



*a)*

*б)*

Рис. 3. Образцы из сплава ЖС6У (*a*) и лопатка ТВД РД33 из сплава ЖС26НК (*б*) с покрытием СДП-2 после облучения СИЭП (отслаивание покрытия)

вает получение беспористого поверхностного слоя, а формируемые в процессе плавления и кристаллизации температурные напряжения могут приводить к отслаиванию покрытия, если система подложка–покрытие имела до облучения низкую прочность сцепления. В общем случае удовлетворительная прочность сцепления вакуумно-дуговых покрытий обеспечивается последующей термической обработкой (вакуумным диффузионным отжигом при высоких температурах 1060...1240 °С), поскольку на стадии нанесения покрытия происходит механическое сцепление, для чего создают регламентированный микро-рельеф подложки с помощью пескоструйной обработки. Если же перед нанесением покрытия выполнить полирование подложки ионно-лучевой или электронно-лучевой обработкой, то нанесенное покрытие может вспучиваться или даже отслаиваться. Таким образом, обработка СИЭП может служить методом контроля качества прочности сцепления покрытия с подложкой (см. рис. 3).

Финишная термическая обработка (отжиг при  $p_{\text{отж}} < 133 \cdot 10^{-5}$  Па) облученных СИЭП образцов и лопаток из сплава ЖС26НК обеспечивает небольшое повышение усталостных характеристик и существенно улучшает коррозионные свойства, если ее продолжительность составляет 2 ч, а температура термоэкспозиции достигает 1240 °С [6]. На рис. 4 и в табл. 1, 2 приведены результаты анализа (СЭМ и РМА) физико-химического состояния металла в поверхностном слое лопаток после облучения.

По результатам проведенных исследований разработан технологический процесс электронно-лучевой модификации поверхности лопаток ГТД из жаропрочного сплава ЖС26НК с защитным вакуум-



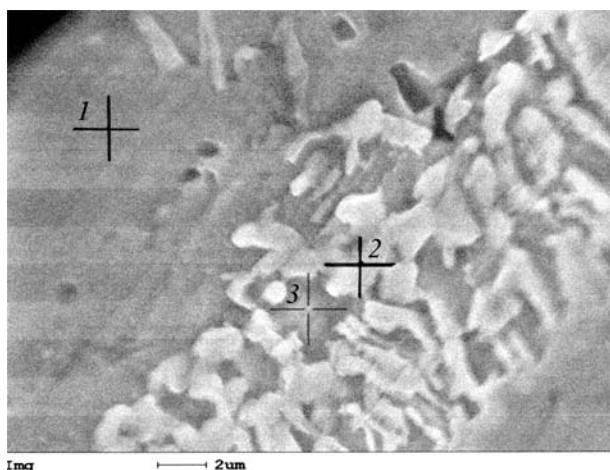


Рис. 4. СЭМ-микроструктура ( $\times 5000$ ) металла поверхностного слоя серийных лопаток из сплава ЖС26НК с вакуумно-плазменным покрытием NiCrAlY после облучения СИЭП и вакуумного отжига при 1240 °С в течение 2 ч

но-плазменным покрытием NiCrAlY. Подготовлен комплект лопаток (рис. 5), который проходит испытания в составе технологической машины (время наработки к настоящему времени составило 300 ч).

Таблица 1

Плотность энергии в импульсе  $w$ , параметр шероховатости поверхности  $Ra$  и микротвердость  $H_n$  вакуумно-плазменного покрытия NiCrAlY на поверхности турбинных лопаток из жаропрочного сплава ЖС26НК

$w$ , Дж/см <sup>2</sup>	$n$ , имп.	$Ra$ , мкм, $\pm 0,05$	$H_n$ , HV ( $P=2$ Н)
—	—	2,12	420...490
26	5	1,14	440...520
26	10	1,03	460...510
42	5	0,36	480...490
42	10	0,32	470...480
55	5	0,99	390...530
55	10	1,12	380...520

Таблица 2

Элементный состав в различных точках вакуумно-плазменного покрытия NiCrAlY после облучения СИЭП и вакуумного отжига

№	Содержание, %				
	Al	Cr	W	Co	Y
1	8,9	17,5	1,0	1,5	0,3
2	4,2	17,0	10,0	4,3	0,3
3	11,9	16,0	7,0	6,0	0,4

Примечание. Ni – основа.



Рис. 5. Лопатки ТВД РД33 из сплава ЖС26НК с покрытием СДП-2 после облучения СИЭП, приготовленные для длительных натурных испытаний на двигателе

### Выводы

1. Отдельные экземпляры серийных монокристаллических лопаток содержат достаточно крупные зерна размером 100...200 мкм, формируемые вследствие ликвационных или сегрегационных процессов на стадиях литья или высокотемпературного отжига.

2. Практически во всех лопатках присутствует поликристаллическая "рубашка", образующаяся в зоне сцепления покрытия с подложкой при пескоструйной обработке поверхности под нанесение покрытия и последующего (после осаждения) высокотемпературного отжига.

3. Формируемое при применении серийной технологии ВПТВЭ покрытие характеризуется высокой неоднородностью фазового и элементного составов, наличием протяженных областей с низким содержанием алюминия и заметным присутствием элементов жаропрочного сплава, что объясняет неудовлетворительную жаростойкость вакуумно-дугового покрытия.

4. Электронно-лучевая обработка обеспечивает образование однородного беспористого покрытия толщиной 15...20 мкм с содержанием алюминия до 8,9...9,0 % и в итоге более высокий уровень эксплуатационных свойств облученных лопаток по сравнению с серийными.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. М.: МИСиС. 2001. 632 с.
2. Жаростойкие неорганические покрытия / Ж.А. Мрочек, Б.А. Эйзнер, В.И. Ивашева и др. Л.: Наука, 1990. С. 173–176.
3. Erosion and corrosion resistant coatings for refractory titanium alloys / V. Shulov, N. Nochovnaaya, M. Vinogradov et al // Titanium—1999. St-Petersburg. 1999. Vol. 2. P. 841–850.
4. Мубояджан А.А., Помелов Я.А., Будиновский С.А. Жаростойкие покрытия для лопаток газовых турбин // Авиационная техника и наука. Авиационные материалы. М.: ВИАМ ОНТИ, 1988. С. 95–99.
5. Мубояджан А.А., Помелов Я.А., Будиновский С.А. Материалы 6-й Международной конференции по модификации материалов пучками заряженных частиц и плазменными потоками. Томск. 23–28 сентября. 2002. С. 561–563.
6. Механизмы перераспределения элементов в поверхностных слоях деталей из жаропрочных материалов при их облучении высокоэнергетическими импульсными электронными пучками / В.А. Шулов, А.Г. Пайкин, В.И. Энгелько и др. // Физика и химия обработки материалов. 2005. № 6. С. 16–22.

УДК 621.785:669.14.08.29

Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева, А.Д. Тересов, С.Ю. Филимонов  
(Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, Томск),  
А.В. Вострецова, Е.А. Будовских, В.Е. Громов (ГОУ ВПО "Сибирский государственный  
индустриальный университет", Новокузнецк)

## Модификация низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком поверхности стали, легированной электровзрывным методом\*

*Исследована структура поверхности стали 45, легированной электровзрывным методом и подвергнутой последующей обработке импульсным электронным пучком. Установлен режим электронно-пучковой обработки, обеспечивающий получение зеркальной поверхности и повышение ее микротвердости.*

**Ключевые слова:** модификация поверхности, упрочнение, электровзрывное легирование, алитирование, углеродистая сталь, комбинированная обработка, низкоэнергетические сильноточные электронные пучки, структура, свойства, микротвердость.

*By methods of electronic scanning microscopy and determined of a microhardness became carried out explorations of structure of a surface of the electroexplosive alloying carbon steel subjected to the subsequent treatment by a pulse electronic beam. The mode electron beam treatment is revealed, allowing to receive a smooth surface of treatment and to raise its microhardness.*

**Keywords:** surface modification, hardening, electroexplosive alloying, aluminizing, carbon steel, combined treatment, low-energy high current electronic beams, structure, properties, microhardness.

В настоящее время актуальны технологии, сочетающие различные методы нанесения покрытий и электронно-пучковую обработку, их разнообразные комбинации и последовательность [1, 2]. Такие комбинированные технологии оказывают на обрабатываемую поверхность функционально различные воздействия, что в результате приводит к существенному повышению служебных характеристик материала: остаточной прочности (до 40 %), коррозионной стойкости (до 200 %), теплостойкости (до 200 %) и износостойкости (до 1000 %) [3].

При упрочнении металлов и сплавов *электровзрывным легированием* (ЭВЛ) инструментом воздействия на поверхность являются импульсные плазменные струи, формируемые при разряде емкостных накопителей энергии через проводники. В этом случае рабочее вещество ускорителя плазмы служит как для нагрева поверхностных слоев металлов, так и для их легирования. При этом значительно повышаются микротвердость, износ- и жаростойкость и некоторые другие эксплуатационные свойства поверхностного слоя. Однако в ряде случаев сдерживающим фактором для практического использования ЭВЛ является формирование на поверхности высокопористого, содержащего большое количество капельной

фракции слоя [4]. Это обусловлено тем, что продукты электрического взрыва представляют многофазную систему, включающую плазменный компонент и конденсированные частицы различной дисперсности. При формировании струи ее фронт образует плазменный компонент, конденсированные же частицы, обладая большей инертностью, располагаются позади струи и взаимодействуют с поверхностью уже после ее кристаллизации. Удаление покрытия механическим путем приводит к утрате легирующих элементов и удорожанию способа. Вместе с тем облучение модифицированной после ЭВЛ поверхности электронными пучками субмиллисекундной длительности в режиме многоимпульсного воздействия позволяет устранить этот фактор.

Электронно-пучковая импульсная обработка является одним из наиболее перспективных методов радиационно-пучкового модифицирования структуры системы покрытие–подложка, применяемых для повышения служебных характеристик [5–7]. По сравнению с широко распространенными лазерным, плазменным и ионным методами электронно-пучковая обработка позволяет проводить контроль и регулировать количество подводимой энергии, отличается высокой локальностью распределения энергии и высоким КПД. Низкоэнергетические (5...20 кэВ) импульсные (50...200 мкс) сильноточные (50...200 А) электронные пучки обеспечивают регулируемую в широком диапазоне плотность энергии (10...

\* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантами РФФИ (проекты № 08-02-00024; 08-02-12012; 08-08-99076 и 09-02-00020).



100 Дж/см<sup>2</sup>) на поверхности облучаемого материала. Сверхвысокие скорости нагрева (до 10<sup>9</sup> К/с) до температур плавления и последующего охлаждения тонкого приповерхностного слоя материала (10<sup>-7</sup>...10<sup>-6</sup> м), формирование предельных градиентов температуры (до 10<sup>7</sup>...10<sup>8</sup> К/м), обеспечивающих охлаждение приповерхностного слоя путем теплоотвода в основной объем материала со скоростью 10<sup>4</sup>...10<sup>9</sup> К/с, создают условия для образования в приповерхностном слое аморфной, нано- и субмикроструктурной структур. Столь существенные изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев обуславливают улучшение физико-химических и прочностных свойств материала, недостижимое при традиционных методах поверхностной обработки [5, 8, 9].

Цель данной работы – анализ закономерностей структурных превращений и изменения микротвердости поверхности углеродистой стали при ЭВЛ и последующей импульсной электронно-пучковой обработке.

### Материал и методика исследования

В качестве материала подложки использовали сталь 45 с ферритно-перлитной структурой. ЭВЛ осуществляли путем электрического взрыва алюминиевых фольг толщиной 20 мкм. Зарядное напряжение накопителя энергии ускорителя составляло 2,3 кВ, диаметр канала сопла и расстояние от его среза до образца – по 20 мм соответственно, время обработки – 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи – 4,5 ГВт/м<sup>2</sup>, давление в ударно-сжатом слое вблизи поверхности – 11,2 МПа. Приведенные параметры обеспечивали максимальные глубину и радиус зоны легирования без выплеска расплава, глубина зоны легирования в ее центральной области составляла 17 мкм [4].

Электронно-пучковую обработку поверхности легирования проводили на лабораторной установке "Solo" [10]. Для сглаживания рельефа и повышения служебных характеристик обработку поверхности проводили электронными пучками субмиллисекундной длительности в режиме многоимпульсного воздействия по двум режимам. В первом режиме варьировали плотность энер-

гии пучка электронов  $E_s$  в пределах от 10 до 30 Дж/см<sup>2</sup> при неизменной длительности импульса воздействия  $\tau = 50$  мкс, частоте следования импульсов  $f = 0,3$  Гц и числе импульсов воздействия  $N = 10$ . Во втором режиме варьировали  $N$  в пределах от 2 до 200 при неизменных значениях  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 50$  мкс и  $f = 0,3$  Гц.

Исследования структуры облучаемой поверхности проводили методами электронной сканирующей микроскопии. Изменение механических характеристик материала определяли по методу Виккерса, измеряя микротвердость при нагрузке 0,98 Н по 80...100 отпечаткам. Точность измерения в этом случае составила 7 %. Статистический анализ результатов измерений проводили на персональном компьютере с использованием пакета программ Origin Pro 7.5.

### Результаты исследования и их обсуждение

Согласно результатам сканирующей микроскопии (рис. 1), после электровзрывного алитирования стали на ее поверхности сформировался слой, содержащий большое количество капельной фракции, микрократеров и микротрещин. В первой серии экспериментов по вариации плотности энергии пучка электронов установлено, что обработка импульсным электронным пучком приводит к оплавлению поверхностного слоя на глубину до 2...10 мкм. Степень сглаживания рельефа поверхности после ЭВЛ увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов, достигая максимума при  $E_s = 20$  Дж/см<sup>2</sup> (рис. 2). При больших значениях  $E_s$  фиксируется множественное кратерообразование (рис. 2, з). Данный процесс можно частично подавить, увеличивая число импульсов обработки, однако полностью избавиться от кратеров не удается.

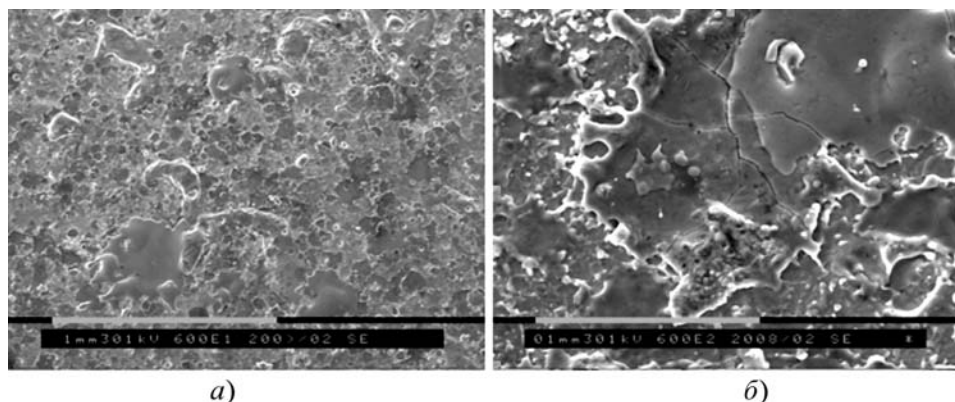
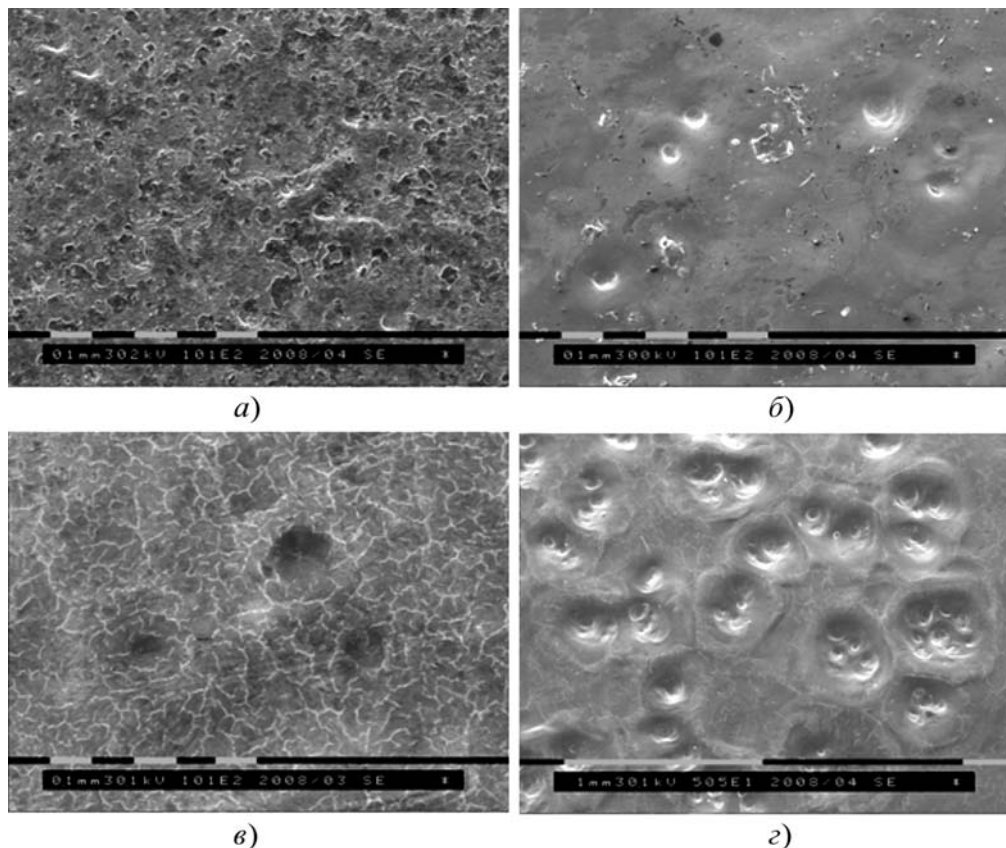


Рис. 1. Структура поверхностного слоя стали 45 после электровзрывного алитирования: а –  $\times 200$ ; б –  $\times 2000$

Рис. 2. Поверхность стали 45 после электровзрывного алитирования и последующей электронно-пучковой обработки в различных режимах ( $\tau = 50$  мкс,  $N = 10$ ):

$a-g$  –  $E_S$  равна 10, 15, 20 и 25 Дж/см<sup>2</sup> соответственно



Одновременно с модификацией поверхности ЭВЛ изменяются и прочностные характеристики поверхностного слоя. Анализ микротвердости поверхностного слоя показал, что максимальные ее значения достигаются при  $E_S$ , равном 10 и 20 Дж/см<sup>2</sup> (рис. 3). Учитывая степень шероховатости формируемой при этом поверхности, оптимальным в данной серии экспериментов выбран режим с  $E_S = 20$  Дж/см<sup>2</sup>, и следующую серию экспериментов проводили при  $E_S =$

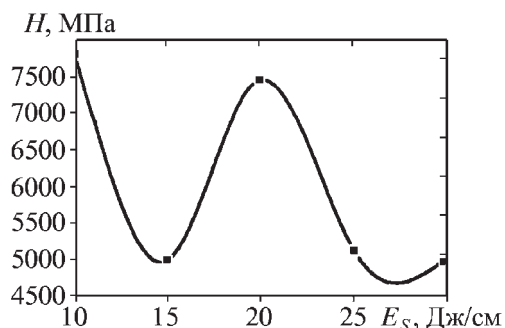


Рис. 3. Зависимость микротвердости  $H$  поверхности стали после ЭВЛ и последующей электронно-пучковой обработки от плотности энергии пучка электронов  $E_S$  при  $N = 10$  и  $\tau = 50$  мкс

$= 20$  Дж/см<sup>2</sup>, варьируя число импульсов воздействия электронного пучка  $N = 2...200$ .

Обработка импульсным электронным пучком образцов, подвергнутых ЭВЛ, при  $E_S = 20$  Дж/см<sup>2</sup> привела к плавлению поверхностного слоя толщиной 5...8 мкм. При увеличении  $N$  от 2 до 10 снижается степень шероховатости поверхности (рис. 4,  $a, б$ ), при  $N = 50$  на поверхности начинают формироваться микрократеры (рис. 4,  $в$ ). Увеличив  $N$  до 200, можно существенно снизить число кратеров на обрабатываемой поверхности (рис. 4,  $г$ ).

Высокоскоростное плавление и последующее охлаждение сопровождаются формированием системы микротрещин, разбивающих поверхность на блоки со средним размером  $D = 60$  мкм (рис. 5,  $a$ ). В объеме блоков наблюдается структура дендритной кристаллизации, средний размер дендритов  $d = 250$  нм (рис. 5,  $б$ ). Увеличение  $N$  до 200 приводит к объемному разогреву образца, снижающему скорость охлаждения поверхностного слоя. Последнее способствует частичной релаксации упругих напряжений в поверхностном слое, значительному снижению числа микротрещин на поверхности образца ( $D = 160$  мкм) (рис. 5,  $в$ ), увеличению средних поперечных размеров дендритов ( $d = 650$  нм) и изменению их морфологии (рис. 5,  $г$ ).

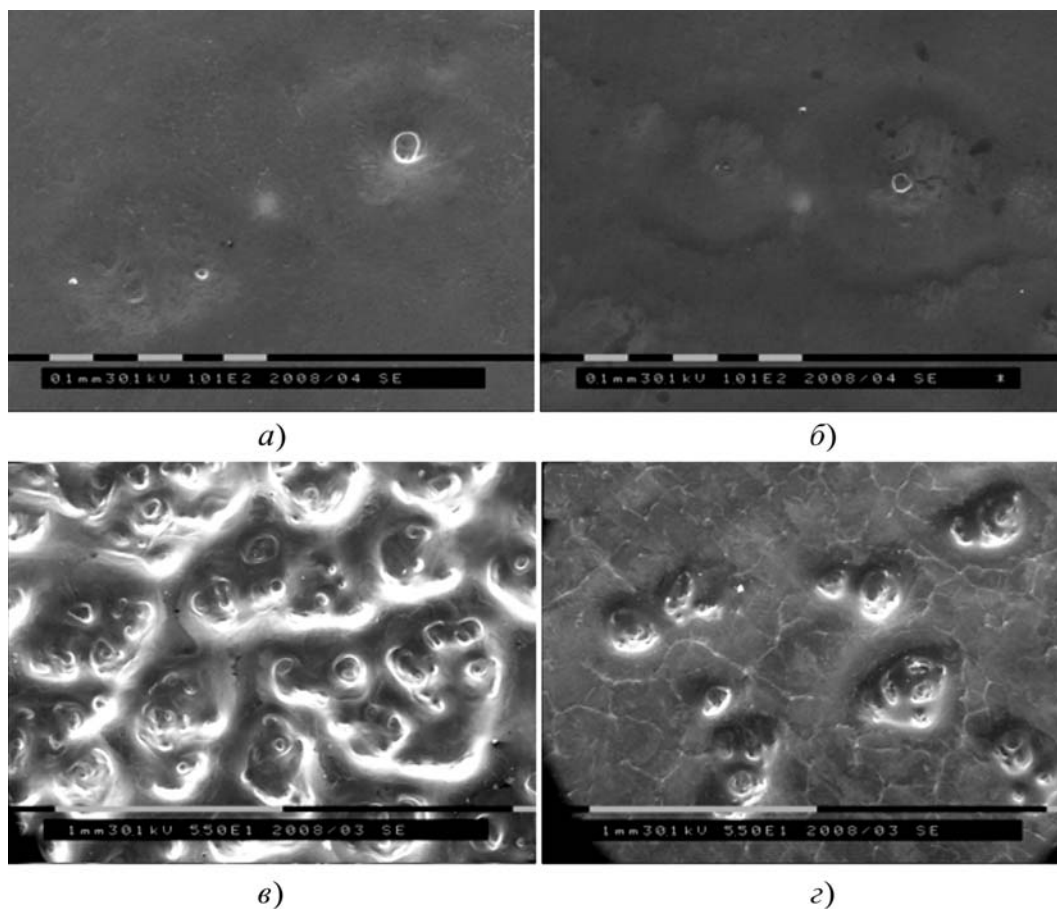


Рис. 4. Поверхность стали 45 после электровзрывного алитирования и последующей импульсной электронно-пучковой обработки при  $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$ ,  $\tau = 50 \text{ мкс}$ ,  $f = 0,3 \text{ Гц}$ :  
 а-г –  $N$  равно 2, 5, 50 и 200 соответственно

Модификация структуры поверхностного слоя приводит к увеличению его микротвердости, достигающей максимальных значений (превышающих в  $\sim 3,8$  раза значения микротвердости стали без покрытия) при  $N = 10$  (рис. 6). Увеличение и уменьшение

числа импульсов электронно-пучковой обработки сопровождается снижением микротвердости поверхностного слоя. В первом случае это свидетельствует о жидкофазном перемешивании материалов покрытия

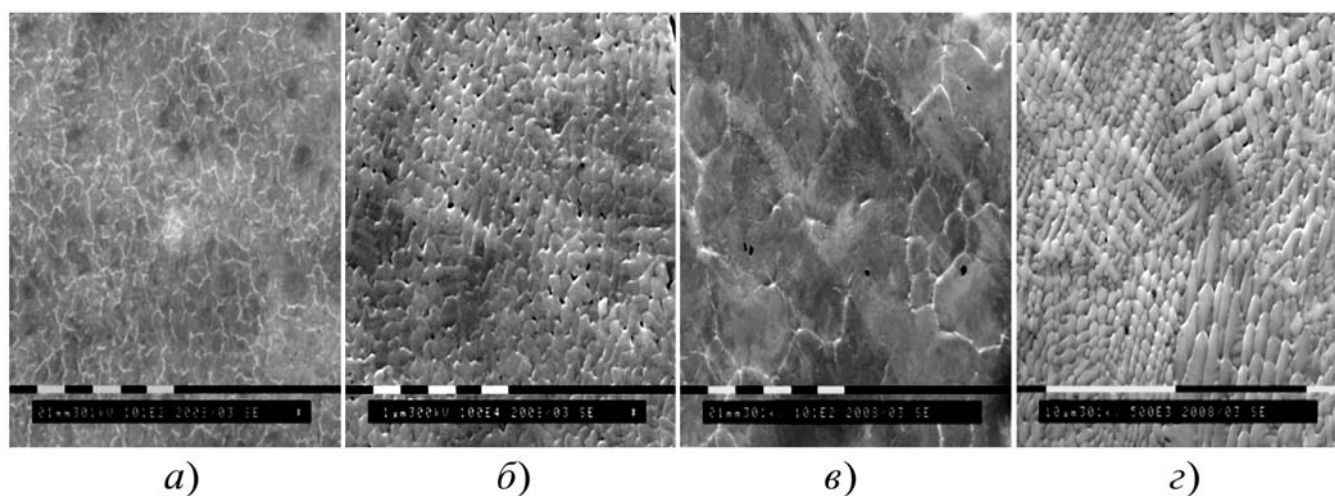


Рис. 5. Структура поверхностного слоя стали 45 после ЭВЛ и последующей электронно-пучковой обработки при  $N$ , равном 10 (а, б), 200 (в, г), 70 (а, в), 8000 (б) и 3100 (г)



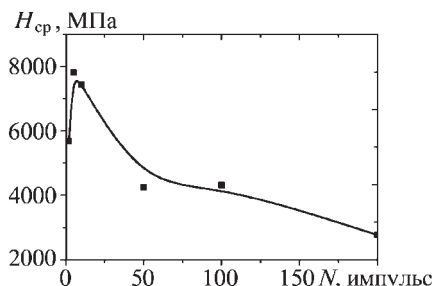


Рис. 6. Зависимость средней микротвердости  $H_{cp}$  поверхностного слоя стали 45 после ЭВЛ от числа импульсов  $N$  электронного воздействия при  $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$ ,  $\tau = 50 \text{ мкс}$ ,  $f = 0,3 \text{ Гц}$

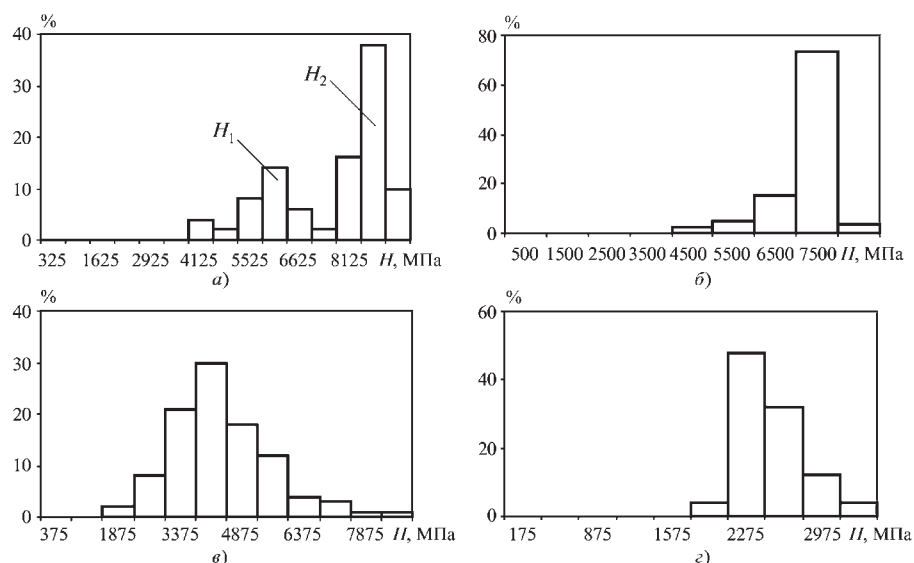


Рис. 7. Распределение микротвердости  $H$  поверхностного слоя стали 45 после ЭВЛ и последующей электронно-пучковой обработки при  $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$ ,  $\tau = 50 \text{ мкс}$ ,  $f = 0,3 \text{ Гц}$ : а –  $N = 5$  (бимодальное распределение, средняя микротвердость  $H_{cp} = 7820 \pm 1500 \text{ МПа}$ ,  $H_1 = 5922 \pm 867,5 \text{ МПа}$ ,  $H_2 = 8677 \pm 463 \text{ МПа}$ ); б –  $N = 10$  (одномодальное распределение,  $H = 7440 \pm 1000 \text{ МПа}$ ); в –  $N = 100$  (одномодальное распределение,  $H = 4320 \pm 1150 \text{ МПа}$ ); г –  $N = 200$  (одномодальное распределение,  $H = 2425 \pm 310 \text{ МПа}$ )

и подложки; во втором – о возможном наличии микропор и микронесплошностей в покрытии.

Следует отметить изменение распределения микротвердости поверхностного слоя (рис. 7). При  $N = 5$  наблюдается бимодальное распределение микротвердости, что обусловлено сравнительно низким уровнем термической модификации поверхности электронным пучком (наличием областей остаточной микропористости). При  $N \geq 10$  распределение микротвердости одномодально, с увеличением числа импульсов облучения интервал значений микротвердости уменьшается, что указывает на формирование однородного по прочности поверхностного слоя.

Таким образом, установленные режимы электронно-пучковой обработки модифицированной поверхности стали 45 после ЭВЛ позволяют формировать поверхностный слой с пониженной шероховатостью и высокой микротвердостью.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Hocking M.G., Vasantaree V., Sidky P.S. Metallic and Ceramic Coatings. Production, High Temperature Properties and Applications. New York: Longman Group UK Limited, 1989.

2. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк и др. М.: Изд-во МГУ, 2005. 640 с.

3. Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. Минск: Наука і тэхніка, 1995. 280 с.

4. Физические основы электро-взрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. 301 с.

5. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения. Гл. 13, в кн. "Структура и свойства перспективных металлических материалов" / под общ. ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. 580 с.

6. Импульсная электронно-пучковая модификация покрытия Ni–Cr–Al–Y–Ti, сформированного на поверхности сплава GH33 методом plasma spray / Н.Н. Коваль, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева и др. // Изв. вузов. Физика. Спец. вып. 2007. Т. 50, № 10/3. С. 35–40.

7. Импульсная электронно-пучковая модификация покрытия  $ZrO_2 + (6-8) \% Y_2O_3$ , сформированного на поверхности сплава GH33 методом EB-PVD / Н.Н. Коваль, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева и др. // Изв. вузов. Физика. Спец. вып. 2007. Т. 50, № 10/3. С. 41–46.

8. Грибков В.А., Григорьев Ф.И., Калин Б.А. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов: учебник. М.: Круглый стол, 2001. 528 с.

9. Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. Surface treatment of materials with low-energy, high-current electron beams. Charter 6 in Book "Materials surface processing by directed energy techniques". P. 205–240 / ed. by Y. Pauleau: Elsevier. 2006. 763 p.

10. Automated power-complex for materials by electron beam / N.N. Koval, N.S. Sochugov, V.N. Devyatkov et al. // Изв. вузов. Физика. 2006. № 8. Приложение. С. 51–54.

Ю.Г. Гуревич, В.В. Марфицин (Курганский государственный университет)

## Упрочнение поверхности стальных деталей электроконтактной химико-термической обработкой

Разработана электроконтактная химико-термическая обработка стальных деталей, при которой на их поверхность для повышения износостойкости наносится слой белого чугуна. Исследованы структура и свойства поверхности деталей из компактных и порошковых сталей после термической обработки. Установлено, что износостойкость таких деталей при работе в условиях сухого трения возрастает в 2...4 раза.

**Ключевые слова:** сталь, поверхность, упрочнение, деталь, термообработка, белый чугун, прочность.

The electric chemical-thermal treatment of steel parts was worked out. As a result of this method the surface of steel parts was covered with a layer of white cast iron that improved their durability. We investigated the structure and properties of the surface of the parts made of solid and powder steel after heat treatment and showed that the durability of the parts when working under dry friction conditions increased 2-4 times.

**Keywords:** steel, surface, hardening, part, treatment, white cast iron, durability.

Цель данной работы – исследование и разработка технологии упрочнения поверхности стальных деталей, работающих в условиях сухого трения.

Известно, что одним из лучших материалов, работающих в условиях трения, является белый чугун, обладающий низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью. Поэтому детали из белого чугуна, работающие в условиях трения, отличаются не только повышенной износостойкостью, но и эффективным видом изнашивания. Вместо изнашивания со схватыванием, которое часто наблюдается при работе стальных деталей, происходит абразивное изнашивание при трении деталей из белого чугуна. Такие свойства белого чугуна обусловлены высокой твердостью ледебуритной эвтектики, а также наличием карбидов (первичного цементита) в структуре заэвтектоидного чугуна.

Лазерным упрочнением стальных деталей можно увеличивать их износостойкость в 2...3 раза. При этом переплавленный с помощью лазера поверхностный слой деталей представлял собой белый чугун. Дорожки лазерного упрочнения имели грубую шероховатую поверхность и по внешнему виду напоминали сварной шов. Полосы шириной 3...4 мм имели глубину залегания до 1 мм. Для выравнивания поверхности деталей их шлифовали на глубину до 0,2 мм.

Широкому внедрению такого лазерного упрочнения препятствуют недостатки, присущие этому методу: сложность и высокая стоимость лазерных установок, низкая стойкость рабочих органов лазера и его КПД, необходимость нанесения светопоглощающих покрытий, а главное, невозможность упрочнения низкоуглеродистых сталей и автоматизации процесса термической обработки [1]. В связи с этим разработка простого, дешевого, автоматизированного процесса нанесения слоя белого чугуна на сталь любого состава является актуальной задачей, решение которой по-

зволяет значительно увеличивать стойкость не только деталей машин, работающих в условиях трения и износа, но и инструмента.

Авторами разработан способ электроконтактной химико-термической обработки (ЭКХТО) стальных деталей путем нанесения на их поверхность слоя белого чугуна контактным (эвтектическим) наплавлением. Данный способ отличается простотой, надежен и позволяет формировать плотные, беспористые износостойкие покрытия, хорошо сцепляемые с основным металлом [2, 3].

Суть способа заключается в следующем.

На поверхность стальной детали наносят графитовый порошок, после чего к ней прижимают ролик-электрод и пропускают электрический ток (рис. 1). В качестве контакта используется соедине-

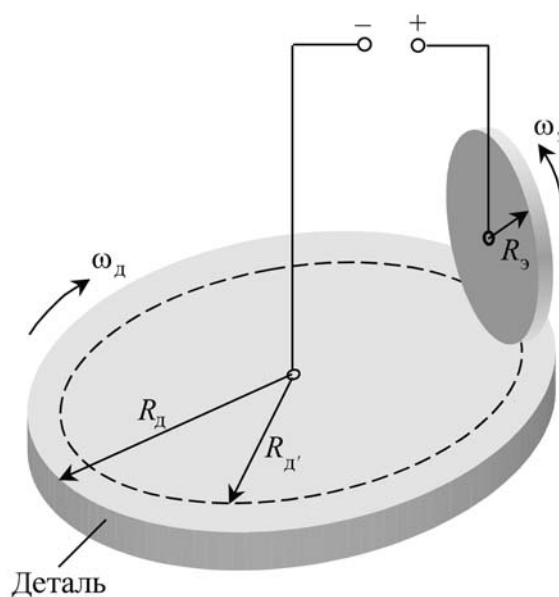


Рис. 1. Схема электроконтактного нагрева



ние деталь—графит. Электроды изготовлены из графита ЭПГ, обладающего малой пористостью, поскольку большая пористость, во-первых, снижает долговечность электрода, а во-вторых, вызывает значительные изменения плотности тока в контакте.

Важное значение имеют толщина и радиус ролика-электрода. С одной стороны, чем больше его диаметр и толщина, тем больше долговечность и выше производительность процесса, особенно, когда обрабатывается большая площадь поверхности. Поэтому следует применять электроды больших размеров.

С другой стороны, при большом диаметре  $2R_0$  и толщине  $B_0$  (рис. 1) ролика-электрода трудно обеспечить равномерный нагрев поверхности детали вследствие неизбежных колебаний площади и плотности контакта. Это обусловлено радиальным и торцовым биением диска, неравномерным выгоранием графита, колебаниями пористости по пятну контакта, наличием микронеровностей на поверхности детали. Поэтому оптимальные размеры ролика-электрода —  $B_0 = 2...8$  мм,  $R_0 = 40...80$  мм — подбирали экспериментально.

В результате нагрева контакта до  $1200\text{ }^\circ\text{C}$  происходит эвтектическое плавление системы железо—графит и на поверхности стальной детали образуется капля жидкого чугуна, которая из-за быстрого охлаждения отбеливается (рис. 2).

Если скорость нагрева при ЭКХТО не влияет на температуру контактного плавления и получаемые структуры, то скорость охлаждения непременно должна быть столь высокой, чтобы при кристаллизации расплавленного чугуна не происходила его графитизация и формировалась структура белого чугуна.

Для расчета скорости охлаждения  $v_0$ , поверхности детали ( $z = 0$ ) ( $z$  — глубина прогреваемого слоя — тол-

щина покрытия) после окончания действия источника теплоты воспользуемся выражением для температурного поля после прекращения действия источника теплоты [4]:

$$v_0 = \frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\mu > q}{\sqrt{\pi \lambda c \rho}} \left( \sqrt{\frac{1}{\tau_1}} - \sqrt{\frac{1}{\tau_1 - \tau}} \right), \quad (1)$$

где  $\tau = 2 \frac{r}{v}$  — время воздействия источника;

$\mu$  — коэффициент тепловых потерь;

$q$  — интенсивность теплового источника;

$\lambda$  — коэффициент температуропроводности;

$c$  — теплоемкость;

$\rho$  — плотность;

$\tau_1$  — время после окончания действия источника теплоты ( $\tau_1 > \tau$ ).

Принимая  $\mu = 0,3$ ;  $q = \frac{UI}{\pi r^2}$ ;  $\tau = \frac{2r}{v}$ ;  $U = 6$  В;  $I = 800$  А;  $r = 0,8$  см;  $v = 0,06$  см/с;  $\lambda = 0,2$  Вт/(см $\cdot$ °С);  $c = 0,68$  Дж/(г $\cdot$ °С);  $\rho = 7,8$  г/см $^3$ , получим

$$v_0 = \frac{\partial t}{\partial \tau} = 910 \left( \sqrt{\frac{1}{\tau_1}} - \sqrt{\frac{1}{\tau_1 - \tau}} \right). \quad (2)$$

Расчетная кривая скорости охлаждения поверхности стали 20 для режима приведена на рис. 3.

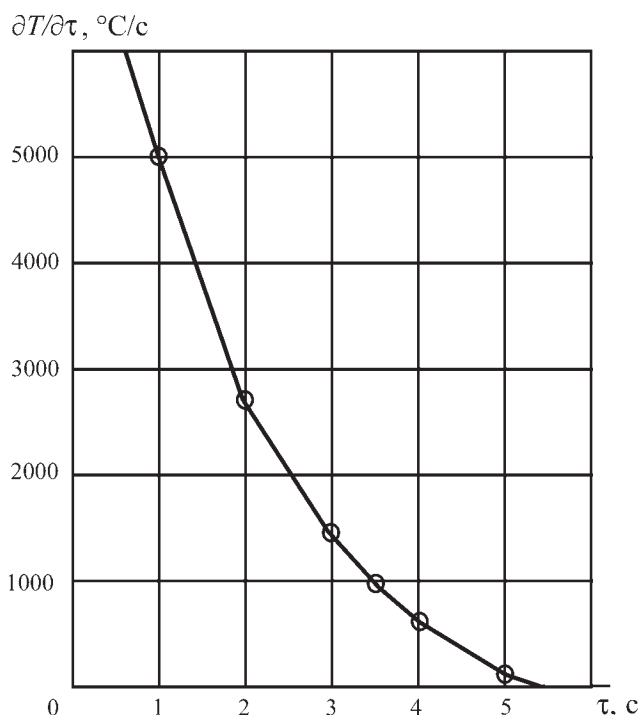


Рис. 3. Скорость охлаждения поверхности стали

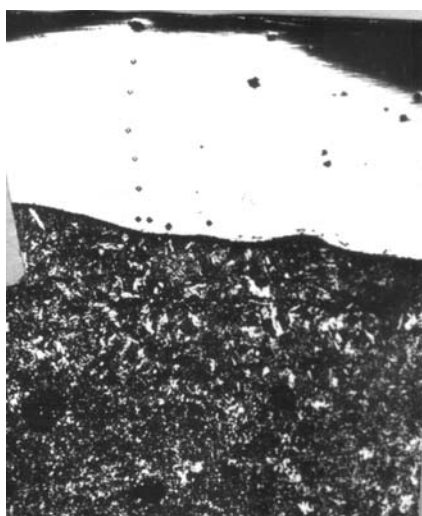


Рис. 2. Слой белого чугуна на поверхности стали 20.  $\times 200$

Согласно полученным данным, скорость охлаждения особенно велика в начальный момент времени после прекращения действия источника теплоты и может достигать 5000...4000 °С/с. При таких скоростях охлаждения расплав кристаллизуется в виде белого, а не серого чугуна.

Контактное (эвтектическое) плавление системы железо–графит является наиболее важным и характерным этапом формирования покрытия в процессе электроконтактной химико-термической обработки. Дорожки наплавленного чугуна, так же как при обработке лазером, имеют грубую шероховатую поверхность и по внешнему виду напоминают сварные швы. Толщина наплавленного слоя белого чугуна 1,0...1,2 мм. Для выравнивания поверхности необходима шлифовка на глубину 0,3...0,5 мм.

Установлено, что постоянный ток обратной полярности вызывает существенное увеличение скорости диффузии углерода вглубь стальной детали [5, 6]. Поскольку глубина упрочненного слоя при ЭКХТО определяется глубиной прогрева стальной поверхности и глубиной диффузии углерода от поверхности, то указанные два обстоятельства обуславливают выбор рода тока. Эксперименты подтвердили, что переход на постоянный ток обратной полярности позволил

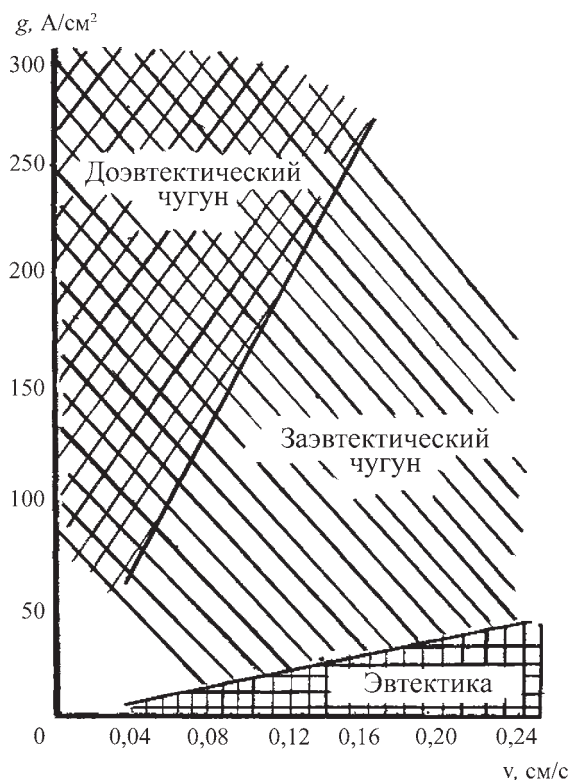


Рис. 4. Режимы ЭКХТО, обеспечивающие образование белого чугуна различного состава

увеличить глубину слоя белого чугуна в среднем на 40 % по сравнению с упрочнением переменным током.

Микроструктуру поверхностных слоев исследовали после электроконтактного химико-термического упрочнения компактных сталей 20, 45, У8 и порошковых – ПК60, ПК100. На всех сталях и при всех режимах наплавленный слой состоял из трех зон: *зоны оплавления* (ЗО), *переходной зоны* (ПЗ) и *зоны химико-термического воздействия* (ХТВ).

ЗО представляет белый чугун разного состава и строения. Изменяя плотность тока  $g$  и скорость перемещения колеса-электрода  $v$ , можно получать доэвтектический, эвтектический и заэвтектический белые чугуны (рис. 4).

На рис. 5, а приведена микроструктура доэвтектического белого чугуна, содержащая длинные, разветвленные дендриты первичного аустенита и эвтектику,

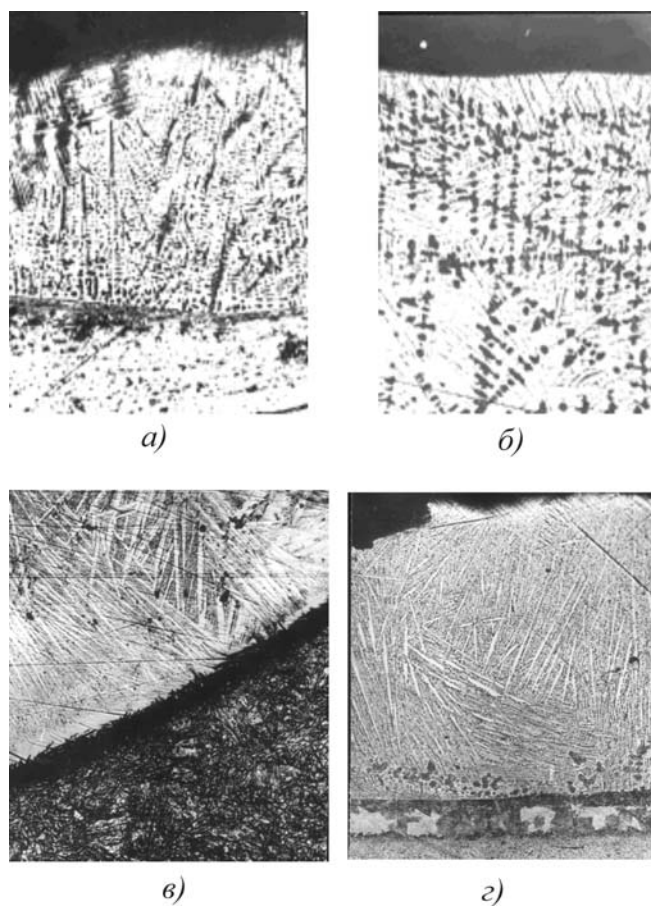


Рис. 5. Микроструктура слоя доэвтектического (а, б) и заэвтектического (в, г) белых чугунов и зон химико-термического влияния после ЭКХТО стали 20:

а, в — мелкодисперсное строение; б, г — крупные дендриты аустенита.  $\times 200$

состоящую из аустенита, диспергированного в цементите. Толщина пластин цементита достигает 10 мкм, они разделены более тонкими пластинками аустенита. Соотношение площадей дендритов аустенита и эвтектики 35 и 65 % соответственно. Микротвердость эвтектики 8500...9000 МПа. С увеличением скорости охлаждения структура измельчается. Содержание углерода в доэвтектическом чугуна составляет 3,4...4 %.

Эвтектический белый чугун представлен цементитно-аустенитной эвтектикой. При охлаждении аустенит ледобурита превращается в перлит, поэтому эвтектика состоит из более или менее соединенных между собой пластин перлита, перемешанных с пластинами цементита. Микротвердость ледобурита 9000 МПа. С увеличением скорости охлаждения структура измельчается.

Заэвтектический белый чугун (рис. 5, б) имеет характерную для него структуру – включения игольчатого цементита в ледобуритной матрице. Площадь, занимаемая иглами цементита, составляет 20 %, а эвтектики – 80 %. Иглы цементита поперечным сечением 10...15 мкм достигают длины 500...600 мкм. Расстояние между иглами одинаковой ориентации до 200 мкм. Эвтектика представляет мелкодисперсный ледобурит, состоящий из перлита и цементита. Микротвердость ледобурита 11500...10500 МПа. Содержание углерода в чугуна 4,7...5,0 %.

Микротвердость и твердость белого чугуна после шлифовки:

Чугун	$H_{ц}$ , МПа	HRA
Доэвтектический	8500...9000	82...83
Эвтектический	9000...10500	83...84
Заэвтектический	15 000...11 500	83...84

С увеличением скорости охлаждения структура после ЭКХТО измельчается (рис. 5, в, г).

Под слоем белого чугуна при всех режимах ЭКХТО присутствует ПЗ, представляющая слой мартенсита той или иной дисперсности, либо мартенсита с включениями остаточного аустенита. Содержание углерода в этой зоне составляет 1,0...1,2 %. Исследования показали, что состав и строение ПЗ зависят от состава чугуна (до-, за- или эвтектический), состава зоны оплавления, а также состава исходной стали и режимов обработки.

При обработке низкоуглеродистых сталей (0,20...0,40 % С) переходная зона содержит 1,0 % углерода. При больших скоростях охлаждения под слоем заэвтектического чугуна образуется подслоя глубиной 5...20 мкм, представляющий мартенсит с включениями аустенита (см. рис. 5). Его микротвер-

дость 6500...7000 МПа. При более медленном охлаждении переходная зона представляет мартенситный слой глубиной 30...40 мкм с микротвердостью 5500...6000 МПа.

При наплавании заэвтектического чугуна на высокоуглеродистую сталь У8 переходная зона также представляет слой мартенсита с остаточным аустенитом. Содержание углерода в этом слое 1,2 %, его глубина – 10...20 мкм. За этим слоем следует зона мартенсита твердостью 7000 МПа примерно такой же протяженности. Таким образом, под твердым износостойким слоем белого чугуна находится мартенситный подслоя, который обеспечивает оптимальную прочность сцепления чугуна со сталью и поддерживает чугун при работе в условиях трения и износа.

Следующая зона (ХТВ) на всех исследованных образцах представляла либо мелкоигольчатый мартенсит, характерный для эвтектоидной стали с микротвердостью 7500...8000 МПа, либо низкоуглеродистый мартенсит с микротвердостью 5000...5500 МПа. Глубина этих зон достигает 200 мкм. На всех образцах из стали 20 после зоны игольчатого мартенсита наблюдалась либо зона пакетного мартенсита, характерного для низкоуглеродистой стали (микротвердость 4500...5000 МПа), либо слой мартенсито-бейнитных структур.

Зона ХТВ на сталях, содержащих 0,2...1,0 % углерода, при наплавке заэвтектического чугуна на сталь 20 имеет глубину 2500 мкм и представляет слой бейнита (прилегающий к переходной зоне), затем слой с перлитной и еще ниже – с феррито-перлитной структурой. Содержание углерода в зоне ХТВ плавно уменьшается от 1,2 до 0,2 %, что соответствует исходной стали. Аналогичные структуры зон ХТВ были получены при наплавке эвтектического чугуна на стали 20, 45 и сталь У8.

При наплавке на сталь 20 доэвтектического чугуна переходная зона представляет мелкодисперсный мартенсит с микротвердостью 5500...6000 МПа. Зона ХТВ содержит в этом случае 0,2...0,7 % углерода, ее глубина 500...800 мкм, микротвердость 3000...3500 МПа. Глубина зоны ХТВ существенно зависит от режима упрочнения, в частности от скорости обработки.

Исследовали микроструктуру порошковых сталей ПК60 (пористость 15 %) и ПК100Д3 (17 %) после ЭКХТО. Сталь ПК60 содержала 0,56 % углерода. Микроструктура – 45 % феррита, включения цементита 1...2 балла шкалы 5 ГОСТ 8233–56, остальное – перлит. Твердость 100...200 НВ.

Следует подчеркнуть, что после ЭКХТО поверхность порошковых сталей была беспористой.



Сталь ПК100Д3 содержит 0,81...0,90 % углерода, 2,77...2,87 % меди. Микроструктура состоит из 10...15 % феррита, включения цементита 1 балл шкалы 5 ГОСТ 8233–56, остальное – перлит. Твердость 135...150 НВ.

При наплавлении на поверхность порошковой стали ПК60 белого чугуна эвтектического состава его структура представляла тонкодисперсную эвтектику, под которой располагалась переходная зона толщиной 40...50 мкм, имеющая структуру мартенсита (содержание углерода 1 %) с включением цементита, микротвердость этой зоны 5000 МПа. Далее – зона ХТВ глубиной 2000 мкм.

Сталь ПК100Д3 исследовали после наплавки как эвтектического, так и заэвтектического чугуна (рис. 6, а, б). И в том, и в другом случае в переходной зоне наблюдался высокоуглеродистый (светлые участки) и низкоуглеродистый (темные участки) мартенсит, что можно объяснить неоднородностью порошковой стали. Микротвердость низкоуглеродистого мартенсита 5000 МПа, высокоуглеродистого – 7000 МПа. В более глубоких слоях мартенсит переходит в перлитную структуру.

Зона ХТВ, как и ПЗ, способна надежно удерживать износостойкий слой чугуна и воспринимать сжимающие нагрузки в условиях сжатия и трения. Эта зона представляет структуры, сформированные при концентрационном перераспределении углерода в результате теплового и диффузионного взаимодействия чугуна со сталью. Механизм образования этой зоны (как и переходной зоны) можно разделить на два этапа.

Первый этап – период существования жидкого металла на поверхности. Хотя жидкий чугун существует не более секунды, диффузионные процессы, в

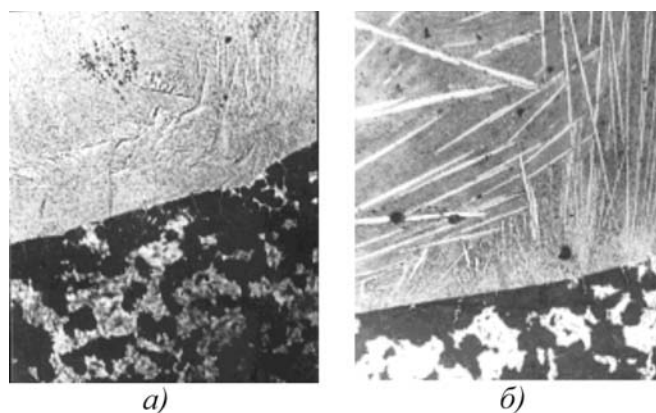


Рис. 6. Структура зоны химико-термического влияния под эвтектическим (а) и заэвтектическим (б) чугуном после ЭХТО порошковой стали ПК100Д3.  $\times 200$

частности диффузия углерода, успевают протекать в значительной степени. Углерод диффундирует из жидкого чугуна в сталь, которая очень быстро аустенизируется. Столь быструю аустенизацию можно объяснить воздействием электрического тока. Получены экспериментальные данные, подтверждающие, что процесс аустенизации при электронагреве происходит намного быстрее, чем при тех же температурах в печах или ваннах.

Установлено, что повышение точки  $A_c1$  при увеличении скорости нагрева описывается параболической зависимостью, пологий участок которой расценивается как "стабилизация" критической точки. По аналогии с мартенситной точкой при закалке стали "стабилизация" трактовалась как один из признаков бездиффузионного механизма образования аустенита при нагреве со сверхкритическими скоростями [7].

При быстром нагреве углеродистой стали (сотни градусов в секунду) с грубой структурой диффузионное взаимодействие избыточных фаз подавляется, и можно четко наблюдать два независимых превращения основных структурных составляющих. У доэвтектоидной стали происходит сначала диффузионное превращение перлита, а при температуре 900 °С – диффузионное превращение избыточного феррита. У заэвтектоидной стали – диффузионное превращение перлита, а при температуре выше 1130 °С – превращение цементитно-аустенитной смеси в расплавленный эвтектический чугун. Таким образом, можно считать, что скоростная аустенизация у доэвтектоидных и заэвтектоидных углеродистых сталей при быстром нагреве электрическим током носит, по крайней мере на первых стадиях протекания, диффузионный характер. Это означает, что диффузия углерода в аустените при электронагреве успевает происходить в чрезвычайно короткое время.

Второй этап образования зоны ХТВ характеризуется тем, что температура поверхностных слоев снижается в течение нескольких секунд с 1150 до 700 °С. Жидкий чугун кристаллизуется, но углерод продолжает диффундировать из отвердевшего чугуна в переходную зону, а из нее в нижние слои стали, образуя зону ХТВ. Скорость диффузии из твердого чугуна на порядок ниже, чем из жидкого, но и длительность второго этапа в несколько раз больше, чем первого. При снижении температуры до 700 °С аустенит превращается в феррит, и диффузия углерода прекращается. В течение обоих этапов углерод успевает продиффундировать на глубину 2,5...3 мм, а при некоторых режимах – до 4 мм.

Химический состав и толщина ПЗ в меньшей степени зависят от химического состава исходной стали. Это объясняется тем, что скорость диффузии углерода (т.е. коэффициент диффузии) пропорциональна разности содержаний углерода в чугуне и в исходной стали. Содержание углерода в зоне оплавления ~4,3 %. Разность содержаний при наплавке на сталь 20 составляет  $\Delta C = 4,3 - 0,2 = 4,1$  %, а при наплавке на сталь У8  $\Delta C = 4,3 - 0,8 = 3,5$  % и отличается всего на 1,5...1,7 %. Процесс электроконтактной химико-термической обработки основан на эвтектическом плавлении системы Fe–C. Поэтому естественно было бы ожидать, что получающийся после охлаждения белый чугун будет иметь структуру эвтектики. Однако, как уже указывалось, при различных режимах обработки зона оплавления может иметь структуру как за-, так и доэвтектического чугуна. При этом образование заэвтектического чугуна в большинстве случаев желательнее, так как он имеет наибольшую твердость (порядка 12 000 МПа) и наилучшую износостойкость, которую обеспечивают цементитные включения. Напротив, появления в зоне оплавления доэвтектического чугуна, как правило, необходимо избегать из-за его более низкой микротвердости (9000...10 000 МПа).

Причины образования в зоне оплавления заэвтектического чугуна объясняются следующим образом. Во-первых, измерения показали, что при повышении

плотности тока и снижении скорости перемещения электрода температура в пятне контакта повышается до 1300 °С. Эта температура соответствует температуре плавления заэвтектического чугуна, но для его образования требуется избыток углерода по сравнению с его содержанием в эвтектике. Поэтому, во-вторых, был измерен расход графита, как электрода, так и насыпанного на поверхность стали, при проведении процесса ЭХТО на разных режимах.

В табл. 1 приведены данные измерений расхода графита при различных режимах обработки. Из данных табл. 1 следует, что при повышенных плотностях тока (более 20 А/см<sup>2</sup>) и средних скоростях движения электрода наблюдается повышенный расход углерода – 6...7 %. Учитывая, что температура в зоне оплавления при этих режимах 1300 °С, создаются условия для образования белого заэвтектического чугуна.

Если факт образования заэвтектического чугуна объяснить довольно просто, то появление доэвтектического чугуна кажется совершенно нелогичным. Из табл. 1 следует, что доэвтектический чугун образуется при наибольших плотностях тока и наименьших скоростях движения электрода. Измерения показали, что при этих режимах температура в пятне контакта возрастает до 1350...1500 °С, а расход графита не только не уменьшается, а напротив, резко возрастает. Казалось бы, количество цементита в наплавке должно

Таблица 1

Расход графита при различных режимах ЭХТУ

Плотность тока, А/см <sup>2</sup>	Скорость электрода v, см/с	Толщина зоны оплавления, мм	Объем зоны оплавления, мм <sup>3</sup>	Масса белого чугуна ×10 <sup>3</sup> , г	Структура белого чугуна	Структура ПЗ	Расход графита ×10 <sup>3</sup> , г	Расход графита в % к массе чугуна
3	0,20	0,08	0,13	1,0	Эвтектический	М	0,05	4,5
6	0,20	0,15	0,23	1,8	—"	М	0,09	5,0
10	0,14	0,26	0,48	3,7	—"	М	0,18	5,0
20	0,14	0,42	0,85	6,6	Эвтектический+заэвтектический	М+А	0,40	6,0
40	0,10	0,54	1,10	8,6	Заэвтектический	М+А	0,52	6,0
70	0,10	0,65	1,35	110,5	—"	М+А	0,68	6,5
100	0,08	0,80	1,75	13,7	—"	М+А	0,96	7,0
150	0,08	0,86	1,95	15,2	—"	М+А	1,06	7,0
200	0,04	0,97	2,20	17,2	Доэвтектический	М	1,46	8,5
300	0,04	1,10	2,50	19,5	—"	М	1,96	10,0



возрастать, и чугун должен получиться заэвтектическим. На самом деле, как отмечается в работе [7], при указанных температурах происходит частичное испарение графита еще до его растворения, причем, чем выше температура, тем испарение идет интенсивнее и в расплаве углерода остается меньше эвтектической доли 4,3 %. Таким образом, при самых жестких режимах наиболее вероятно образование именно доэвтектического чугуна.

При указанных повышенных температурах наблюдается еще одно явление, о котором упоминается в работе [7] и которое также косвенно подтверждает правильность предположения об испарении графита. Это явление – резкое снижение вязкости расплава. Уменьшение вязкости приводит, во-первых, к разбрызгиванию жидкого металла и, как следствие, к увеличению шероховатости поверхности после ЭКХТО. Во-вторых, уменьшение вязкости вызывает интенсивное перемешивание расплавленной ванны, в результате чего дендриты первичного аустенита равномерно распределены по всему объему чугуна (характерно, что у заэвтектического чугуна содержание игл первичного цементита больше в верхних слоях наплавки, ближе к источнику углерода).

Кроме плотности тока и скорости перемещения электрода температура в пятне контакта, а следовательно, процессы растворения и испарения графита, зависят от множества случайных факторов, например, от массы детали, ее конфигурации, дисперсности порошка графита и др. Поэтому невозможно вывести функциональную зависимость, однозначно связывающую факт появления чугуна определенной структуры с режимами обработки. Для практических целей достаточно использовать построенную по экспериментальным данным диаграмму (см. рис. 4), где в координатах  $q$  (А/см<sup>2</sup>) –  $v$  (см/с) приведены области наиболее вероятного образования эвтектического, до- и заэвтектического чугунов.

Для оценки вероятности получения того или иного чугуна можно воспользоваться также параметром  $K_{т.в} = \frac{q}{\sqrt{v}}$ , характеризующим тепловое воздействие источника. Данные эксперимента показывают, что при  $K_{т.в} > 500$  чугун получается доэвтектическим.

Структура переходной зоны связана с видом чугуна в зоне оплавления. Как правило, если наплавка имеет эвтектическое строение, то в переходной зоне образуется мартенсит с небольшим количеством остаточного аустенита. При увеличении количества

растворенного углерода образуется заэвтектический чугун, соответственно увеличивается доля остаточного аустенита в переходной зоне. Наконец, при недостатке углерода образуется доэвтектический чугун в зоне оплавления и, соответственно, переходная зона будет чисто мартенситная. Поэтому для прогнозирования структуры переходной зоны можно использовать диаграмму на рис. 4 или параметр  $K_{т.в}$ .

Весьма важным критерием выбора того или иного метода нанесения покрытия является его производительность. Производительность метода ЭКХТО можно оценить по площади упрочненной поверхности в единицу времени

$$P = v2r, \quad (3)$$

где  $v$  – скорость относительного перемещения детали;

$2r$  – ширина шва.

В табл. 2 приведены значения производительности процесса ЭКХТО (в среднем она составляет 0,10 см/с).

Для увеличения стойкости изделий, работающих в условиях сухого трения, исследовали возможность улучшения износостойкого слоя, полученного ЭКХТО, в результате диффузионного графитизирующего отжига.

В процессе нагрева белого чугуна при температуре 760...780 °С на его поверхности наблюдается графитизация, скорость протекания которой достаточно большая. При изотермической выдержке в течение 1...2,5 ч графит покрывает всю поверхность [8].

Таблица 2

Производительность процесса ЭКХТО

$D_э$ , см	$B_э$ , см	$v$ , см/с	$2r$ , см	$P$ , см <sup>2</sup> /с
8,0	0,2	0,450	0,3	0,135
8,0	0,3	0,450	0,4	0,180
10,0	0,2	0,150	0,3	0,045
10,0	0,3	0,150	0,4	0,060
10,0	0,2	0,080	0,3	0,024
10,0	0,3	0,080	0,4	0,032
9,0	0,2	0,060	0,3	0,018
10,0	0,2	0,045	0,4	0,018

Графитизирующий отжиг износостойкого слоя белого чугуна

Температура отжига, °С	Время выдержки, ч	Микроструктура (от края к центру)	Ширина зон, мкм	Микротвердость, МПа	Примечания
—	—	Ледебурит + цементит Мартенсит + аустенит Мартенсит	700 10 300	11000...11500 700...750 600...650	Заэвтектический чугун
850	0,5	Ледебурит + цементит Мартенсит	Без изменения	Без изменения	Исчезла зона мартенсит+аустенит
850	1,0	Ледебурит + цементит Мартенсит	То же	То же	—
850	3,0	Ледебурит + цементит Мартенсит высокоуглеродистый	400 500	650...700	—
850	5,0	Ледебурит + цементит + графит Мартенсит высокоуглеродистый	300 600	700	—
850	10,0	Ледебурит + цементит + графит Мартенсит высокоуглеродистый	200 500...600	1000 600...650	—

Установлено, что графитизацию наплавленного слоя белого чугуна лучше всего производить при температуре 850 °С в течение 5...10 ч (табл. 3)

После такого отжига на поверхности, а также в объеме белого чугуна наблюдалось достаточно много выделений графита (рис. 7). Образцы после отжига быстро охлаждались.

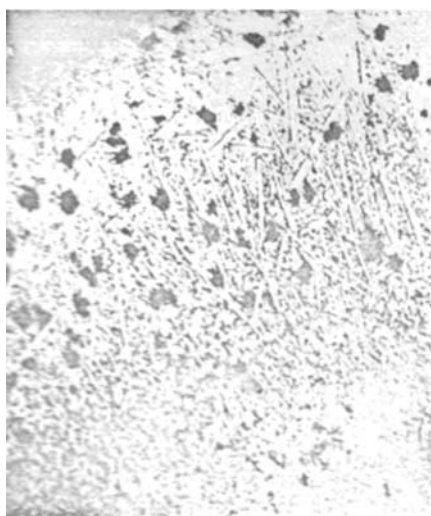


Рис. 7. Структура заэвтектоидного чугуна на стали 20 после ЭКХТО и диффузионного отжига. ×200

В табл. 4 приведены результаты испытания на износостойкость образцов после диффузионного отжига при разных режимах.

Исследовали износостойкость роликов, поверхность которых покрыта белым чугуном. Наружный диаметр роликов 35 мм, внутренний – 16 мм, толщина – 10 мм. Давление на ролик 30 МПа, скорость скольжения 0,5 м/с. Все испытания проводили на идентичных образцах в равных условиях. Контртелом служила пластина из сплава ВК-8. Как следует из приведенных данных, в результате графитизирующего отжига после ЭКХТО получается твердая, износостойкая, самосмазывающаяся поверхность детали, которая обеспечивает ее высокую работоспособность в условиях сухого трения.

Исследования показали, что термическая обработка образцов (отжиг, нормализация, закалка) не вызывает образования дефектов в упрочненном слое (белом чугуне).

Методом ЭКХТО упрочнен ряд деталей, работающих в условиях трения и износа. Так, после упрочнения деталей кругловязальной машины "Бетлей-22" и РТР-8 Курского трикотажного комбината их стойкость возросла в 2...4 раза (рис. 8).

Износостойкость изделий после ЭКХТО и термообработки

Температура отжига, °С	Время выдержки, ч	Коэффициент трения	Износостойкость, г/км	Температура отжига, °С	Время выдержки, ч	Коэффициент трения	Износостойкость, г/км
Без отжига	–	0,297	0,251	–	–	0,297	0,251
750	8	0,292	0,248	980	4	0,265	0,231
830	8	0,247	0,227	980	6	0,243	0,219
980	8	0,231	0,196	980	8	0,231	0,196
1050	8	0,229	0,185	980	10	0,227	0,187
1120	8	0,226	0,183	980	12	0,225	0,184



Рис. 8. Детали крупновязальной машины "Бетлей-22" после ЭКХТО

### Выводы

1. Разработанная технология электроконтактной химико-термической обработки (ЭКХТО) стальных деталей, работающих в условиях трения и износа, обеспечивает путем контактного (эвтектического) плавления превращение поверхностного слоя стали в износостойкий слой белого чугуна, хорошо сцепляемый с основным металлом.

2. Установленные режимы ЭКХТО обеспечивают образование на поверхности деталей износостойких слоев эвтектического, доэвтектического и заэвтектического белого чугуна, износостойкость деталей при этом возрастает в 2...4 раза.

3. Дополнительная термическая обработка – графитизирующий отжиг – уменьшает износ деталей в результате смазки – выделения графита, появляющегося на поверхности белого чугуна.

4. При электроконтактной химико-термической обработке деталей из порошковых сталей "залечиваются" поры на их поверхности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Андрияхин В.М. Влияние схемы упрочнения гильз цилиндра лазерным излучением на износостойкость // Металловедение и термическая обработка металлов. 1982. № 9. С. 41–43.
2. Электроконтактное термоупрочнение стали /Ю.Г. Гуревич, Д.Е. Дорфман, А.П. Кузьмичева, В.В. Марфицын // Новые материалы и ресурсосберегающие технологии термической и химико-термической обработки деталей машин и инструмента. Тезисы докладов зональной конференции. Пенза: ЦДНТП, 1990. С. 40–41.
3. Износостойкие композиционные материалы / Ю.Г. Гуревич, В.Н. Анциферов, Л.М. Савиных и др. Екатеринбург: НИСО УрО РАН, 2005. 217 с.
4. Григорьянц А.Г., Сафонов А.М. Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высшая школа, 1987. 157 с.
5. Гуревич Ю.Г. Златоустовская сталь. Екатеринбург: УрГУ, 2002. 356 с.
6. Гуревич Ю.Г., Савиных Л.М. Износостойкие материалы для деталей машин. Курган: КГУ, 2005. 145 с.
7. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. М.: Металлургиздат, 1963. 289 с.
8. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.



## Технологические процессы механической и физико-химической обработки в авиадвигателестроении

В.Ф. Безъязычный, М.Л. Кузьменко, В.Н. Крылов/  
под общ. ред. В.Ф. Безъязычного. 2-е изд., 2007. – 539 с.,  
тв. пер., 60×88 1/16  
ISBN 5-217-03366-5

Цена с НДС 550 руб.

Изложены методы формообразования деталей, применяемые для этих целей оборудование и инструментальные материалы, в т.ч. зарубежных фирм, наиболее рациональное их использование в технологических процессах изготовления деталей авиационных двигателей.

Большое внимание уделено прогрессивным методам обработки, обеспечивающим требуемые параметры качества изготовления деталей, надежность и ресурс авиационных двигателей.

С изучения этого курса студенты, будущие специалисты в области технологии производства авиационных двигателей и энергетических установок, знакомятся с технологическими особенностями производства, знание которых позволяет спроектировать технологический процесс изготовления детали, обеспечивающий требуемую точность и качество поверхностного слоя обработанной детали с минимальной себестоимостью.

Для студентов, обучающихся по специальности "Авиационные двигатели и энергетические установки" направления "Двигатели летательных аппаратов", полезно специалистам авиационной промышленности.



Кондаков А.И., Васильев А.С. **Выбор заготовок в машиностроении: справочник.** 2007. – 560 с., тв. пер., 60×88 1/16  
ISBN 978-5-217-03382-9

Цена с НДС 440 руб.

Изложен методический подход и необходимое информационное обеспечение для обоснованного выбора исходных заготовок в условиях современного многономенклатурного машиностроительного производства. Приведены характеристики свойств основных конструкционных материалов и рекомендации по их выбору. Даны сведения об основных видах заготовок и способах их изготовления. Указаны основные критерии и правила выбора заготовок. Изложены различные методики обоснования решений, принимаемых при выборе заготовок. Рассмотрены проблемы автоматизации выбора заготовок на основе современных информационных технологий.

Для специалистов и технологов промышленных предприятий, работников научно-исследовательских учреждений, аспирантов и студентов вузов.

Приобрести книги можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромьинский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение".

Справки по тел. (499) 269-66-00.

<http://www/mashin.ru>



## Внимание!

**Представляем новую книгу издательства "Машиностроение"  
"ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ" коллектива авторов,  
под редакцией д-ра техн. наук А.Г. Сулова. 2008 г., 320 с.,  
цена 550 руб. с НДС**

Одним из основных показателей качества машин является их надежность. Как правило, все разрушения деталей (износные, коррозионные, прочностные, контактные, усталостные) начинаются с поверхности.

Изучение качества поверхностного слоя на протяжении 100 лет осуществлялось от неопределенного учета неровностей до комплексной оценки его состояния, учитывающей как все виды неровностей (макроотклонение, волнистость, шероховатость, субшероховатость), так и физико-химические свойства (структуру, фазовый и химический составы, наклеп, остаточные напряжения, экзоэлектронную эмиссию и др.). Качество поверхностного слоя интересует многих ученых: механиков, физиков, химиков, метрологов и технологов.

В настоящее время в России вопросам качества поверхностного слоя придают особое значение в различных научных школах, в том числе в БГТУ, МГТУ им. Н.Э. Баумана и РГТА им. Л.А. Соловьева. Данная монография написана представителями именно этих научных школ.

Экономическая целесообразность комплексного обеспечения качества деталей на всех стадиях их жизненного цикла обусловила необходимость аналогичного подхода и к их рабочим поверхностям. Рассмотрение качества поверхностного слоя деталей машин на всех стадиях жизненного цикла (проектирование, изготовление, контроль, испытание, диагностика, эксплуатация, ремонт, восстановление и утилизация) положило начало учению об инженерии поверхности, которое занимает в наше время одно из ведущих мест в технике. Инженерии поверхности посвящаются многие международные научно-технические конференции.

Предлагаемая монография является первой попыткой обобщения данного учения и его применения на практике. В ней рассмотрена инженерия поверхности деталей на этапах проектирования, технологической подготовки производства, изготовления, контроля, испытаний, сборки, эксплуатации и восстановления. Последняя глава посвящена инженерии поверхности конкретных деталей железнодорожного транспорта: колес и рельсов.

Монография является научно-техническим изданием и предназначена для ИТР промышленных предприятий и может быть рекомендована профессорско-преподавательскому составу, студентам и аспирантам технических вузов.

---

**Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение",  
прислав заявку в отдел реализации по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru;  
по почте: 107076, Москва, Стромьинский пер., 4. ООО "Издательство "Машиностроение".  
Справки по тел. (499) 269-66-00.  
<http://www.mashin.ru>**

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

E-mail: [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru).

Web-site: [www.mashin.ru](http://www.mashin.ru).

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

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

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

Сдано в набор 27.11.08 г. Подписано в печать 22.01.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,62. Заказ 36. 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