

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 8 (32)  
август  
2007

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

Редакция:  
Н.А. ФЕТИСОВА  
И.В. СИНЦОВА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по  
подписке, которую можно оформить  
в любом почтовом отделении  
(индексы по каталогам: "Роспечать"  
85159, "Пресса России" 39269,  
"Почта России" 60252) или  
в издательстве.

Тел.: (495) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77.

Факс: (495) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru,  
utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ

### ● ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Гаджиев А.А., Петрова Л.Г., Чудина О.В. Исследование влияния магнитного поля на структуру и свойства полимерных покрытий . . . . . 3

Яреско С.И. Апробация в производственных условиях результатов моделирования процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением . . . . . 8

### ● МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Ковалев А.П., Мартынюк А.В. Контактно-фрикционное взаимодействие при поверхностном пластическом деформировании . . . . . 14

Сидякин Ю.И., Осипенко А.П., Бочаров Д.А. Совершенствование технологии отделочно-упрочняющей обработки валов поверхностным пластическим деформированием . . . . . 23

Методы удаления загрязнений с металлических поверхностей . . . . . 26

Кротинов Н.Б., Круцило В.Г., Карпов А.В. Формирование устойчивого напряженно-деформированного состояния поверхностной упрочняющей обработкой и прогнозирование процесса его изменения . . . . . 27

### ● ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Малышев В.Н., Булычев С.И. Повышение работоспособности электролитов микродугового оксидирования и их регенерация . . . . . 33

### ● МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Неровный В.М. Ремонт втулок торцового уплотнения гидропривода ГСТ-90 дуговой наплавкой в вакууме . . . . . 41

Теслина М.А., Химухин С.Н., Верхотуров А.Д. Формирование эрозионных частиц при электроискровой обработке . . . . . 45

### ● ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Киселев Е.С., Ковальнов В.Н., Степчева З.В. Использование ультразвука при обработке заготовок шлифованием и алмазным выглаживанием . . . . . 49

### ● КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Гавриленко Т.П., Злобин С.Б., Николаев Ю.А., Ульяницкий В.Ю. О штифтовом методе измерения прочности связи термических покрытий . . . . . 54

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

No 8 (32)  
August  
2007

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. ZHESTKOV  
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. KLIMENTKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
F.I. PANTELEENKO  
Yu.V. PANFILOV  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
M.L. KHEFETS

## Edition:

N.A. FETISOVA  
I.V. SINTSOVA  
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogues: "Rospechat"  
85159, "Pressa Rossi" 39269,  
"Pochta Rossi" 60252) or in publishing  
office.

Ph.: (495) 269-52-98, 269-66-00,  
268-40-77.

Fax: (495) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru,  
utp@mashin.ru

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

## CONTENTS

### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Gadgiev A.A., Petrova L.G., Chudina O.V. Researching of magnetic field influence on the structure and the features of the polymeric coatings ..... 3

Yaresko S.I. Approbation of the modelling results of cutting process by the tool hardened by laser radiation, under production conditions ..... 8

### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Kovalev A.P., Martynyuk A.V. Contact-frictional interaction at surface plastic deformation ..... 14

Sidiakin Yu.I., Osipenko A.P., Bocharov D.A. Upgrading the shafts strain-hardening treatment by surface plastic deformation ..... 23

Methods of decontamination from metallic surfaces ..... 26

Krotinov N.B., Krutsilo V.G., Karpov A.V. Forming of stable stress-strain state by surface strengthening processing and forecasting of its change ..... 27

### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Malyshev V.N., Bulychev S.I. Increase of working capacity of electrolytes of microarc oxidation and its regeneration ..... 33

### METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Nerovnyi V.M. Restoration of plugs of face condensation of hydrodrive ГСТ-90 arc welding deposition in vacuum ..... 41

Teslina M.A., Khimukhin S.N., Verkhoturov A.D. Erosion particles formation under electro spark processing ..... 45

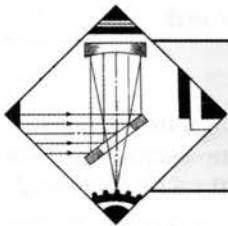
### PROCESSING BY COMBINED METHODS

Kiselev E.S., Kovalnogov V.N., Stepcheva Z.V. Using the ultrasonic fluctuations in combined process of grinding and diamond smoothing ..... 49

### QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING

Gavrilenko T.P., Zlobin S.B., Nikolaev Yu.A., Ulianitsky V.Yu., Lavrentiev M.A. About the pin-test for bonding strength measurement of thermal spray coatings ..... 54

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



# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

А.А. Гаджиев, Л.Г. Петрова, О.В. Чудина  
(МАДИ (ГТУ))

## Исследование влияния магнитного поля на структуру и свойства полимерных покрытий

*Изучено влияние параметров магнитного поля на структурно-фазовое состояние полимерных покрытий из композиций на основе термореактивных олигомеров и акриловых пластмасс. Определены параметры и условия формирования полимерного покрытия под воздействием магнитного поля. Установлено, что обработка полимерных покрытий в магнитном поле повышает прочность их сцепления с металлической основой на 40...50 %. Определены оптимальные параметры обработки в магнитном поле (напряженность магнитного поля – 400 кА/м, продолжительность обработки – 2 ч).*

*The influence of magnetic field parameters on structural-phase condition of polymeric coating from the composition on the basis of thermosetting oligomers and acrylic resin has been studied. The parameters and conditions of polymeric coating forming under magnetic action have been determined. It is established, that processing of polymeric coatings in a magnetic field raises adhesion strength with a metal basis on 40...50 %. Optimum parameters of processing in a magnetic field (intensity of a magnetic field – 400 kA/m, duration of processing – 2 hours) are certain.*

### Введение

Воздействие постоянного или переменного магнитного полей на полимерные композиции и покрытия можно использовать в целях их модификации, улучшения структуры и свойств. Для этого магнитной обработке подвергают исходное сырье, полимеры на стадии переработки (расплав и готовые изделия). При воздействии электромагнитного поля на расплав полимера изменяется его структура и, как следствие, свойства изделий. Влияние электромагнитных полей на расплав полимеров может быть объяснено на основе термодинамической теории [1, 2], в соответствии с которой переход расплава полимера из неупорядоченного состояния в упорядоченное должен сопровождаться снижением температуры и свободной энергии в системе.

Для определения кинетики и механизма структурных изменений процесса полимеризации были проведены экспериментальные исследования воздействия магнитного поля на рассматриваемые явления. Целью настоящей работы является изучение влияния параметров магнитного поля и длительности его воздействия на структурно-фазовое состояние полимерных покрытий из композиций на основе термореактивных олигомеров и акриловых пластмасс.

### Методика проведения исследований

При введении в эпоксидную композицию наполнителя в обычных условиях отверждения трудно достичь равномерного распределения частиц наполнителя по всему объему композиции, что приводит к неоднородности структуры и физико-механических свойств покрытий. Например, при введении в качестве наполнителей железного или чугунного порошка в эпоксидную смолу ЭД-16 частицы наполнителя под силой тяжести осаждаются и в основном концентри-



Рис. 1. Установка для обработки полимерных изделий в магнитном поле

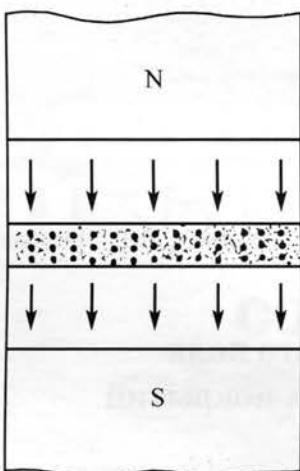


Рис. 2. Схема распределения наполнителя в полимерной композиции при магнитной обработке

руются в нижних слоях композиции. Чтобы устранить эту разнородность структуры и добиться стабильности физико-механических свойств композиции по всей толщине покрытия, отверждение эпоксидных покрытий проводили в магнитном поле. Для создания магнитного поля применяли электромагнитные катушки (соленоиды) с внутренним диаметром 130 мм и наружным 190 мм (рис. 1). Обмотки катушек изготавливали из медной проволоки сечением 5  $\text{мм}^2$ ; число витков обмотки равнялось 350. Электромагнитные катушки питали постоянным электрическим током, величину которого устанавливали с помощью регулятора напряжения.

Напряженность магнитного поля регулировали изменением силы тока, подаваемого в электромагнитную катушку. Отверждаемые образцы устанавливали внутрь соленоида и выдерживали 5, 10, 15, 20, 25, 30, 35 мин. Для поддержания определенной температуры торцы электромагнитной катушки закрывали крышками из теплоизоляционного материала. Напряженность магнитного поля измеряли прибором ЕП-2, предназначенным для определения напряженности постоянных магнитных полей с высокой точностью; напряженность устанавливали в диапазоне 20...120 кА/м.

Схема отверждения образцов из эпоксидных композиций приведена на рис. 2. Подвергаемый обработке образец помещали между полюсами электромагнита, питаемого от источника постоянного напряжения.

Для создания необходимого температурного режима отверждения образцов применяли специальное электронагревательное устройство с универсальным источником питания, снаженное регулятором напряжения. Для определения температуры отверждаемых образцов использовали две хромель-алюмелевые термопары. Измерение ЭДС осуществляли по ком-

пенсационному методу с применением потенциометра. Электромагнит обеспечивает напряженность поля в межполюсном пространстве до 120 кА/м в длительном рабочем режиме. Напряженность магнитного поля регулировали изменением силы тока в обмотках электромагнита с помощью ручки стабилизированного выпрямителя, который подключается к сети напряжением 220 В. Погрешность измерения напряженности поля не превышала 0,01 %.

### Результаты исследований и их обсуждение

Эксперименты с пластмассой АСТ-Т, расплав которой при контролируемой температуре охлаждали в электромагнитном поле статора асинхронного трехфазного двигателя напряженностью до 24 кА/м, показали, что чем выше температура расплава и напряженность магнитного поля, тем больше температурный перепад стеклования (перехода в твердое состояние).

Была также исследована возможность использования магнитного поля для улучшения качества покрытий из эпоксидного олигомера ЭД-16. Термомагнитная обработка композиции на основе эластофицированной смолы ЭД-16 заключалась в воздействии при разных температурах и длительности выдержки постоянного магнитного поля напряженностью 650 кА/м на расплав полимера в процессе его отверждения. Результаты экспериментов приведены на рис. 3 и 4. Установлено, что термомагнитная обработка эпоксидной композиции при температуре 353 К в течение 20 мин приводит к повышению прочности покрытия на 45...80 %.

На рис. 5 показано влияние длительности магнитной обработки на прочность и микротвердость эпоксидной смолы ЭД-16, модифицированной эластомером 6Ф и холоднотвердеющей пластмассой АСТ-Т. Так, микротвердость исходной смолы ЭД-16, отверженной без воздействия магнитного поля, составила 140 МПа, у модифицированных образцов и отверженных под воздействием магнитного поля она возрастала на 30...35 %.

Изучали также воздействие постоянного магнитного поля напряженностью до 400 кА/м на свойства эпоксидной композиции на основе ЭД-16 с 10 мас. ч. отвердителя АФ-2, 15 мас. ч. алюминиевой пудры и 18 мас. ч. дибутилфталата, которую заливали в формы из немагнитных материалов и помещали на 15 мин в постоянное магнитное поле разной напряженности; отверждение продолжалось 24 ч при температуре 293 К. Как показали предварительные исследования, более длительное воздействие магнитного поля малоэффективно. Зависимость разрушающего напряжения при изгибе  $\sigma$  от напряженности магнитного поля  $H$  имеет экстремальный характер.

Наиболее значительное повышение прочности образцов из эпоксидных композиций, отверженных в

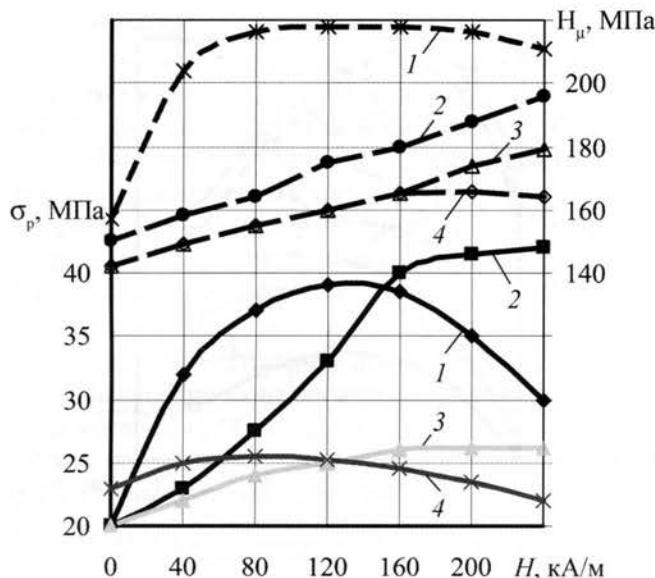


Рис. 3. Зависимости предела прочности  $\sigma_p$  (сплошные линии) и микротвердости  $H_\mu$  (штриховые линии) различных композиционных эпоксидных покрытий от напряженности магнитного поля  $H$ :  
1 – ЭД-16+120 мас. ч. карбida титана; 2 – ЭД-16+120 мас. ч. чугунного порошка; 3 – ЭД-16+20 мас. ч. алюминиевой пудры; 4 – без наполнителя

магнитном поле, наблюдается при использовании дисперсного ферромагнитного железного порошка и чугунной стружки мелкой фракции. На рис. 6 показано влияние содержания дисперсного порошка железа, графита и талька на адгезионную прочность клеевого цилиндрического соединения, полученного на основе эпоксидной смолы ЭД-16, эластофицированной герметиком 6Ф или модифицированной пластмассой АСТ-Т, отверженной в условиях действия магнитного поля.

Магнитное поле существенно влияет на кинетику отверждения термореактивных олигомеров, причем следует отметить наличие анизотропии физико-механических свойств. Если в обычных условиях полимеризация распространяется изотропно, то под влиянием постоянного магнитного поля – анизотропно по отношению к вектору напряженности.

Воздействие магнитного поля на магнитоанизотропные макромолекулы приводит к появлению ориентирующего магнитного момента  $M$ , преодолевающего их тепловое движение [1, 3]:

$$M = \frac{\beta^2 \Delta \chi V \sin(2\alpha)}{2\mu_0}, \quad (1)$$

где  $\beta = \Delta \chi H^2 / (2kT)$  – характеристика отношения энергии магнитного поля ( $k$  – постоянная Больцмана;  $T$  – абсолютная температура);

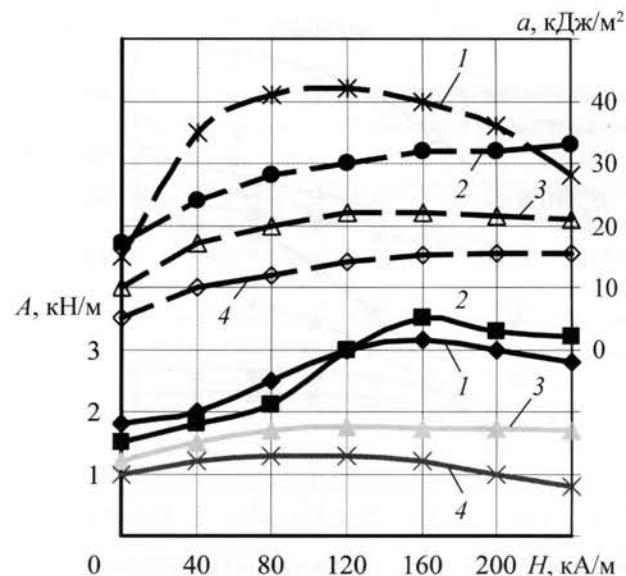


Рис. 4. Зависимости прочности сцепления с основой  $A$  (сплошные линии) и ударной вязкости  $a$  (штриховые линии) различных композиционных эпоксидных покрытий от напряженности магнитного поля  $H$ :

1–4 – то же, что и на рис. 3

$\Delta \chi$  – разность магнитной восприимчивости в направлениях, параллельном оси молекулы и перпендикулярном к ней;

$V$  – объем макромолекулы полимерной матрицы;

$\alpha$  – угол между направлениями оси молекулы и магнитного поля;

$\mu_0$  – магнитная проницаемость материала покрытия.

Воздействие постоянного магнитного поля вызывает изменение структуры и свойств термореактивных полимеров. Когда магнитное поле пространственно неоднородно, действующая магнитная сила  $F$  создает неоднородность свойств вдоль градиента поля:

$$F = \frac{\chi V \text{grad} \beta^2}{2\mu_0}. \quad (2)$$

Для полимеров с низкой магнитной проницаемостью и высокой вязкостью условия (1) и (2) не соблюдаются, поэтому в местах наибольшего градиента магнитного поля достигается повышение показателей свойств покрытий на основе эпоксидных олигомеров.

Воздействие магнитного поля приводит к росту упорядоченности структуры эпоксидной композиции. Наиболее полно и эффективно изменение структуры происходит в начальный момент полимеризации композиции. Кинетика структурного изменения полимерной матрицы под воздействием магнитного поля была рассмотрена на примере эпоксидной смолы ЭД-16 с добавлением герметика 6Ф и

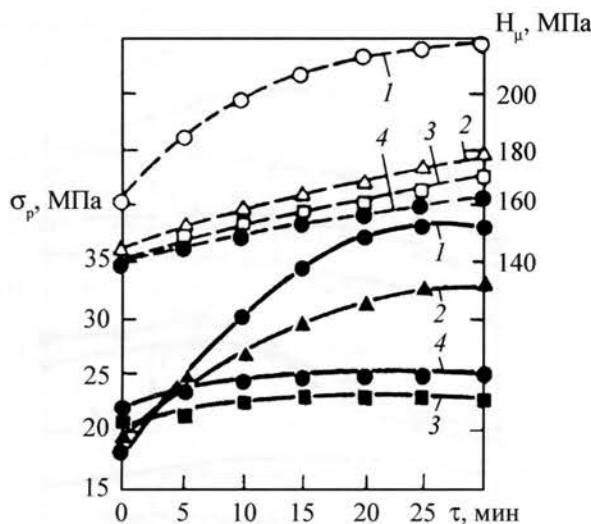


Рис. 5. Зависимости предела прочности  $\sigma_p$  (сплошные линии) и микротвердости  $H_\mu$  (штриховые линии) композиционных эпоксидных покрытий от времени воздействия магнитного поля  $\tau$  и вида наполнителя:  
1 – железный порошок; 2 – графит; 3 – тальк; 4 – без наполнителя

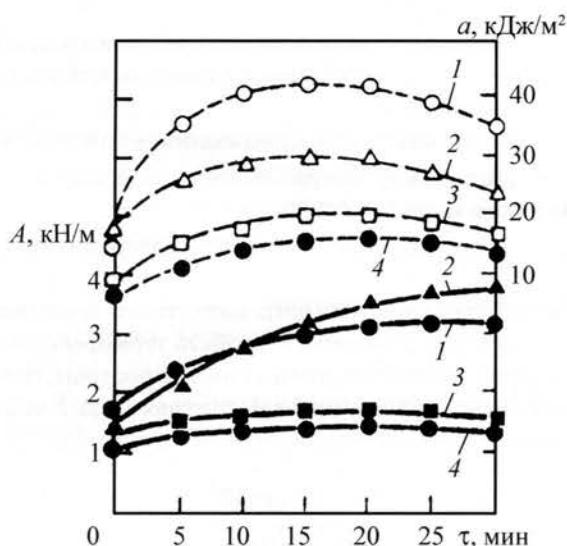


Рис. 6. Зависимости прочности сцепления с основой  $A$  (сплошные линии) и ударной вязкости  $a$  (штриховые линии) композиционных эпоксидных покрытий от времени воздействия магнитного поля  $\tau$  и вида наполнителя:  
1–4 – то же, что и на рис. 5

акриловой пластмассы АСТ-Т, обработанных в магнитном поле напряженностью 400 кА/м в течение 1,5 и 2 ч соответственно.

Характер и степень изменения упорядоченности макромолекулы полимерной связующей и всей композиции оценивали по изменению значения магнитной восприимчивости  $\chi$ .

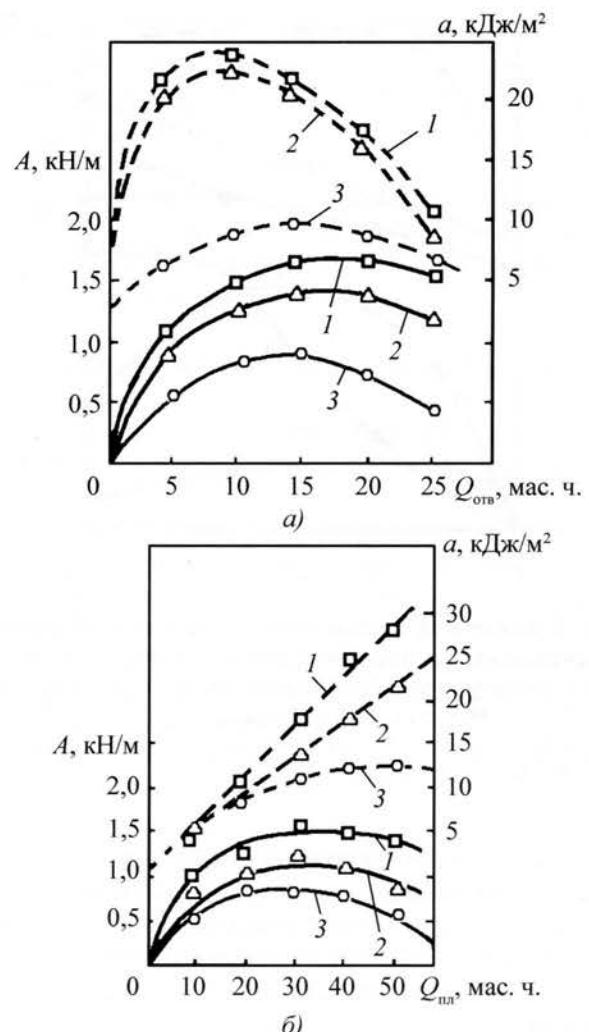


Рис. 7. Зависимости прочности сцепления с основой  $A$  (сплошные линии) и ударной вязкости  $a$  (штриховые линии) покрытий из ЭД-16 от содержания отвердителя  $Q_{\text{отв}}$  (а) и пластификатора  $Q_{\text{пл}}$  (б):

1 – обработанные в магнитном поле при  $H = 80$  кА/м; 2 – то же при  $H = 40$  кА/м; 3 – без магнитной обработки

Приложение знакопеременного электромагнитного поля позволяет повысить качество полимерных покрытий. Для улучшения физико-механических, теплофизических и эксплуатационных свойств композиции в нее вводят ферромагнитные порошки. Феррочастицы, поочередно притягиваясь к полюсам электромагнита, генерируют колебания в расплаве и обеспечивают высокий диспергирующий эффект, вследствие чего получается однородная структура и достигаются стабильные физико-механические свойства.

Исследование влияния магнитного поля на структуру и свойства эластофицированной и модифицированной эпоксидных композиций показало, что изменение свойств носит экстремальный характер. Уста-

новлено, что на изменение свойств композиций длительность воздействия магнитного поля оказывает меньше влияние, чем напряженность. Оптимальные результаты обработки в магнитном поле эпоксидных композиций получены при следующем режиме: напряженность магнитного поля  $H = 150 \text{ A/m}$ , длительность обработки  $\tau = 60 \text{ мин}$ .

Момент воздействия магнитного поля на покрытия выбирали на основе данных предварительных экспериментов, приведенных на рис. 7. Покрытия обрабатывали магнитным полем через 10 и 60 мин после нанесения их на образцы из разных металлических материалов: Ст3, Al, Cu.

Установлено, что на эффективность магнитной обработки полимерных покрытий существенно влияют природа и количество наполнителя. Ориентация структурных единиц полимера, изменение прочности и других свойств полимерных покрытий зависят от напряженности магнитного поля, продолжительности воздействия его на полимерное покрытие и содержания наполнителя, пластификатора и отвердителя.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют об эффективности применения магнитной обработки для улучшения физико-механических и эксплуатационных свойств эластофицированных термореактивных олигомеров.

## Выводы

Таким образом, проведенные исследования разработанного метода магнитной обработки полимерных покрытий показали, что:

- эффект повышения прочностных характеристик термореактивных олигомеров зависит в основном от напряженности магнитного поля, вида полимерной матрицы и концентрации основных ингредиентов;
- магнитная обработка модифицированных наполненных эпоксидных покрытий увеличивает прочность их сцепления с металлической основой на 45...50 %. При этом установлены следующие оптимальные значения:  $A = 120 \text{ kN/m}$ ,  $\tau = 30\ldots35 \text{ мин}$ ;
- применение даже слабого магнитного поля позволяет повысить прочностные характеристики композиционных материалов на основе эластофицированных и модифицированных эпоксидных олигомеров.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Свойства полимеров при высоких давлениях / С.Б. Айнбinder и др. Рига: Зинатне, 1973. 190 с.
2. Барамбайм М.К. Механохимия высокомолекулярных соединений. М.: Химия, 1978. 384 с.
3. Ананов П.П., Житник Н.И. Применение прогрессивных технологических процессов при обработке пластмасс. Киев: Наук. думка, 1978. 238 с.

### Мини-рецензия на книгу Ю.И. Головина "Введение в нанотехнику"

Дан обзор современного состояния нанотехнологии (НТ) и революционных преимуществ и качеств нанопродуктов в самых разных сферах деятельности человека – от промышленного производства до здравоохранения, от защиты окружающей среды до космонавтики и национальной безопасности. При этом НТ представлена не как сумма некоторых технологических приемов и операций по изготовлению тех или иных предметов пользования, а как новая парадигма создания искусственной среды обитания, более комфортной, более дружественной человеку, несущая радикальные преобразования его образа жизни.

В книге впервые систематически излагаются как принципы, так и существующие или разрабатываемые в настоящее время практические приложения нанотехники в основных направлениях ее развития: в материаловедении, электронике, приборостроении, системотехнике, информатике, биотехнологии, медицине и др. Использованы зарубежные и отечественные источники информации и самая современная литература. Даны

определения ключевых понятий; терминология приводится параллельно на русском и английском языках, что облегчает понимание происхождения и смысла основных положений НТ. Для чтения книги не требуется специальной подготовки в области НТ. Вся информация, необходимая для понимания материала, содержится во вводных разделах и пунктах.

Наряду с научными и инженерно-техническими рассмотрены также и социально-экономические аспекты инновационных приближений к решению наиболее актуальных глобальных проблем: сохранение мира, улучшение качества жизни, ресурсо- и энергосбережение. Обращается внимание не только на преимущества, но и на скрытые угрозы бесконтрольного развития НТ и отставания в этой области.

Книга хорошо иллюстрирована специально подготовленными рисунками, схемами, диаграммами и графиками, что облегчает восприятие материала. Она написана живым языком с привлечением разнообразных ассоциаций, комментариев и цитат известных ученых.

Книгу можно приобрести в издательстве "Машиностроение" за наличный и безналичный расчет.  
Объем книги 496 стр. Цена 495 руб. с НДС.

Справки по телефонам: (495) 269-66-00, 269-52-98, 268-69-00.  
Факс: (495) 269-48-97; e-mail: realiz@mashin.ru

УДК 621.373.826:621.78:621.9

С.И. Яресъко (Самарский филиал  
ФИАН им. П.Н. Лебедева)

## Апробация в производственных условиях результатов моделирования процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением

*В результате анализа адекватной многофакторной математической модели процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением, сформулированы требования к режимам его облучения и эксплуатации. Наиболее предпочтительные варианты лазерной обработки инструмента и условия его эксплуатации были проверены на стандартных технологических операциях машиностроительного производства. Представленные результаты испытаний инструмента хорошо согласуются с выводами, полученными на основании анализа модели процесса резания упрочненным инструментом.*

*The requirements to regimes of irradiation and operation of the metalworking tools was formulated as a result of the analysis of adequate multifactorial mathematical model of process of cutting by the hardened tool after laser treatment. The most preferable variants of laser treatment of the tool and operation conditions have been checked up in conditions of machine-building production on standard technological operations. The submitted results of tests of the tool will well be coordinated to the conclusions received on the basis of model analysis of process of cutting by the hardened tool.*

### Введение

Среди достаточно широкого круга технологических задач по использованию лазеров на машиностроительных предприятиях существует область, в которой преимущества лазерной обработки проявляются наиболее значительно, а именно: в мелкосерийном инструментальном производстве к настоящему моменту получены результаты, свидетельствующие о существенном росте эксплуатационных характеристик металлообрабатывающего инструмента после поверхностного импульсного лазерного упрочнения [1–5].

Многообразие обрабатываемых и инструментальных материалов, возможность упрочнения инструмента различных номенклатуры и назначения, а также его применение в условиях варьирования режимов эксплуатации выдвигают на первый план задачу разработки общих рекомендаций по организации технологического процесса лазерного упрочнения для достижения наибольшего положительного эффекта, в частности, по критерию износстойкости.

Известно, что стойкость упрочненного инструмента в производственных условиях обусловлена не только выбором режима облучения, но и во многом зависит от условий контактного взаимодействия пары инструмент – обрабатываемая деталь. Изменение условий точения (например, скорости резания), а также выбор другого обрабатываемого материала или замена инструментального материала влечут за собой

изменение температурного режима в зоне контакта. Это может привести к изменению механизма изнашивания инструмента в целом при оптимальном с точки зрения структуры и фазового состава зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) режиме облучения, как это, например, наблюдалось при варьировании скорости точения упрочненным твердосплавным вольфрамокобальтовым инструментом [6].

Результаты стойкостных испытаний упрочненного инструмента определяются также его типоразмером [4], материалом, геометрией режущего клина и состоянием упрочняемой поверхности [3]. Вследствие этого лазерная обработка может быть недостаточно эффективна при определенных условиях эксплуатации инструмента. Следовательно, выбор режима лазерного облучения следует проводить в соответствии с режимом резания, учитывая влияние свойств обрабатываемого металла на изнашивание инструмента.

Исходя из вышеизложенного можно заключить, что, несмотря на известные успехи в практической реализации процесса лазерной термообработки (ЛТО), проблема повышения эффективности процесса резания упрочненным инструментом в конкретных условиях его эксплуатации по-прежнему актуальна.

Цель настоящей работы – апробация в производственных условиях разработанных рекомендаций по рациональному использованию инструмента, упрочненного лазерным излучением.

## Постановка задачи. Модель стойкости упрочненного инструмента с учетом режимов его эксплуатации

Как показано в работе [7], решить проблему повышения эффективности процесса резания упрочненным инструментом в конкретных условиях его эксплуатации можно только на основе комплексного анализа процессов ЛТО и резания.

Положение о совместном влиянии режимов лазерной обработки и эксплуатации инструмента на его стойкость является основой комплексного подхода к оценке эффективности применения упрочненного металлорежущего инструмента. Данный подход с успехом был использован для определения функциональной связи его стойкости с физико-техническими параметрами, характеризующими как режим облучения, так и режим резания [7, 8].

Согласно принятому подходу был реализован многофакторный эксперимент и получена математическая модель, адекватно описывающая процесс резания упрочненным инструментом [7–9]. При построении модели эксперименты проводили в соответствии с центральным композиционным ротатабельным униформ-планированием второго порядка. Оценивали период стойкости  $T$  резцов из стали Р18 при течении конструкционной стали 12Х2Н4А при изменении скорости  $v$  и глубины резания  $t$ , энергии лазерного воздействия  $E$  и переднего угла резца  $\gamma$ .

В окончательном варианте (после оценки значимости коэффициентов модели и перехода к натуральным значениям варьируемых факторов) адекватное уравнение, описывающее изменение периода стойкости упрочненного инструмента при изменении физико-технических параметров, характеризующих и режим облучения, и режим его эксплуатации, имеет вид

$$T = -175,37 - 10,76v + 672,75t + 5,43E + \\ + 0,15vE - 3,4Et - 0,07E^2 - 171,1t^2.$$

Детальный анализ модели показывает, что на период стойкости облученного инструмента наряду с линейными эффектами существенное влияние оказывают эффекты взаимодействия, учитывающие совместное влияние режимов лазерной обработки и резания. По величине они соизмеримы с линейными и определяют неаддитивный вклад режимов резания и упрочнения в изменение стойкости [9].

Используя комплексный подход к оценке эффективности применения металлорежущего инструмента, упрочненного импульсным лазерным излучением, можно сформулировать требования к условиям облучения инструмента и его эксплуатации в целях дости-

жения наибольшего положительного эффекта по критерию износстойкости.

В частности, на первом этапе построения модели, заключающемся в выборе факторов, наиболее существенно влияющих на эксплуатационные характеристики упрочненного инструмента, установлено, что для увеличения периода стойкости резцов должно быть проведено их облучение по передней грани на воздухе. В этом случае на режущей кромке резца образуется оксидная пленка, наличие которой обуславливает при резании снижение коэффициента трения между сходящей стружкой и рабочей поверхностью резца, что в свою очередь способствует снижению тепловой и механической напряженности процесса и увеличению стойкости инструмента.

При традиционном подходе к лазерной обработке инструментальных материалов, не учитывающем влияние условий эксплуатации на стойкость упрочненного на оптимальных режимах инструмента и основанном на анализе структурно-фазовых превращений в зоне лазерного воздействия и физико-химического состояния поверхности, чаще всего проводят обработку наиболее изнашивающейся грани инструмента либо экспериментально определяют оптимальный вариант схемы упрочнения [10].

На втором этапе построения модели при анализе данных, полученных в результате многофакторного эксперимента, установлено, что наибольший рост стойкости достигается при наиболее интенсивных режимах резания [7]. В этом случае износстойкость структуры облученной зоны при трении в условиях высоких контактных давлений и температур определяется степенью завершенности фазовых превращений в метастабильной структуре ЗЛВ, связанной со способностью остаточного аустенита после лазерной обработки превращаться в мартенсит деформации при трении.

Экспериментально установлено, что в результате деформационных и отпускных явлений при трении количество остаточного аустенита в зоне лазерной обработки уменьшается в 2,0...2,5 раза [11]. Это служит предпосылкой роста стойкости упрочненного инструмента в условиях высоких температур и контактных давлений, характерных для процесса резания.

Таким образом, анализ построенной многофакторной математической модели процесса резания упрочненным инструментом позволяет сформулировать следующие **требования к условиям облучения инструмента и его эксплуатации**:

- лазерную обработку следует проводить по передней режущей грани инструмента на воздухе;
- предпочтительно использовать упрочненный инструмент при более интенсивных режимах резания.

Эффективность лазерной обработки возрастает при увеличении как глубины, так и скорости резания.

Эти положения, следующие из анализа результатов моделирования, а также правомерность их распространения на режущий инструмент различных типов были проверены в производственных условиях.

### Условия проведения эксперимента

Сформулированные выше требования наиболее предпочтительного варианта лазерной обработки инструмента и условий его эксплуатации были проверены экспериментально при проведении производственных стойкостных испытаний.

Облучение инструмента осуществляли на воздухе на модернизированной лазерной установке "Квант-16". В зоне обработки с помощью фокусирующего призменного растра формировалось пятно размером  $4,5 \times 4,5$  мм, что обеспечивало неравномерность плотности энергии не более  $\pm 5\%$  [12]. Для достижения в процессе лазерной обработки более высокой степени насыщения аустенита углеродом и формирования однородного по глубине ЗЛВ аустенита использовали профилированное импульсное излучение, обеспечивающее постоянство температуры закалки облучаемой поверхности в течение всего интервала действия импульса. В этом случае увеличение глубины зоны закалки составило в среднем 25 % в сравнении с термообработкой излучением на серийной установке [13].

Выбор режима лазерной обработки проводили на образцах из стали Р9К5, изготовленных из отработавшей ресурс развертки. Вид зоны упрочнения представлен на рис. 1. Глубина зоны упрочнения составляла около 70 мкм. Корректирование режима упрочнения осуществляли в зависимости от качества поверхности рабочей грани инструмента и близости



Рис. 1. Поперечный шлиф ( $\times 100$ ) зуба развертки Р9К5 после лазерной обработки

расположения пятна обработки к режущей кромке. Энергию излучения для каждого конкретного типоразмера инструмента выбирали максимально возможной из условия исключения оплавления его режущей кромки.

### Производственные испытания

В целях повышения стойкости металлорежущий инструмент различных номенклатуры и типоразмеров испытывали в условиях машиностроительного производства на стандартных технологических операциях.

Для инструмента всех типов наблюдалось устойчивое повышение его работоспособности: коэффициент стойкости, рассчитываемый как отношение времени работы упрочненного инструмента до заданной величины износа к аналогичному времени работы контрольного инструмента, находился в пределах 1,50...2,0. Эти значения получены при резании труднообрабатываемых материалов. Как правило, при резании конструкционных легированных сталей типичные значения коэффициента стойкости составляют 2,0...2,5 [10, 14].

**Сверла.** При обработке деталей из жаропрочного сплава ХН73МБТЮ-ВД (293-341 НВ) использовали сверла Ø18,3 мм, изготовленные из стали Р12М3Ф2К8 (ЭП657). Испытания проводили на радиально-сверлильном станке модели 2А55 на следующих режимах резания: частота вращения  $n = 63$  мин $^{-1}$ ; подача  $S_o = 0,063$  мм/об. В качестве СОЖ использовали эмульсию "Техмол-1". Сверла обрабатывали лазерным излучением по двум схемам: по передней (рис. 2, а) или по задней поверхности инструмента (рис. 2, б). Как показывают результаты испытаний,

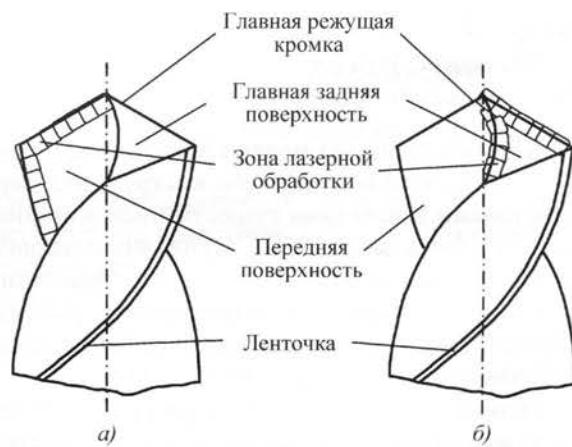


Рис. 2. Варианты схем упрочнения спиральных сверл:  
а – передней поверхности; б – главной задней поверхности

период стойкости инструмента, обработанного по первой схеме, существенно выше периода стойкости сверл с облученной задней режущей гранью (табл. 1).

Упрочненные спиральные сверла  $\varnothing 3,8$  мм из быстрорежущей стали Р6М5 применяли при обработке деталей из стали 40Х. Испытания осуществляли без охлаждения на вертикально-сверлильном станке модели 2Р135Ф2 со следующими режимами резания:  $v = 4,2 \dots 8,5$  м/мин;  $S_o = 0,1$  мм/об; глубина сверления 20 мм. В качестве критерия затупления принимали износ по уголкам, равный 0,1 мм.

Результаты испытаний показали, что период стойкости сверла, упрочненных импульсным лазерным излучением, выше чем неупрочненных, причем с увеличением скорости сверления стойкость упрочненных сверл возрастает пропорционально частоте вращения сверла: в 1,5 раза при  $v = 4,2$  м/мин ( $n = 355$  мин $^{-1}$ ); в 1,7 раза при  $v = 6,0$  м/мин ( $n = 500$  мин $^{-1}$ ); в 2,0 раза при  $v = 8,5$  м/мин ( $n = 710$  мин $^{-1}$ ).

**Дисковые фрезы.** На операции разрезания прутка использовали дисковые отрезные фрезы 130×3,0 из сталей Р18 и Р6М5. Обрабатываемый материал – стали 12Х2Н и Х18Н9Т. Испытания проводили на горизонтально-фрезерном станке модели 2М-CINCINATTI без применения СОЖ на следующих режимах резания:  $n = 60$  мин $^{-1}$ ;  $S = 60$  мм/мин;  $t = 2$  мм. Для увеличения ширины реза фрезы работали попарно.

Лазерным излучением обрабатывали боковые поверхности зубьев инструмента. Определенное количество фрез из стали Р6М5 упрочняли в среде защитного газа Ar. В качестве критерия затупления принимали износ по задней грани, равный 0,6 мм. Согласно данным производственных испытаний стойкость инструмента после лазерной термообработки увеличивалась почти в 2 раза (табл. 2).

**Развертки.** Для развертывания отверстий в пакете из двух материалов – бронзы БрХ 08 и жаропрочной сложнолегированной стали аустенитного класса 15Х18Н12С4ТЮ (ЭИ654) – применяли развертки

Таблица 1

Результаты испытаний неупрочненных (в числителе) и упрочненных (в знаменателе) сверл

Материал инструмента	Обрабатываемый материал	Средняя глубина сверления, мм	Период стойкости, мин	Коэффициент стойкости
P12M3Ф2K8 <sup>*1</sup>	ХН73МБТЮ-ВД	$\frac{78,3 \pm 2,9}{78,3 \pm 16,1}$	$\frac{35,7 \pm 0,6}{33,0 \pm 8,7}$	0,92
P12M3Ф2K8 <sup>*2</sup>	ХН73МБТЮ-ВД	$\frac{78,3 \pm 2,9}{185,0 \pm 33,3}$	$\frac{35,7 \pm 0,6}{63,5 \pm 13,0}$	2,35

<sup>\*1</sup>С упрочненной задней поверхностью.

<sup>\*2</sup>С упрочненной передней поверхностью.

Таблица 2

Результаты испытаний неупрочненных (в числителе) и упрочненных (в знаменателе) дисковых фрез

Материал инструмента	Обрабатываемый материал	Путь резания, мм	Период стойкости, мин	Коэффициент стойкости
P18	12Х2Н	$\frac{3120,0 \pm 55,7}{5750,0 \pm 98,5}$	$\frac{52,0 \pm 4,4}{96,0 \pm 6,1}$	1,90
P6M5	Х18Н9Т	$\frac{2640,0 \pm 60,0}{4830,0 \pm 91,6}$	$\frac{41,0 \pm 3,6}{77,0 \pm 5,0}$	1,90
P6M5*	Х18Н9Т	$\frac{2640,0 \pm 60,0}{5630,0 \pm 78,1}$	–	2,10

\*Упрочнение в среде Ar.

$\varnothing 8,0^{+0,03}$  из стали Р9К5. Испытания проводили на вертикально-сверлильном станке модели 2А135 при следующих режимах резания:  $n = 275 \text{ мин}^{-1}$ ,  $S_0 = 0,1 \text{ мм/об}$ . В качестве СОЖ использовали веретенное масло. Лазерное упрочнение проводили по передней поверхности инструмента на всю длину его рабочей части. По результатам испытаний зафиксировано стабильное увеличение среднего количества обработанных отверстий (табл. 3).

При проведении испытаний упрочненного металлообрабатывающего инструмента были отмечены следующие особенности.

1. Существенным преимуществом лазерной обработки инструментальных материалов, выполненной в соответствии с разработанными рекомендациями, является возможность интенсификации режимов резания упрочненным инструментом на 30...40 %, причем не только по скорости резания, как это отмечалось в [1], но и по глубине фрезерования. Так, при увеличении глубины фрезерования до  $t = 4 \text{ мм}$  для контрольного (неупрочненного) инструмента износ сразу же превышает допустимую величину, в то время как упрочненные фрезы сохраняют свою работоспособность на протяжении времени обработки, превышающего время фрезерования неупрочненным инструментом при глубине фрезерования  $t = 2 \text{ мм}$  (см. табл. 2).

2. Преимущества лазерной обработки передней поверхности заключаются в возможности проведения повторной заточки инструмента без его дополнительного упрочнения. Так, период стойкости предварительно упрочненных и отработавших ресурс, а затем вновь заточенных сверл в производственных условиях превысил в среднем на 30 % период стойкости контрольного инструмента. Данная схема упрочнения на воздухе обеспечивает также возможность существенного сокращения времени приработки инструмента. Результаты испытаний инструмента из быстрорежущих сталей с покрытием TiN подтверждают целесообразность ее применения [15].

Влияние оксидной пленки, образующейся на передней поверхности инструмента при его лазерной

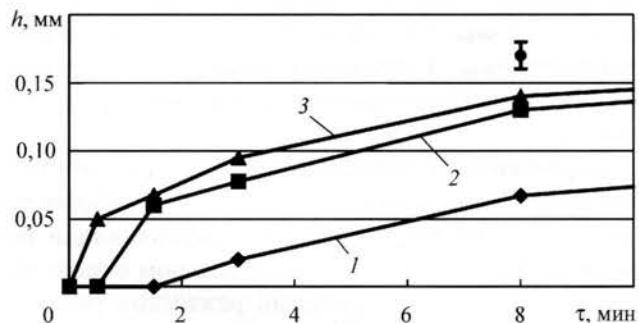


Рис. 3. Изменение линейного износа  $h$  резцов на участке приработки:

1 – без ЛТО; 2 – с ЛТО передней поверхности в среде защитного газа (Ar); 3 – с ЛТО передней поверхности на воздухе

обработке в окислительной среде, на изнашивание упрочненного инструмента оценивали по результатам лабораторных испытаний при точении стали 12Х2Н4А резцами из сталей Р18 и Р9К5. Стойкостные испытания инструмента показали, что лазерная обработка позволяет регулировать скорость изнашивания резцов на участке приработки (рис. 3).

Оксидная пленка изменяет трибомеханические характеристики процесса резания, динамику изнашивания инструмента. Для неупрочненных резцов среднее время выхода на стационарный участок износа составляет  $\approx 20\ldots 25$  мин и превышает в 4...5 раз аналогичную характеристику для резцов, упрочненных на воздухе.

После лазерной обработки на воздухе уменьшение времени приработки связано с наличием оксидной пленки в зоне контакта стружки с резцом. При резании эта пленка выполняет роль твердой смазки, вследствие чего уменьшаются коэффициент трения на передней поверхности инструмента и площадь контакта стружки с резцом, соответственно увеличивается давление, наблюдаются рост износа инструмента в период приработки и последующее сокращение времени приработки.

В указанных условиях облучения усадка стружки уменьшается на 15...20 %, а среднее квадратическое отклонение усадки – почти в 3 раза, что свидетельствует об увеличении стабильности свойств упрочненной поверхности при резании [7]. В течение последующей работы инструмента скорости изнашивания упрочненного и неупрочненного инструмента выравниваются. Общее увеличение периода стойкости облученных резцов обусловлено наличием структурно-фазовых изменений в ЗЛВ.

Результаты всех испытаний подтверждены техническими справками и актами производственных испытаний.

Таблица 3

Результаты испытаний неупрочненных (в числителе) и упрочненных (в знаменателе) разверток из стали Р9К5

Обрабатываемый материал	Среднее число обработанных отверстий	Коэффициент стойкости
БрХ 08	$97,5 \pm 17,1$	
Х18Н9Т	$141,0 \pm 21,5$	1,50

## Выводы

В результате производственных испытаний установлено:

1) стабильное повышение периода стойкости инструмента, упрочненного лазерным излучением при обработке резанием жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов;

2) соответствие результатов производственных испытаний рекомендациям, сделанным при анализе модели стойкости упрочненного инструмента, а именно:

- наиболее эффективна лазерная обработка металорежущего инструмента на воздухе. Сокращение времени приработки упрочненного инструмента, зафиксированное в этом случае, способствует повышению эффективности работы современных станков с ЧПУ, металлообрабатывающих центров и автоматизированных линий;

- наибольший рост стойкости упрочненного инструмента достигается при наиболее интенсивных режимах резания;

- для снижения коэффициента трения между стружкой и инструментом необходимо осуществлять упрочнение по передней режущей поверхности инструмента.

Автор выражает благодарность Ю.Н. Краснову за помощь в проведении испытаний инструмента и С.В. Каюкову за полезное обсуждение результатов работы.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Лазерные технологии на машиностроительном заводе /** Н.Г. Терегулов, Б.К. Соколов, Г. Варбанов и др. Уфа: АН Республики Башкортостан, 1993. 263 с.
2. **Шемегон В.И.** Поверхностное упрочнение спиральных сверл // Металловедение и термическая обработка металлов. 1998. № 6. С. 23–30.
3. **Дьяченко В.С., Твердохлебов Г.Н., Коростелева А.А.** Особенности лазерной термической обработки инструмента из быстрорежущей стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 9. С. 25–28.

4. **Углов А.А., Медрес Б.С., Соловьев А.А.** Лазерная обработка инструментальных сталей // Физика и химия обработки материалов. 1987. № 3. С. 6–10.

5. **Тарасов А.Н.** Опыт лазерного упрочнения мелкоразмерного инструмента из быстрорежущей стали // Электронная обработка материалов. 1993. № 3. С. 71–73.

6. **Григорьянц А.Г., Яресько С.И., Оганян Г.В.** Влияние скорости резания на стойкость твердосплавного инструмента, обработанного лазерным излучением // Лазерная технология. Исследования и автоматизация: тр. ФИАН. М.: Наука, 1993. Т. 217. С. 57–64.

7. **Яресько С.И., Нерубай М.С.** Физико-технологические особенности процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением // Металлообработка. 2001. № 1. С. 22–27.

8. **Яресько С.И.** Повышение эффективности лазерной термообработки токарного инструмента с учетом влияния режимов резания // Инженерно-физический журнал. 2002. Т. 75. № 6. С. 29–35.

9. **Нерубай М.С., Яресько С.И.** Моделирование процесса резания инструментом, упрочненным лазерным излучением // Справочник. Инженерный журнал. 2004. № 5. С. 6–10.

10. **Коваленко В.С., Головко Л.Ф., Черненко В.С.** Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера. Киев: Техника, 1990. 192 с.

11. **Яресько С.И., Каковкина Н.Г.** Структура и фазовый состав зоны трения инструментальных сталей после лазерной обработки // Высокие технологии в машиностроении: матер. Междунар. науч.-техн. конф. Самара: СамГТУ, 2004. С. 16–17.

12. **Яресько С.И., Михеев П.А., Каковкина Н.Г.** Обеспечение равномерного распределения интенсивности лазерного излучения при импульсной термообработке с помощью неустойчивого резонатора // Физика и химия обработки материалов. 2000. № 6. С. 19–25.

13. **Каюков С.В., Яресько С.И.** Лазерное упрочнение инструментальных сталей профицированным импульсом излучения // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 4. С. 13–18.

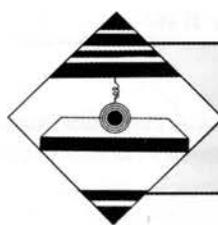
14. **Физико-химические методы обработки и сборки /** М.С. Нерубай, В.В. Калашников, Б.Л. Штриков, С.И. Яресько. М.: Машиностроение-1, 2005. 396 с.

15. **Мацевитый В.М.** Покрытия для режущих инструментов. Харьков: Вища шк. Изд-во при Харьк. ун-те, 1987. 128 с.

## АНОНС

Читайте в следующем номере журнала:

**Гнедовец А.Г., Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Мацнев Н.П.** Компьютерное моделирование роста тонкопленочных покрытий при импульсном лазерном осаждении в различных вакуумных условиях.



# МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

А.П. Ковалев, А.В. Мартынюк (*МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского*)

## Контактно-фрикционное взаимодействие при поверхностном пластическом деформировании

*Получены соотношения для расчета глубины канавки и высоты волны (наплыва) в зависимости от степени деформации и состояния поверхностного слоя детали, оцениваемого при испытаниях вдавливанием сферического индентора. Проведена оценка величины адгезионной составляющей коэффициента трения, получено выражение для расчета деформационной составляющей коэффициента трения с учетом геометрических особенностей оттеснения материала и его физико-механических свойств, регистрируемых при вдавливании сферического индентора.*

*To express by a formula for calculation of depth of a flute of inflow depending on a degree of deformation and the condition of a superficial layer of a detail, estimated at tests by cave-in spherical tip are received. The estimation of size of an adhesive component of factor of friction is made and expression for calculation of a deformation component of factor of friction in view of geometrical features of a pushing off of a material and its physico-mechanical properties recorded at cave-in spherical tip is received.*

Процесс поверхностного пластического деформирования (ППД), приводящий к одновременному снижению шероховатости и увеличению твердости поверхности детали с формированием остаточных сжимающих напряжений, достаточно освещен в научно-технической литературе и широко используется в промышленности. Одним из методов ППД является алмазное выглаживание, преимущества которого заключаются в высоких твердости и износостойкости инструментального материала, возможности создания малого радиуса рабочей части индентора, что позволяет обрабатывать детали как с высокой исходной твердостью, так и малой жесткостью.

На практике выбор радиальной силы  $P_y$  осуществляется, как правило, экспериментальным путем. Оптимальным принято считать такой режим (сила  $P_y$  при соответствующем радиусе алмазного наконечника  $R_{\text{сф}}$ ), при котором достигаются минимальная шероховатость и максимальная микротвердость поверхности детали. Вопрос определения запаса пластичности материала и предельного значения  $P_y$  пока остается нерешенным. Основной сложностью является отсутствие (и вследствие этого непринятие к рассмотрению) реального физического состояния поверхностного слоя перед пластическим деформированием. Особую актуальность это приобретает для деталей с модифицированным поверхностным слоем, с нанесенными покрытиями и т.п., например, после химико-термической обработки титановых сплавов.

Поверхностная микротвердость и параметры шероховатости поверхности, определяемые традиционными методами, не являются достаточно информативными показателями.

В связи с этим целесообразно использовать результаты оценки механических свойств по диаграмме вдавливания сферического индентора с непрерывной регистрацией нагрузки и глубины внедрения [1, 2].

Известно также, что научное обоснование и разработка соответствующих методик по регламентации режимов ППД основаны на исследовании контактно-фрикционных явлений при таком виде нагружения. К числу факторов, определяющих контактно-фрикционное взаимодействие при скольжении сферического наконечника, следует отнести геометрические закономерности формирования канавки при скольжении индентора (глубина внедрения, глубина получаемой канавки, высота наплыва) и связанные с этим силовые зависимости (трение на контакте индентор – деталь) при пластическом оттеснении материала.

Целью работы является определение параметров контактно-фрикционного взаимодействия при алмазном выглаживании деталей на основе записи и обработки диаграммы вдавливания сферического алмазного индентора.

Необходимо решить следующие задачи:

- 1) установить закономерности формирования канавки при тангенциальном смещении сферического индентора;

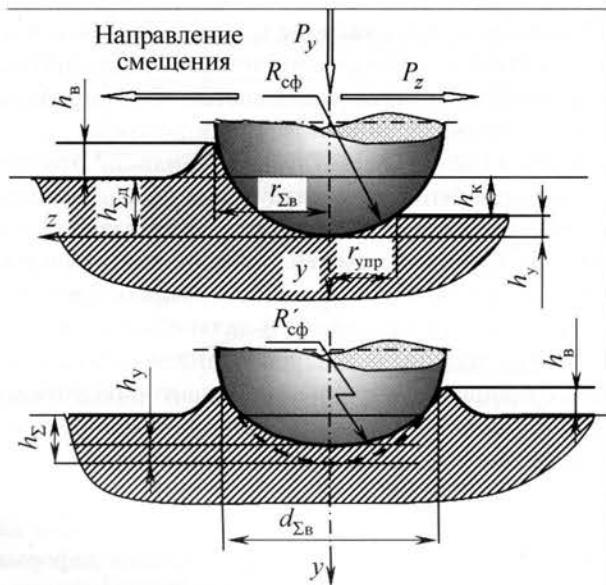


Рис. 1. Схема упругопластического контактирования при тангенциальном смещении сферического индентора:

$P_z$  – тангенциальная сила (сила трения  $F_{\text{тр}} = P_z$ );  $h_b$  – высота волны (наплыва);  $r_{\Sigma_B}$  и  $d_{\Sigma_B}$  – радиус и диаметр под нагрузкой с учетом высоты волны;  $h_{\Sigma}$  – суммарная глубина внедрения индентора при движении;  $h_y$  – упругое восстановление канавки;  $h_k$ ,  $R'_{\text{сф}}$  – глубина и радиус восстановленной канавки

2) разработать методику расчета коэффициента трения с учетом физико-механических свойств поверхностного слоя;

3) оценить предельное состояние материала и условия перехода от пластического состояния к микrorезанию.

Методика исследований предусматривала: запись диаграммы вдавливания [2]; измерение глубины внедрения  $h_{\Sigma_d}$ , нормальной силы  $P_y$  и силы трения  $F_{\text{тр}}$  в зависимости от пути трения при тангенциальном смещении индентора; запись профиля получаемой канавки на профилографе после движения индентора в продольном и поперечном направлениях. Эксперименты выполняли на плоских образцах из стали и титановых сплавов с газонасыщенным слоем (ГНС), сформированным при определенных температуре  $t$  и выдержке в печи  $t$ .

Схема формирования канавки приведена на рис. 1.

Оценка глубины внедрения при тангенциальном смещении индентора из синтетического алмаза АСПК-3 (рис. 2) показала, что при скольжении инденторов с различными свойствами и размерами по образцам с разной шероховатостью наблюдаются некоторое заглубление в момент страгивания предварительно статически вдавленной сферы и последующее



Рис. 2. Изменение суммарной глубины внедрения  $h_{\Sigma_d}$  сферического индентора из синтетического алмаза с радиусом  $R_{\text{сф}} = 3 \text{ мм}$  при его тангенциальном смещении по стальной пластине (100 HV) в координатах  $h-L$ :

1 – глубина внедрения; 2 – микропрофиль поверхности до образования канавки

"всплытие" до уровня, близкого к статической глубине внедрения  $h_{\Sigma}$ .

Это объясняется тем, что в начальный момент тангенциального смещения уменьшается площадь контакта (за индентором нет контакта в области формирования канавки). В дальнейшем вокруг индентора формируется наплыв, который компенсирует уменьшение площади, определяемой параметрами канавки. Следует подчеркнуть, что различие между статической и динамической глубиной внедрения возрастает при малых силах для образцов с большей шероховатостью. Это связано с тем, что при малых степенях деформации (при малых силах) имеет место большее различие в соотношении между фактической и номинальной площадью контакта при вдавливании сферического индентора.

По мере роста степени деформации эти различия уменьшаются и статическая и динамическая глубина внедрения выравниваются. Это происходит через некоторое время после начала тангенциального смещения, что обусловлено спецификой образования фронтальной волны и наплывов вокруг индентора. Заметных различий влияния размеров и материала индентора отметить практически не представляется возможным.

На основании проведенных экспериментов можно заключить, что для практических целей с учетом реальных условий процесса алмазного выглаживания справедливо равенство

$$h_{\Sigma} \approx h_{\Sigma_d},$$

где  $h_{\Sigma_d}$  – суммарная глубина внедрения индентора при движении.

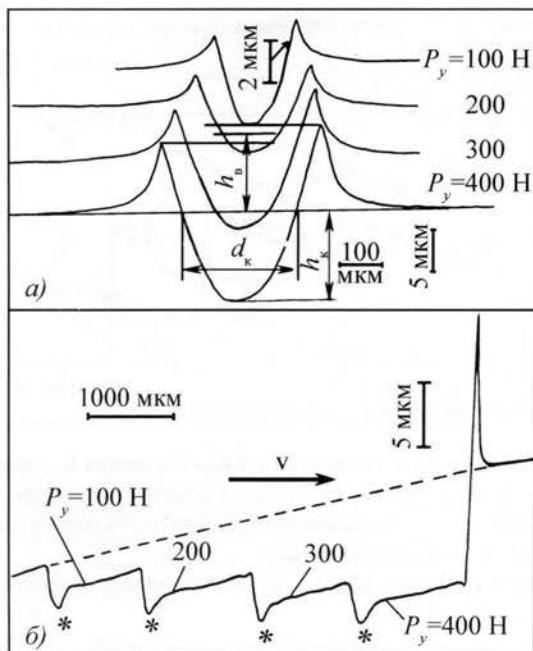


Рис. 3. Профилограммы поперечного (а) и продольного (б) сечений канавки на мере твердости HV 5-424 после скольжения сферического индентора из синтетического алмаза с радиусом  $R_{\text{сф}} = 0,9$  мм при  $v = 10$  мм/мин и разных значениях  $P_y$  (\* — места остановки индентора)

Другим аспектом этого вопроса являются установление закономерностей и особенностей формирования канавки и микропрофиля в прилегающих областях при выглаживании, оценка соотношения между глубиной канавки и параметрами, получаемыми с диаграммы вдавливания, —  $h_\Sigma$  и остаточной глубиной лунки  $h_o$ . Эту взаимосвязь целесообразно найти таким образом, чтобы она не зависела от геометрических размеров индентора. В качестве независимого параметра удобно рассматривать безразмерную величину — степень деформации  $\varepsilon$  [1]:

$$\varepsilon = k_e \sqrt{\frac{h_\Sigma}{R_{\text{сф}}}},$$

где  $k_e \approx 0,11$ .

При скольжении индентора вокруг него образуется волна (наплыв) из вытесненного материала (рис. 3). Запись профилограммы в продольном направлении свидетельствует об аналогичных проявлениях, которые были отмечены при измерении суммарной глубины внедрения, а именно — о просадке в начальный момент страгивания и последующем "всплытии". В момент остановки фиксируется очередное заглубление сферы, что связано с упругой податливостью измерительной установки (при выглаживании — с упругой податливостью оснастки). При

этом наплыв и прилегающие к индентору зоны контактирования не создают сопротивления и номинальная площадь контакта уменьшается. Формирование профиля в направлении подачи сопровождается постепенным увеличением глубины канавки. Это обусловлено тем, что при последующих (после первого) проходах отсутствует необходимая фронтальная волна (волна в продольном сечении канавки). При рассмотренных режимах и материалах это соответствует примерно 10...12 проходам. В дальнейшем, по мере оттеснения материала в направлении подачи в сочетании с процессом упрочнения индентор поднимается ("всплывает") и его положение стабилизируется.

Наиболее важным аспектом следует считать особенности контакта наконечника на первых этапах его работы, заключающиеся в значительной глубине канавки и, как следствие, в высокой степени деформации. Из этого можно сделать важный практический вывод: силу выглаживания целесообразно увеличивать постепенно.

Необходимо подчеркнуть, что в целях полного сглаживания микронеровностей не требуется создание большой степени деформации: достаточно обеспечить, чтобы значение  $h_o$  было соизмеримо с высотой исходной шероховатости  $R_z$ .

Канавки формировались инденторами из природного и синтетического (АСПК-3) алмазов с разными радиусами рабочей части на шлифованной и точеной поверхности с последующей записью их профилограмм. Материалом для образцов служили сталь 30ХГСА и титановый сплав ВТ3-1 с ГНС (ГНС создавался в открытой печи при температуре  $t = 860$  °C в течение  $\tau = 2$  ч).

В результате проведенных экспериментов не отмечено существенного различия в глубине канавки  $h_k$  для точеной и шлифованной поверхностей в рассмотренном диапазоне степеней деформации и величин шероховатости. Лишь для индентора с  $R_{\text{сф}} = 1$  мм при малых силах получено несколько большее значение  $h_k$  для точения, что связано с большим различием между номинальной и фактической площадью контакта при данных степенях деформации.

Более наглядно соотношение между глубинами внедрения индентора в статике ( $h_\Sigma$  и  $h_o$ ) и глубиной получаемой канавки ( $h_k$ ) иллюстрирует рис. 4, на котором для наглядности выполнена линейная аппроксимация. Видно, что по мере увеличения радиуса индентора размеры канавки приближаются к размерам лунки. На основании такого представления достаточно сложно сделать какой-либо прогноз относительно взаимосвязи между  $h_k$  с  $h_\Sigma$  или с  $h_o$  ввиду влияния масштабного фактора. При этом  $h_\Sigma$  и  $h_o$  изменяются прямо пропорционально  $R_{\text{сф}}$ :

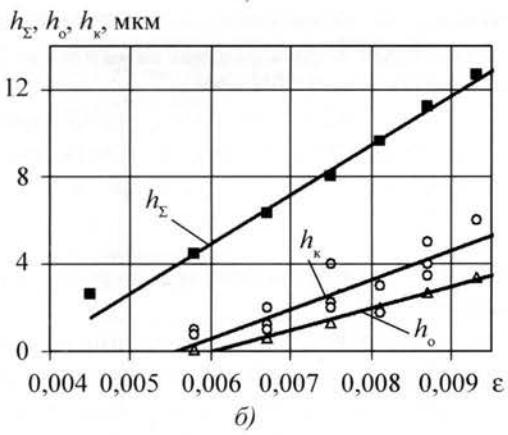
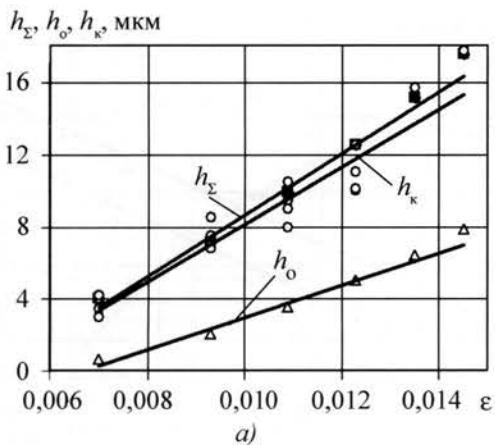


Рис. 4. Зависимости суммарной  $h_{\Sigma}$  и остаточной  $h_o$  глубин внедрения и глубины канавки  $h_k$  от степени деформации  $\varepsilon$  при скольжении индентора по поверхности титанового сплава ВТЗ-1 с ГНС ( $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч)

$$h_{\Sigma} = \frac{R_{\text{сф}} \varepsilon^2}{k_e^2};$$

$$h_o = \frac{R_{\text{сф}}}{k_e^2} \left( \varepsilon^2 - \frac{B}{3E} \varepsilon^{\alpha+1} \right),$$

где  $E$  – модуль упругости;

$B$  – контактные давления при  $\varepsilon = 1$ ;

$\alpha$  – показатель, учитывающий рост контактных давлений в зависимости от степени деформации  $\varepsilon$  [1].

Устранить влияние масштабного фактора представляется возможным, если рассматривать не фактические, а корректированные значения  $h_{\Sigma}$  и  $h_o$ :

$$h_{\Sigma}^{\text{кор}} = h_{\Sigma} \frac{1}{R_{\text{сф}}};$$

$$h_o^{\text{кор}} = h_o \frac{1}{R_{\text{сф}}};$$

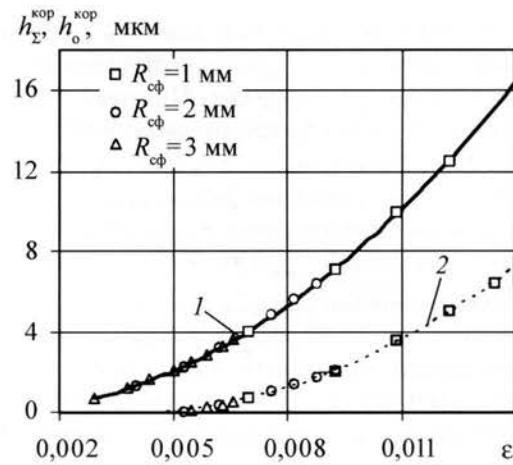


Рис. 5. Зависимости корректированных суммарной  $h_{\Sigma}^{\text{кор}}$  и остаточной  $h_o^{\text{кор}}$  глубин внедрения инденторов с  $R_{\text{сф}} = 1, 2, 3$  мм от степени деформации  $\varepsilon$  для титанового сплава ВТЗ-1 с ГНС ( $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч):  
1 –  $h_{\Sigma}^{\text{кор}} = 8,2779\varepsilon^{2,0273}$ ,  $R^2 = 0,9997$ ; 2 –  $h_o^{\text{кор}} = 6,7403\varepsilon^2 - 4,845\varepsilon + 0,7271$ ,  $R^2 = 0,9997$

$$h_k^{\text{кор}} = h_k \frac{1}{R_{\text{сф}}}.$$

Результаты этих преобразований (рис. 5) свидетельствуют о правомерности такого подхода с высокой достоверностью аппроксимации ( $R^2 = 0,997$ ). Это дает основание для реализации поставленной задачи. Предварительно целесообразно определить область степеней деформации для дальнейшего анализа, поскольку при образовании одиночной канавки с большой силой может происходить процесс микрорезания, который сложно зафиксировать при записи профилограммы. При малых степенях деформации может проявиться неоднозначность в оценке исследуемых величин.

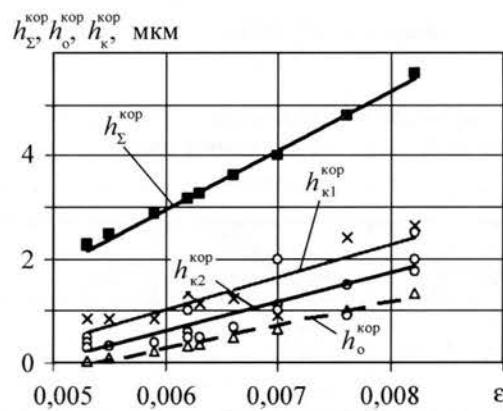


Рис. 6. Результаты аппроксимации линейными функциями зависимостей корректированных глубин  $h_{\Sigma}^{\text{кор}}$ ,  $h_o^{\text{кор}}$  и  $h_k^{\text{кор}}$  от степени деформации  $\varepsilon$  для титанового сплава ВТЗ-1

дуемых параметров вследствие влияния шероховатости поверхности (случай, когда шероховатость соизмерима с глубиной канавки). Поэтому исходя из практического опыта будем рассматривать взаимосвязь  $h_{\Sigma}$ ,  $h_o$  и  $h_k$  в интервале  $\varepsilon = 0,005 \dots 0,008$ .

На рис. 6 и 7 приведены результаты аппроксимации всех экспериментальных точек по корректированным значениям  $h_{\Sigma}^{\text{кор}}$ ,  $h_o^{\text{кор}}$  и  $h_k^{\text{кор}}$  (для всех рассмотренных значений радиуса индентора) из указанной области степеней деформации. Однократную закономерность можно отметить для исследуемых материалов (см. рис. 6), состоящую в том, что глубина канавки при скольжении природного алмаза ( $h_{k1}^{\text{кор}}$ ) больше, чем при скольжении синтетического ( $h_{k2}^{\text{кор}}$ ). Это обстоятельство обусловлено тем, что за счет меньших сил трения при использовании природного алмаза образуется меньшая волна из вытесненного материала и для достижения номинальной площади контакта требуется большая глубина.

По полученным уравнениям аппроксимации (табл. 1) были выполнены расчеты  $h_{\Sigma}$ ,  $h_o$  и  $h_k$  с последующим определением соотношений  $k_{k\Sigma}$  и  $k_{k,o}$ :

$$k_{k\Sigma} = \frac{h_k}{h_{\Sigma}}; k_{k,o} = \frac{h_k}{h_o}. \quad (1)$$

Оценка  $k_{k,p}$  осуществлялась на основе расчетов по экспериментальным значениям  $h_k$  и расчетным значениям  $h_o$ .

Результаты расчетов  $k_{k\Sigma}$  и  $k_{k,o}$  в зависимости от степени деформации  $\varepsilon$  приведены на рис. 8 и 9. Принимая во внимание указанную выше область деформации материала, будем считать:  $k_{k,o} \approx 1,2$  для природного алмаза,  $k_{k,o} \approx 1,1$  для синтетического алмаза.

Характер изменения параметров  $k_{k\Sigma}$  и  $k_{k,o}$  свидетельствует о затухании их роста по мере вдавливания индентора, что объясняется уже упоминавшимися

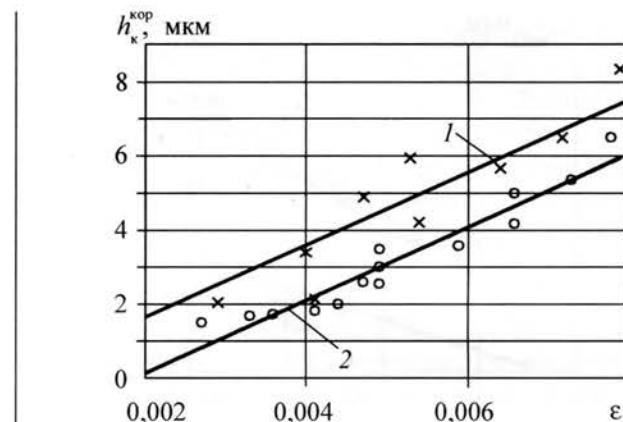


Рис. 7. Зависимость глубины канавки  $h_k^{\text{кор}}$  от степени деформации  $\varepsilon$  для стали 30ХГСА при скольжении инденторов из природного (1) и синтетического (2) алмазов:  
 1 –  $h_k^{\text{кор}} = 975,56\varepsilon - 0,2934$ ,  $R^2 = 0,9289$  (природный алмаз с  $R_{\text{сф}} = 1,8$  и  $3,75$  мм); 2 –  $h_k^{\text{кор}} = 980,72\varepsilon - 1,8048$ ,  $R^2 = 0,9258$  (синтетический алмаз с  $R_{\text{сф}} = 1,2$  и  $4$  мм)

особенностями контакта сферы с шероховатой поверхностью.

Для практических целей на основании результатов обработки кривых на рис. 8 можно принять для природного и синтетического алмаза соответственно:

$$k_{k1\Sigma} \approx 55\varepsilon; k_{k2\Sigma} \approx 37\varepsilon. \quad (2)$$

Другим параметром, оказывающим влияние на силовое взаимодействие при скольжении индентора, является высота волны – наплыва из вытесненного материала.

Экспериментально зафиксировать высоту волны  $h_b$  вокруг индентора достаточно сложно, поэтому неизвестное значение  $h_b$  рассчитывали исходя из следующих допущений (см. рис. 1):

1) объем вытесненного материала равен объему отпечатка в нагруженном состоянии за вычетом упругого восстановления;

2) вытесненный материал равномерно распределяется перед индентором и имеет форму четверти тора;

3) суммарная глубина внедрения индентора в стальке и при тангенциальном смещении одинакова.

Правомерность первого допущения сомнений не вызывает. Второе допущение в данном случае не вполне правомерно, поскольку выдавленный материал плотно прилегает к индентору. По мере удаления от последнего высота волны плавно снижается. При принятом втором допущении значение  $h_b$  несколько занижено, однако не учитывается действие молекуллярных сил на границе индентор–наплыв. Третье допущение экспериментально подтверждено ранее.

Таблица 1

Результаты линейной аппроксимации для корректированных значений  $h_{\Sigma}^{\text{кор}}$ ,  $h_o^{\text{кор}}$  и  $h_k^{\text{кор}}$  в зависимости от степени деформации  $\varepsilon$

Параметр	Формула аппроксимации	Достоверность $R^2$
$h_{\Sigma}$	$1151,8\varepsilon - 3,9407$	0,9949
$h_{k1}$	$631,02\varepsilon - 2,7531$	0,7567
$h_{k2}$	$561,07\varepsilon - 2,7459$	0,7625
$h_o$	$458,14\varepsilon - 2,4757$	0,9829

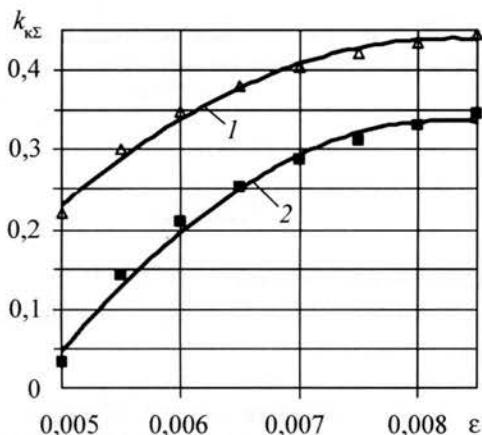


Рис. 8. Зависимость коэффициента  $k_{\Sigma}$  от степени деформации  $\varepsilon$  для титанового сплава ВТ3–1 при скольжении инденторов из природного (1) и синтетического (2) алмазов

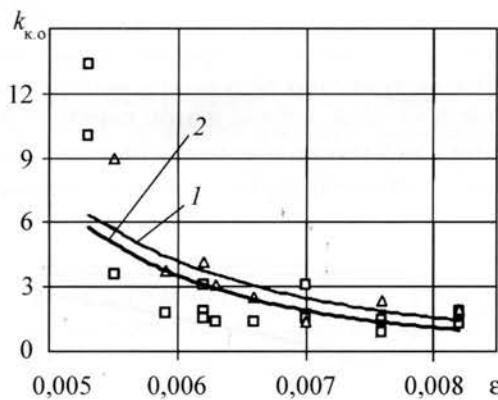


Рис. 9. Зависимость коэффициента  $k_{k,o}$  от степени деформации  $\varepsilon$ : 1 –  $k_{k,o} = 1 \cdot 10^{-7} \varepsilon^{-3,3855}$ ,  $R^2 = 0,6362$  (природный алмаз); 2 –  $k_{k,o} = 5 \cdot 10^{-9} \varepsilon^{-3,9868}$ ,  $R^2 = 0,5683$  (синтетический алмаз); точки – расчет, линии – аппроксимация степенной функцией

С учетом допущений объем вытесненного материала

$$V \approx \pi R_{\text{сф}} h_{\Sigma}^2 - \pi R_{\text{сф}} (h_{\Sigma} - h_k)^2.$$

Приняв во внимание зависимость (1), получим

$$V = \pi R_{\text{сф}} h_{\Sigma}^2 k_{\Sigma} (2 - k_{\Sigma}).$$

Будем полагать, что вытесненный материал имеет форму 1/4 тора объемом

$$V_t \approx 4,935 R_t h_b^2.$$

Приравняв объем вытесненного материала и объем тора и решив относительно  $h_b$  при условии, что из рис. 3  $R_t \approx 2,25 d_{\text{отп}}$  ( $d_{\text{отп}}$  – диаметр отпечатка), или  $R_t \approx 4,5 \sqrt{2 R h_{\Sigma}}$ , получим эмпирическую зависимость вы-

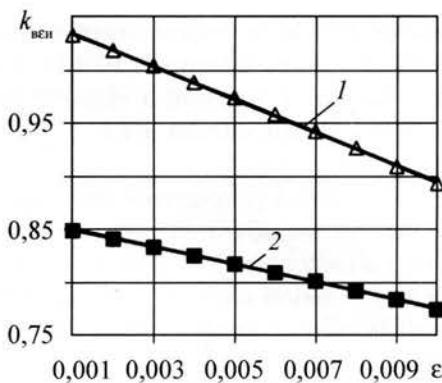


Рис. 10. Зависимость коэффициента  $k_{\text{B,EH}}$  от степени деформации  $\varepsilon$  при скольжении инденторов из природного (1) и синтетического (2) алмазов

соты волны от суммарной глубины внедрения и степени деформации:

$$h_b = k_{\text{B,EH}} h_{\Sigma}, \quad (3)$$

где  $k_{\text{B,EH}} = \frac{0,1}{\sqrt{\varepsilon}} \sqrt{k_{\Sigma} (2 - k_{\Sigma})}$  – коэффициент, учитывающий влияние свойств индентора и степени деформации на высоту волны.

После подстановки  $k_{\Sigma}$  по формуле (2) в зависимость (3) были рассчитаны значения  $k_{\text{B,EH}}$ . По приведенным на рис. 10 данным видно, что они практически линейно зависят от степени деформации и изменяются в небольшом диапазоне.

В научном понимании вопроса о трении сложилось устойчивое представление о его природе, согласно которому работа затрачивается на преодоление сил деформационного (механического) и молекулярного (адгезионного) взаимодействия. В полном объеме такое понимание применимо и к процессам ППД, основанным на трении скольжения, в частности к алмазному выглаживанию. Достаточно часто процессы в зоне трения оценивают по величине коэффициента трения  $f_{\text{тр}}$ , который, как и силы, можно выразить следующим образом:

$$f_{\text{тр}} = f_{\text{деф}} + f_{\text{адг}},$$

где  $f_{\text{деф}}$  и  $f_{\text{адг}}$  – соответственно деформационная и адгезионная составляющие.

Первая из них определяется геометрическими характеристиками контакта, вторая – физико-химическими свойствами взаимодействующих материалов.

В данном случае задача состоит в том, чтобы на основе экспериментальных данных и теоретических исследований установить зависимость коэффициента трения от физико-механических свойств поверхностного слоя и особенностей упругопластического оттеснения материала. Расчет  $f_{\text{тр}}$  выполняли по результа-

там одновременной записи нормальной силы  $P_y$  и силы трения  $F_{tp}$  на потенциометре ПДС-021 при скольжении инденторов по точеной и шлифованной поверхности титанового сплава ВТ3-1 с ГНС ( $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч).

Анализ полученных результатов (табл. 2) позволяет сделать допущение об отсутствии заметного влияния параметров шероховатости поверхности, вида обработки и нормальной силы  $P_y$  на значение  $f_{tp}$  при прочих одинаковых условиях (материал и размеры индентора).

Зависимость  $f_{tp}$  от  $P_y$  можно также выразить соотношением

$$f_{tp} = 0,0002P_y + 0,095,$$

расчеты по которому хорошо коррелируют с экспериментальными значениями (табл. 3). Однако такое рассмотрение зависимости коэффициента трения отдельно от силы и размеров индентора не обладает достаточной универсальностью.

Более целесообразным представляется рассмотрение изменения  $f_{tp}$  в зависимости от безразмерного па-

раметра  $\varepsilon$ . Переход от исходной величины  $P_y$  в эксперименте к  $\varepsilon$  осуществляли по формуле

$$\varepsilon = \left( P_y \frac{k_e^2}{R_{\text{сф}}^2} \frac{1}{2\pi B} \right)^{0.5n},$$

где  $n$  — показатель степени.

На следующем этапе для получения зависимости  $f_{tp}$  от  $\varepsilon$  были взяты все экспериментальные значения коэффициента трения при скольжении инденторов из природного и синтетического алмазов с  $R_{\text{сф}} = 1 \dots 3$  мм по точеной и шлифованной поверхности титанового сплава ВТ3-1 с ГНС ( $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч). Для природного алмаза расчет выполняли по формуле  $f_{tp} = 2,7962\varepsilon + 0,0511$ , для синтетического —  $f_{tp} = 3,4209\varepsilon + 0,0928$ . Результаты, приведенные на рис. 11 и в табл. 4, указывают на достаточно хорошую сходимость расчетных и экспериментальных данных. Внимания заслуживают результаты аппроксимации линейной функцией, так как в этом случае при экстраполяции  $\varepsilon$  до 0 можно говорить о величине молекуллярной (адгезионной) составляющей коэффициента

Таблица 2

**Зависимость коэффициента трения  $f_{tp}$  от радиуса  $R_{\text{сф}}$ , материала индентора и приложенной силы  $P_y$ , Н при скольжении инденторов из природного (в числителе) и синтетического (в знаменателе) алмазов по сплаву ВТ3-1 с ГНС**

$R_{\text{сф}}$ , мм	Значение $f_{tp}$ при $P_y$ , Н							
	49	98	147	196	245	294	343	392
Шлифование ( $R_z = 6 \text{ мкм}$ )								
1	$\frac{0,05}{0,095}$	$\frac{0,075}{0,13}$	$\frac{0,083}{0,13}$	$\frac{0,081}{0,13}$	—	—	—	—
2	$\frac{0,05}{0,055}$	$\frac{0,078}{0,12}$	$\frac{0,07}{0,12}$	$\frac{0,08}{0,113}$	$\frac{0,078}{0,123}$	$\frac{0,078}{0,114}$	—	—
3	$\frac{0,06}{0,085}$	$\frac{0,063}{0,11}$	$\frac{0,06}{0,12}$	$\frac{0,059}{0,13}$	$\frac{0,054}{0,11}$	$\frac{0,058}{0,113}$	$\frac{0,059}{0,114}$	$\frac{0,056}{—}$
Точение ( $R_z = 3 \text{ мкм}$ )								
1	$\frac{0,06}{0,12}$	$\frac{0,08}{0,13}$	$\frac{0,082}{0,127}$	$\frac{0,075}{0,126}$	—	—	—	—
2	$\frac{0,065}{0,095}$	$\frac{0,063}{0,14}$	$\frac{0,07}{0,13}$	$\frac{0,075}{0,14}$	$\frac{0,068}{0,125}$	$\frac{0,075}{0,113}$	—	—
3	$\frac{0,08}{0,125}$	$\frac{0,06}{0,125}$	$\frac{0,063}{0,122}$	$\frac{0,056}{0,115}$	$\frac{0,058}{0,126}$	$\frac{0,056}{0,117}$	$\frac{0,066}{0,112}$	$\frac{0,06}{0,011}$

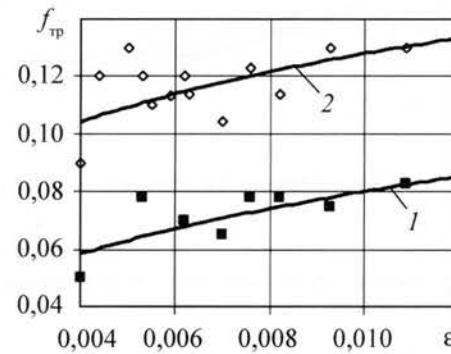


Рис. 11. Зависимость коэффициента трения  $f_{tp}$  от степени деформации  $\varepsilon$  при скольжении инденторов с  $R_{\text{сф}} = 1 \dots 3$  мм из природного (1) и синтетического (2) алмазов по поверхности титанового сплава ВТ3-1 с ГНС ( $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2$  ч)

Таблица 3

**Расчетные (в числителе) и экспериментальные (в знаменателе) значения  $f_{tp}$  для индентора из синтетического алмаза с  $R_{\text{сф}} = 1$  мм**

Значение $f_{tp}$ при $P_y$ , Н			
49	98	147	196
$\frac{0,105}{0,095}$	$\frac{0,115}{0,13}$	$\frac{0,124}{0,13}$	$\frac{0,134}{0,13}$

трения  $f_{\text{мол}}$ . В работе было отдано предпочтение следующим выражениям для природного и синтетического алмаза соответственно:

$$f_{\text{тр}} = 3\varepsilon + 0,05; \quad (4)$$

$$f_{\text{тр}} = 3,6\varepsilon + 0,09. \quad (5)$$

Формулы (4) и (5) получены после аппроксимации всех расчетных значений  $f_{\text{тр}}$  из табл. 4 одной линейной функцией.

Определенная логика говорит о том, что деформационные составляющие  $f_{\text{тр}}$  для алмазов рассматриваемых типов должны быть достаточно близки. Если следовать тому, что глубина канавки после скольжения природного алмаза больше, следовательно, должны быть больше высота волны и деформационная составляющая коэффициента трения  $-f_{\text{деф}}$ .

Принимая во внимание данные табл. 4, можно считать, что  $f_{\text{мол}} = 0,05$  и  $0,09$  для природного и синтетического алмазов.

Представленное решение вопроса о расчете коэффициента трения нельзя считать окончательным вследствие того, что результаты получены для титанового сплава определенной марки и в определенном состоянии.

Поэтому для определения механической составляющей коэффициента трения можно воспользоваться методикой, изложенной в работе [3], но с учетом зависимостей, полученных для статического вдавли-

Таблица 4

Зависимость расчетных и экспериментальных значений  $f_{\text{тр}}$  от степени деформации  $\varepsilon$  при скольжении инденторов из природного (в числителе) и синтетического (в знаменателе) алмазов по сплаву ВТ3–1 с ГНС

$\varepsilon$	Значение $f_{\text{тр}}$		Погрешность	
	Расчет	Эксперимент	Абсолютная	Относительная
0,006	0,068 0,114	0,07 0,12	0,002 0,006	0,029 0,050
0,007	0,071 0,117	0,065 0,104	−0,006 −0,013	−0,092 −0,125
0,008	0,072 0,119	0,078 0,123	0,006 0,004	0,077 0,033
0,009	0,077 0,125	0,075 0,13	−0,002 0,005	−0,027 0,038

Примечание. Достоверность аппроксимации  $R^2$  для природного и синтетического алмаза равна 0,519 и 0,432 соответственно.

вания, и особенностей формирования канавки и образования наплыва перед сферическим индентором. Тогда согласно рис. 1

$$f_{\text{деф}} = \frac{P_z}{P_y} = \frac{A_z \sigma_z}{A_y \sigma_y},$$

где  $A_z$  и  $A_y$  – проекции частей отпечатка на плоскости, перпендикулярные к осям  $z$  и  $y$ ;

$\sigma_z$  и  $\sigma_y$  – средние контактные напряжения по осям  $z$  и  $y$ .

Считая, что  $\sigma_z \approx \sigma_y$ , можно записать

$$f_{\text{деф}} = \frac{A_z}{A_y}.$$

Для получения неизвестных величин  $A_z$  и  $A_y$  рассмотрим схему на рис. 1, на основании которой

$$A_z = \frac{2}{3} d_{\Sigma_B} (h_{\Sigma} + h_B) - \frac{2}{3} d_{\Sigma} (h_{\Sigma} - h_K);$$

$$A_y = \frac{1}{2} \pi r_{\Sigma_B}^2 + \frac{1}{2} \pi r_{y_{\text{упр}}}^2,$$

где  $d_{\Sigma_B}$  – диаметр отпечатка глубиной  $h_{\Sigma} + h_B$ ;

$r_{\Sigma_B}$  – радиус отпечатка глубиной  $h_{\Sigma} + h_B$ ;

$r_{y_{\text{упр}}}$  – радиус отпечатка глубиной  $h_{y_{\text{упр}}} = h_{\Sigma} - h_K$ .

С учетом выражений (2) и (3) и связи между  $h_0$  и  $h_{\Sigma}$  по зависимости

$$h_0 = h_{\Sigma} \left( 1 - \frac{B}{3E} \varepsilon^{\alpha-1} \right),$$

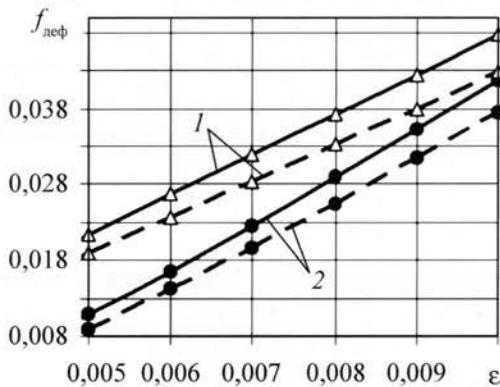


Рис. 12. Зависимость расчетных значений деформационной составляющей коэффициента трения  $f_{\text{деф}}$  от степени деформации  $\varepsilon$  при скольжении инденторов из природного (сплошные линии) и синтетического (штриховые линии) алмазов по титановым сплавам:

1 – ВТ3–1 с ГНС ( $t = 860$  °C,  $\tau = 2$  ч); 2 – ВТ8 с ГНС ( $t = 850$  °C,  $\tau = 3,5$  ч)

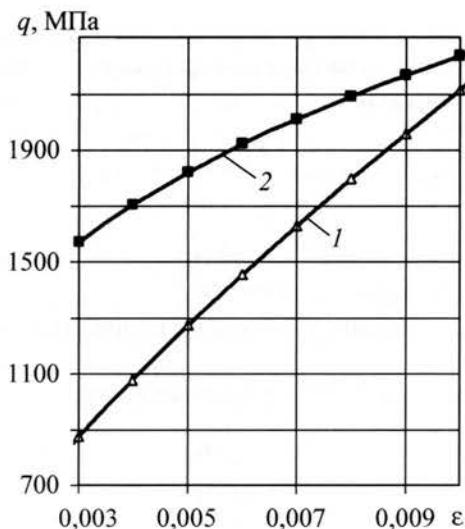


Рис. 13. Зависимость контактных давлений  $q$  от степени деформации  $\varepsilon$  для титановых сплавов:

1 – BT3-1 с ГНС ( $t = 860^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 2\text{ ч}$ ); 2 – BT8 с ГНС ( $t = 850^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 3,5\text{ ч}$ )

учитывающей механические свойства обрабатываемого материала, после соответствующих преобразований получим

$$f_{\text{деф}} = \varepsilon \frac{4\sqrt{2}}{3\pi k_e} \frac{\chi_{zo}}{\chi_{yo}}, \quad (6)$$

где

$$\begin{aligned} \chi_{zo} &= (1 + k_{\text{в.и}})^{1,5} - \left[ 1 - k_{\text{к.о}} \left( 1 - \frac{B}{3E} \varepsilon^{\alpha-1} \right) \right]^{1,5}; \\ \chi_{yo} &= 2 + k_{\text{в.и}} - k_{\text{к.о}} \left( 1 - \frac{B}{3E} \varepsilon^{\alpha-1} \right). \end{aligned}$$

По формуле (6) были выполнены соответствующие расчеты, результаты которых приведены на рис. 12. Для природного алмаза оцениваемый па-

метр имеет большее значение, чем для синтетического, что согласуется с ранее полученными геометрическими параметрами для канавок и наплыпов. В то же время меньшее значение  $f_{\text{деф}}$  для сплава BT8 в сравнении со сплавом BT3-1 объясняется меньшей твердостью поверхностного слоя, что подтверждается рис. 13.

В результате проведенных исследований установлено, что значения глубины внедрения сферического алмазного индентора при его тангенциальном смещении и статическом вдавливании практически равны. Получены соотношения для расчета глубины канавки и высоты волны в зависимости от степени деформации и состояния поверхностного слоя детали, оцениваемого при испытаниях вдавливанием сферического индентора. Проведена оценка адгезионной составляющей коэффициента трения, которая больше для синтетического алмаза, и получено выражение для расчета деформационной составляющей коэффициента трения с учетом геометрических особенностей оттеснения материала и его физико-механических свойств, регистрируемых при вдавливании сферического индентора.

Полученные закономерности позволяют более обоснованно подходить к вопросу регламентации режимов упрочнения методом ППД.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Ковалев А.П. Основные закономерности вдавливания сферического индентора и оценка физико-механических свойств поверхностного слоя // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 36–41.

2. Повышение несущей способности деталей машин поверхностным упрочнением / Л.А. Хворостухин, С.В. Шишкин, А.П. Ковалев, Р.А. Ишмаков. М.: Машиностроение, 1988. 144 с.

3. Крагельский И.В., Алисин В.В. Расчетный метод оценки трения и износа – эффективный путь повышения надежности и долговечности машин. М.: Знание, 1976. 55 с.

#### Внимание!

В издательстве "Машиностроение" имеется в продаже учебное пособие  
**Богодухов С.И. "Обработка упрочненных поверхностей".**

Книгу можно приобрести в издательстве за наличный и безналичный расчет.

Объем книги 256 стр. Цена 297 руб. с НДС.

Телефоны: (495) 269-66-00, 269-52-98, 268-69-00; факс: (495) 269-48-97; e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru)

УДК 621.787.4

Ю.И. Сидякин, А.П. Осипенко, Д.А. Бочаров (Волгоградский ГТУ)

## Совершенствование технологии отделочно-упрочняющей обработки валов поверхностным пластическим деформированием

*Предложена методика расчетного определения рациональных режимов упрочняющей обработки валов поверхностным пластическим деформированием путем обкатывания их роликами или шариками с обеспечением минимальных параметров шероховатости.*

*The theoretical procedure of rational shaft strengthening process conditions determination by the instrumentality of roll forming, with simultaneous obtainment of surface possessing the minimal roughness parameter, is offered.*

Поддержание работоспособности современных машин и оборудования предъявляет повышенные требования к надежности и долговечности их наиболее ответственных деталей. Эти детали, работающие, как правило, в условиях знакопеременного нагружения, должны обладать необходимым комплексом служебных свойств, положительно влияющих на сопротивление усталостному разрушению.

Как известно [1, 2], указанные свойства зависят не только от качества поверхностей деталей в местах соединений, но и от физического состояния их поверхностных слоев. Эти свойства определяются геометрическими (макроотклонения рельефа, волнистость, шероховатость) и физико-механическими (структура, микротвердость, уровень остаточных напряжений) характеристиками, которые формируются в основном на финишных технологических операциях обработки деталей.

К числу таких операций, в процессе которых может быть получен комплекс необходимых служебных свойств, относится *поверхностное пластическое деформирование* (ППД), в частности обкатывание деталей (валов) роликами или шариками [3, 4].

При осуществлении операций ППД валов первостепенное значение имеют исследования физико-механических характеристик упрочненного поверхностного слоя. Вместе с тем не менее важные вопросы, относящиеся к формированию микрорельефа оптимальной геометрии на рабочих поверхностях деталей, остаются вне поля зрения, а если они и рассматриваются, то либо отдельно от данных характеристик, либо в связи с созданием оптимальных условий для удержания смазочного материала, обеспечения контактной жесткости, износостойкости и пр. [1–3].

Цель настоящего исследования заключается в установлении взаимосвязи предложенных в работе [5] рациональных режимов упрочняющей обработки валов ППД с параметрами создаваемого на их по-

верхности микрорельефа и в разработке на этой основе методики назначения режимов *отделочно-упрочняющей обработки* (ОУО), сочетающей эффективное упрочнение с высоким качеством поверхности, т.е. с получением минимальных значений параметров шероховатости  $R_a$ ,  $R_z$  поверхности.

Эксперименты проводили на гладких цилиндрических валах диаметром  $D_b = 30$  мм из нормализованных сталей марок 35 и 40Х. Механические свойства этих сталей приведены в табл. 1.

Поверхность валов после трех видов механической обработки, включая черновое и чистовое точение и шлифование, имела следующие значения высотных параметров шероховатости:  $R_z = 80 \dots 125$  мкм ( $R_a = 20 \dots 30$  мкм),  $R_z = 20 \dots 30$  мкм ( $R_a = 4,5 \dots 7,5$  мкм) и  $R_a = 0,63 \dots 1,25$  мкм соответственно.

Обкатывание валов проводили в один проход одноваликовым накатным устройством, снабженным цилиндрической пружиной сжатия в качестве силового элемента, со смазочным материалом при частоте вращения  $n \approx 100$  мин<sup>-1</sup>. Конструкция накатной головки позволяла осуществлять быструю смену упрочняющих инструментов – шариков стандартных шарикоподшипников разных диаметров  $D$ . Режимы обкатывания, к которым относятся рабочее усилие  $F$ ,

Таблица 1  
Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	Предел текучести $\sigma_t$ , МПа	Контактный модуль упрочнения* НД, МПа	Предельная равномерная деформация $\varepsilon_p$
35	360	1780	0,14
40Х	530	2460	0,10

\*Пластическая твердость по ГОСТ 18835–73.

диаметр  $D_{ш}$  шарика и его подачу  $S$ , рассчитывали по предложенной в работах [5, 6] методике; при этом различная степень деформации поверхностных слоев, характеризуемая в данном случае оптимальной интенсивностью пластической деформации  $\varepsilon_{i_0}$ , достигалась только за счет изменения  $D_{ш}$ .

Отметим, что введенный ранее [5] для оценки эффективности упрочняющей обработки обобщенный деформационный критерий, в качестве которого принята интенсивность деформации  $\varepsilon_{i_0}$  и компонентами которой являются не только относительные линейные, но и сдвиговые деформации, в оптимальном варианте должен быть близок по значению к предельной равномерной деформации  $\varepsilon_p$  материала обрабатываемой детали. При соблюдении этого условия в сочетании с выбором

рациональной толщины упрочненного слоя  $z_s$  [6] достигается значительное повышение предела выносливости детали за счет максимального использования степени физического упрочнения материала, т.е. наклена. Параметры этих режимов, а также расчетные значения  $\varepsilon_{i_0}$ , получаемые и контролируемые в процессе обкатывания, приведены в табл. 2.

Качество обработанной поверхности оценивали параметром  $Ra$ , который определяли как прямыми измерениями на приборе модели К-283, так и по профилограммам, полученным с помощью профилографа-профилометра модели К-201. Усредненные (по результатам 10...12 измерений) значения  $Ra$  также приведены в табл. 2 и показаны для удобства анализа и сопоставления на рисунке.

Таблица 2

Параметры режимов и результаты обкатывания гладких стальных валов ( $D_b = 30$  мм)

Марка стали	$z_s$ , мм	$F$ , кН	$S$ , мм/об	$D_{ш}$ , мм	$\varepsilon_{i_0}$	$\frac{\varepsilon_{i_0}}{\varepsilon_p}$	$Ra^*$ , мкм
35	2,1	4,0	0,20	9,0	0,195	1,39	2,0/1,5/1,20
				10,0	0,170	1,21	0,90/0,55/0,65
				11,0	0,155	1,11	0,65/0,35/0,30
				12,6	0,135	0,96	0,60/0,25/0,15
				15,5	0,105	0,75	0,50/0,15/0,10
				20,0	0,080	0,57	0,70/0,35/0,25
				25,4	0,060	0,43	1,60/0,70/0,35
40Х	1,5	3,0	0,175	9,0	0,135	1,35	1,85/1,00/1,30
				10,0	0,120	1,20	0,95/0,65/0,60
				11,0	0,105	1,05	0,75/0,30/0,45
				12,6	0,088	0,88	0,50/0,20/0,20
				15,5	0,068	0,68	0,45/0,25/0,15
				20,0	0,048	0,48	0,70/0,30/0,35
				25,4	0,033	0,33	1,60/0,80/0,40

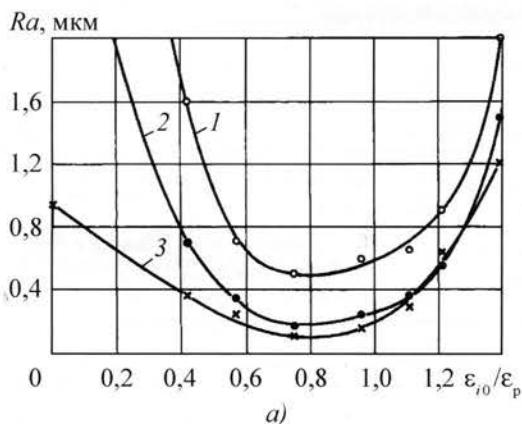
\*Через косую черту указаны значения  $Ra$ , полученные при обкатывании вала после чернового точения, чистового точения и шлифования соответственно.

Полученные данные дают наглядное представление о степени влияния на качественные показатели обработки не только интенсивности пластической деформации  $\varepsilon_{i_0}$  поверхностного слоя, но и исходного состояния поверхности детали перед ППД. Так, обкатывание шариками более "грубой" поверхности (черновое точение) не обеспечивает при прочих равных условиях того уровня шероховатости, который достигается после чистового обтачивания или шлифования. При этом отметим, что из двух последних подготовительных операций, которые практически не оказывают влияния на получаемые после ППД геометрические параметры микрорельефа, предпочтение следует отдавать чистовому точению как более экономичному.

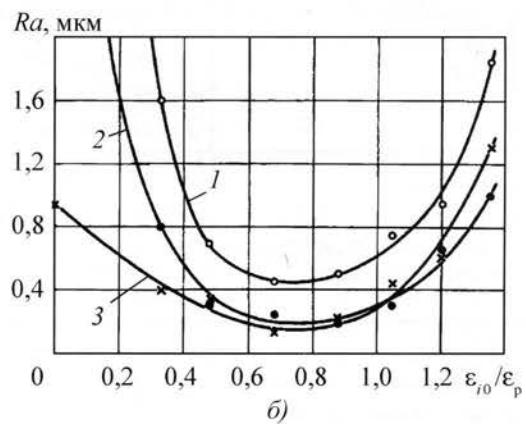
Что касается влияния  $\varepsilon_{i_0}$  на геометрию микрорельефа, то режимы обкатывания валов из нормализованных сталей, являющиеся в соответствии с положениями, выдвинутыми и обоснованными в работах [5, 6], оптимальными по эффективности упрочнения, не являются таковыми по качеству обработки поверхностей. Наилучшие результаты в этом случае (независимо от вида предшествующих обкатыванию технологических операций обработки исходной поверхности валов) приходятся на область значений  $\varepsilon_{i_0} \approx (0,7...0,9)\varepsilon_p$ , несмотря на то что среднее давление в контакте инструмента с деталью и толщина упрочненного слоя остаются практически неизменными. При удалении реализуемых при ППД значений  $\varepsilon_{i_0}$  от этих границ в обе стороны качество обработки заметно ухудшается. Так, при обкатывании шлифованных валов, когда  $\varepsilon_{i_0} > 1,3\varepsilon_p$ , шероховатость вследствие прогрессирующего шелушения поверхности возрастает настолько, что превышает даже исходную.

Результаты настоящего исследования подтверждают, что интенсивность пластической деформации  $\varepsilon_{i_0}$  поверхностного слоя является весьма важным оценочным критерием не только степени физического упрочнения материала, но и качества обработанной поверхности. Решающая роль  $\varepsilon_{i_0}$  в оценке качества обработки подтверждается и результатами других исследователей. В частности, к аналогичному выводу приходим после анализа экспериментов, описанных Д.Д. Папшевым [4] и относящихся к исследованию зависимости параметров шероховатости от усилия  $F$  обкатывания шариками диаметром  $D_w = 10$  мм валов из нормализованных сталей 20 и 45 с приблизительно одинаковыми параметрами исходной шероховатости ( $Ra \approx 1,25...1,6$  мкм). Значительное уменьшение шероховатости поверхности – до  $Ra \approx 0,05...0,065$  мкм на стали 20 и до  $Ra \approx 0,07...0,08$  мкм на стали 45 – было достигнуто при  $F = 0,6...0,8$  и  $0,8...1,4$  кН соответственно, что согласно расчетам [5] отвечает условию  $\varepsilon_{i_0} \approx (0,75...1,1)\varepsilon_p$ .

Данные, полученные в ходе описанного выше эксперимента, позволяют предложить для практической реализации методику расчетного определения рациональных параметров режимов ОУО валов. Как было показано, наибольшей эффективности процесса ОУО можно добиться, если обеспечить на поверхности вала после обкатывания интенсивность пластической деформации  $\varepsilon_{i_0}$ , близкую по значениям к  $(0,7...0,9)\varepsilon_p$ . Поскольку при  $\varepsilon_{i_0} \approx (0,8...1,0)\varepsilon_p$  сохраняется на достаточно высоком уровне и эффективность упрочняющей обработки [5, 6], можно заключить, что при реализации некоторого промежуточного значения  $\varepsilon_{i_0}$  (например,  $\varepsilon_{i_0} \approx 0,8\varepsilon_p$ ) достаточно легко совместить эти два процесса в одном, т.е. получать близкое к



Влияние интенсивности пластической деформации  $\varepsilon_{i_0}$  поверхностного слоя валов диаметром  $D_b = 30$  мм из нормализованных сталей 35 (а) и 40Х (б) и предшествующей механической обработки на шероховатость поверхности  $Ra$  после обкатывания шариками: 1, 2, 3 – черновое точение, чистовое точение и шлифование соответственно



максимальному приращение предела выносливости материала при минимальных параметрах шероховатости обработанной поверхности.

При таком подходе для расчетного определения рациональных параметров режимов ОУО валов достаточно воспользоваться зависимостями, которые приведены в работе [5] и относятся к технологическому обеспечению обкатывания, приняв  $\varepsilon_{io} \approx 0,8\varepsilon_p$ . В связи с этим применительно, например, к обкатыванию гладких участков стальных валов шариками можно рекомендовать для определения геометрических размеров инструмента и рабочей нагрузки следующие расчетные зависимости:

$$D_{ш} = \frac{13,6z_s^2}{D_b \sqrt{\varepsilon_p^3}} \left( \frac{\sigma_t}{HD - \sigma_t} \right)^2 \times \\ \times \left( 1 + \sqrt{1 + \left( \frac{\varepsilon_p^{3/4} D_b HD - \sigma_t}{2,6z_s \sigma_t} \right)^2} \right);$$

$$F = \frac{2,5\varepsilon_p \cdot HD \cdot D_{ш}}{\ln(400\varepsilon_p)} \sqrt{\frac{D_b}{D_b + D_{ш}}},$$

в которых оптимальное значение толщины упрочненного слоя  $z_s$  находится по методике, изложенной в работе [6].

Вместе с тем следует отметить, что немаловажную роль в процессах ОУО валов играют подготовительные технологические операции, предшествующие обкатыванию. Как правило, для незакаленных стальных валов среднего уровня твердости такими операциями являются чистовое точение и шлифование, обеспечивающие после обкатывания валов торOIDальными роликами или шариками по оптимальным режимам достаточно высокое качество обработки поверхностей ( $R_a \approx 0,2$  мкм).

#### ЛИТЕРАТУРА

- Демкин Н.Б., Рыжов Э.В. Качество поверхности и контакт деталей машин. М.: Машиностроение, 1981. 224 с.
- Рыжов Э.В., Суслов А.Г., Федоров В.П. Технологическое обеспечение эксплуатационных свойств деталей машин. М.: Машиностроение, 1979. 176 с.
- Браславский В.М. Технология обкатки крупных деталей роликами. М.: Машиностроение, 1975. 160 с.
- Пашев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
- Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
- Сидякин Ю.И. Повышение эффективности упрочняющей механической обработки валов обкаткой их роликами или шариками // Вестн. машиностроения. 2001. № 2. С. 43–49.

#### Методы удаления загрязнений с металлических поверхностей (ГОСТ 9.402–2004)

Удаляемое вещество	Метод удаления загрязнений	Рекомендации
Смазка и масло	Обезжикивание: водой пароструйным методом  эмulsionционными составами, водными растворами технических моющих средств органическими растворителями	Рекомендуется использовать питьевую воду с добавлением поверхностно-активных веществ. Может быть применено давление более 70 МПа. После обезжикивания промыть поверхность питьевой водой  Рекомендуется использовать питьевую воду. Если в воду добавлены поверхностно-активные вещества, после обезжикивания промыть поверхность питьевой водой  После обезжикивания промыть поверхность питьевой водой  Если при очистке применяют протирку ветошью вручную, то ее необходимо часто менять, иначе после испарения растворителя масло и смазка останутся на поверхности
Водорастворимые загрязнения (например, соли)	Удаление водой Пароструйная обработка Удаление щелочными растворами технических моющих средств	Рекомендуется использовать питьевую воду. Может быть применено давление более 70 МПа После пароструйной обработки промыть поверхность питьевой водой После обработки рекомендуется промыть поверхность питьевой водой, так как алюминиевые, цинковые и некоторые другие виды металлических поверхностей могут подвергаться коррозии, если используются концентрированные щелочные растворы
Окалина	Травление Сухая абразивная струйная очистка Влажная абразивная струйная очистка Газопламенная очистка	После травления промыть поверхность питьевой водой Удалить остатки пыли и рыхлые отложения сдуванием сухим не содержащим масла сжатым воздухом После очистки промыть поверхность питьевой водой Для удаления с поверхности оставшихся после выжигания продуктов может потребоваться механическая очистка с последующим удалением пыли и рыхлых отложений

Примечание. При промывании и сушке конструкций, имеющих пазы и заклепки, их необходимо обрабатывать с особой осторожностью.

Н.Б. Кротинов, В.Г. Круцило, А.В. Карпов (Самарский ГТУ)

## Формирование устойчивого напряженно-деформированного состояния поверхности упрочняющей обработкой и прогнозирование процесса его изменения

*Рассмотрена модель прогнозирования релаксации технологических остаточных напряжений во время эксплуатации. С помощью модели осуществлен выбор и внедрена технология термопластического упрочнения, обеспечивающая формирование благоприятного напряженно-деформированного состояния сжатия и его наилучшую релаксационную стойкость.*

*The prognostication model of residual stresses relaxation at the time of working is considered. The choice of thermoplastic strengthening technology has been made due to the model. That made possible to form effective stress-strain state and his best relaxing stability.*

В современных газоперекачивающих, авиационных и других отраслях широкое распространение получили газотурбинные двигатели (ГТД). Над обеспечением бесперебойной работы ГТД в эксплуатации работают и конструкторы, и технологии, и металлурги, и метрологи: используются новые способы получения заготовок, высокопрочные материалы, более жесткие конструкции, различные способы обработки, современные методы контроля. Применяются также прогрессивные методы упрочнения поверхностного слоя (поверхностное пластическое деформирование, термопластическое упрочнение), в результате которого формируются технологические остаточные напряжения сжатия, позволяющие длительное время противостоять рабочим нагрузкам, обеспечивая тем самым долговечность и надежность всего двигателя. Однако в процессе наработки, под воздействием высокой рабочей температуры, циклических и статических нагрузок происходит уменьшение исходного уровня остаточных напряжений – релаксация.

В связи с вышеизложенным целями выполненной авторами работы являлись повышение надежности и долговечности ответственных деталей путем формирования устойчивого напряженно-деформированного состояния поверхности упрочняющей обработкой и прогнозирование процесса его изменения.

Факторы, влияющие на процесс релаксации напряжений, можно разделить на внутренние и внешние [1]. К внутренним факторам относятся химический состав сплава, макро- и микроструктура, тонкая структура, технологические особенности (способ выплавки, вид обработки давлением, деформационного упрочнения, термической обработки; к внешним – начальное напряжение, время, температура, масштабный фактор, предварительная пластическая деформация. Рассмотрим влияние некоторых из них.

Между оставшимся (конечным)  $\sigma_t$  и начальным  $\sigma_0$  напряжениями существует следующая зависимость: при температурах, не превышающих половины значения температуры плавления данного материала, более высокое начальное напряжение приводит в конечном счете к более высокому оставшемуся напряжению [1]. Однако при этом величина  $\sigma_0$  не должна превышать предела упругости материала при данной температуре.

Среди исследователей нет единого мнения о влиянии предварительного пластического деформирования и связанного с ним деформационного упрочнения на деформацию ползучести и релаксационную стойкость деталей. Существующие экспериментальные данные не указывают явным образом на подтверждение теорий о положительном или отрицательном влиянии деформационного упрочнения. Такое неоднозначное влияние А.М. Борзыка и Л.Б. Гецов объясняют двойственностью воздействия. С одной стороны, предварительное пластическое деформирование повышает плотность активных дислокаций, с другой – приводит к дроблению субструктур. Оба этих процесса действуют в противоположных направлениях: первый приводит к увеличению скорости ползучести на неустановившейся стадии и к уменьшению сопротивления релаксации, второй – к уменьшению скорости ползучести и релаксации. При определенных условиях (оптимальная степень деформационного упрочнения, нормальные и умеренно высокие температуры) дробление субструктур и образование других дислокационных препятствий могут превалировать над влиянием процесса образования активных дислокаций, в результате чего скорость ползучести снижается, а сопротивление релаксации возрастает.

Причина релаксации остаточных напряжений, по мнению большинства исследователей, заключается в

основном в интенсификации диффузионных процессов [2], причем чем выше деформационное упрочнение, тем ниже уровень температуры, при котором начинается их резкое снижение. Энергия искажений за счет деформационного упрочнения, накопленная при пластической деформации, приводит к термодинамической нестабильности. В результате диффузии происходит перестройка атомной структуры, что сопровождается уменьшением степени деформационного упрочнения и остаточных напряжений. Наблюдается коагуляция упрочняющих фаз, усиливающая рекристаллизационные процессы и т.д. Чем больше степень деформационного упрочнения, тем при данной температуре больше и скорость релаксационных процессов. Следует отметить, что практически все методы *поверхностного пластического деформирования* (ППД) характеризуются относительно высокой степенью деформационного упрочнения.

С этим перечнем факторов, приводящих к релаксации остаточных напряжений, можно согласиться. Однако на их основе крайне затруднительно (или невозможно) построить математическую модель для расчета релаксации остаточных напряжений. В этом плане следует перейти от уровня дискретного строения материала (зерно, дислокации, включения и т.п.) к уровню механики сплошной среды. На этом уровне указанные факторы при высоких температурах интегрально приводят к деформации ползучести. Создана расчетная модель, основанная на деформации ползучести [3], однако в ней не учитывается пластическая деформация, возникающая после обработки любым из способов поверхностного упрочнения, что может привести к значительным погрешностям при расчете релаксации. Отсюда естественным образом возникает задача модификации этого метода в целях учета предварительной пластической деформации.

Таким образом, результаты литературного обзора позволили сформулировать основные задачи исследований настоящей работы:

- 1) модификация математической модели, описывающей процесс релаксации остаточных напряжений во время эксплуатации с учетом предварительной пластической деформации;

- 2) проведение сравнительных экспериментальных исследований релаксации остаточных напряжений в деталях, предварительно обработанных двумя прогрессивными способами поверхностного упрочнения, изменение их сопротивления усталости во время наработки;

- 3) реализация результатов исследования в промышленности.

Объектом исследования работы являлись тяжело нагруженные детали ГТД. Среди них особое место за-

нимают лопатки, которые испытывают значительные вибрационные, статические и температурные нагрузки, вызываемые действием газового потока, центробежных сил и резонансных колебаний.

В качестве основной реологической модели в настоящей работе использована модель, предложенная и апробированная В.П. Радченко и М.Н. Саушкиным [3]. Предварительные пластические деформации было решено вводить через параметр поврежденности материала  $\omega$ , характеризующий относительную площадь попечного сечения, занятую микротрещинами. Параметр поврежденности в материале полагается пропорциональным линейной комбинации работы истинного напряжения  $\sigma$  на деформацию ползучести  $p$  и на пластическую деформацию  $e^p$ . Основной вариант соотношений имеет вид [3]

$$\varepsilon(t) = e(t) + e^p(t) + p(t); \quad (1)$$

$$e(t) = \frac{\sigma(t)}{E}; \quad (2)$$

$$\begin{aligned} e^p(t) &= \\ &= \begin{cases} 0, & \sigma(t) < \sigma_{\text{пп}}; \\ \lambda[a(\sigma(t) - \sigma_{\text{пп}})^{n_1} - e^p(t)], & a(\sigma(t) - \sigma_{\text{пп}})^{n_1} > e^p(t); \\ 0, & a(\sigma(t) - \sigma_{\text{пп}})^{n_1} \leq e^p(t), \sigma(t) \geq \sigma_{\text{пп}}; \end{cases} \\ p(t) &= \sum_k u_k(t) + \sum_k v_k(t) + \omega(t); \\ u_k(t) &= \lambda_k [a_k(\sigma(t)/\sigma_*)^{n_2} - u_k(t)]; \\ v_k(t) &= \begin{cases} \lambda_k [b_k(\sigma(t)/\sigma_*)^{n_2} - v_k(t)], & b_k(\sigma(t)/\sigma_*)^{n_2} > v_k(t); \\ 0, & b_k(\sigma(t)/\sigma_*)^{n_2} \leq v_k(t); \end{cases} \\ w(t) &= c(\sigma(t)/\sigma_*)^{m_1}; \end{aligned} \quad (3)$$

$$\sigma(t) = \sigma^0(t)(1 + \omega(t)); \quad (4)$$

$$\omega(t) = \alpha(\sigma^0(t))\sigma(t)p(t) + \gamma(e^p(t))\sigma(t)e^p(t), \quad (5)$$

где  $\varepsilon$  – полная деформация;  
 $e$  – упругая деформация;  
 $u, v, w$  – вязкоупругая, вязкопластическая и вязкая составляющие деформации  $p$  соответственно;

$\sigma^0$  – номинальное напряжение;

$E$  – модуль упругости;

$\lambda_k, a_k, b_k, c, n_1, m_1, \sigma_*$  – константы модели, при помощи которых описываются первая и вторая стадии ползучести материала и ее обратимая после разгрузки часть;

$\gamma$  и  $\alpha$  – параметры модели, контролирующие процессы разупрочнения материала при пластической деформации и деформации ползучести соответственно;

$a$ ,  $n_1$ ,  $\lambda$  – константы, описывающие диаграмму мгновенного деформирования;

$\sigma_{\text{пп}}$  – предел пропорциональности материала.

Рассмотрим алгоритм расчета процесса релаксации. Задавшись нагрузкой  $F$ , рассчитывают приращение осевой деформации ползучести  $\Delta p_z(t_s)$  и осевой пластической деформации  $\Delta e_z^p(t_s)$  в точке наблюдения  $t_s$ :

$$\Delta e_z^p(t_s) = \begin{cases} 0, & \sigma(t_s) < \sigma_{\text{пп}}; \\ \left\{ \begin{array}{l} \lambda [a(\sigma(t_s) - \sigma_{\text{пп}})^{n_1} - e_z^p(t_s)] \Delta t_s; \\ a(\sigma(t_s) - \sigma_{\text{пп}})^{n_1} > e_z^p(t_s); \end{array} \right. \\ 0, & a(\sigma(t_s) - \sigma_{\text{пп}})^{n_1} \leq e_z^p(t_s), \quad \sigma(t_s) \geq \sigma_{\text{пп}}; \end{cases}$$

$$\Delta p_z(t_s) = \sum_k \Delta u_{zk}(t_s) + \sum_k \Delta v_{zk}(t_s) + \Delta w_z(t_s);$$

$$\Delta u_{zk}(t_s) = \lambda_k [a_k (\sigma(t_s)/\sigma_*)^{n_2} - u_{zk}(t_s)] \Delta t_s;$$

$$\Delta v_{zk}(t_s) = \begin{cases} \lambda_k [b_k (\sigma(t_s)/\sigma_*)^{n_2} - v_{zk}(t_s)] \Delta t_s; \\ b_k (\sigma(t_s)/\sigma_*)^{n_2} > v_{zk}(t_s); \\ 0, \quad b_k (\sigma(t_s)/\sigma_*)^{n_2} \leq v_{zk}(t_s); \end{cases}$$

$$\Delta w_z(t_s) = c [\sigma(t_s)/\sigma_*]^{m_1} \Delta t_s.$$

С учетом соотношений (1) и (2) приращение осевой деформации

$$\Delta \varepsilon_z(t_s) = \frac{\Delta F(t_s)}{E \pi a^2} + \Delta e_z^p(t_s) + \Delta p_z(t_s).$$

Поперечные деформации цилиндрического образца  $\varepsilon_r(t)$ ,  $\varepsilon_\theta(t)$ , возникающие за счет пуассоновского сужения, рассчитывают по формуле [3]

$$\Delta \varepsilon_i(t_s) = -v \frac{\Delta F(t_s)}{E \pi a^2} - 0,5 \Delta e_z^p(t_s) - v' \Delta u_z(t_s) - v'' \Delta v_z(t_s) - 0,5 \Delta w_z(t_s), \quad i = r, \theta;$$

при этом приращения  $\Delta \varepsilon_\theta(t_s)$  и  $\Delta \varepsilon_r(t_s)$  не зависят от радиуса цилиндрического образца.

Приращение (релаксация) осевых  $\Delta \sigma_z^{\text{res}}$ , окружных  $\Delta \sigma_\theta^{\text{res}}$  и радиальных  $\Delta \sigma_r^{\text{res}}$  напряжений

$$\sigma_i^{\text{res}}(r, t) = \frac{A_i(r, t)}{1+v} + v \frac{A_r(r, t) + A_z(r, t) + A_\theta(r, t)}{(1+v)(1-2v)},$$

где введены функции

$$A_i(r, t) = E[g_i(r, t) - f_i(r, t)], \quad i = r, z, \theta;$$

$$g_i(r, t) = \varepsilon_i(t) + \varepsilon_i^0(r) - q_i(r);$$

$$f_i(r, t) = p_i^{\text{res}}(r, t) + e_i^{\text{p res}}(r, t), \quad i = r, z, \theta.$$

Прежде чем приступить к расчету релаксации, необходимо получить сведения об объемном распределении остаточных напряжений и соответствующих им деформаций в упрочненном слое. Для этого можно использовать три подхода: экспериментальный, аналитический и феноменологический. Существующие на данный момент экспериментальные методики (последовательное стравливание слоев, выверливание отверстий и т.д.) не дают возможности определить полностью весь тензор напряженно-деформированного состояния, а только окружную или осевую его компоненту. Аналитические подходы (метод конечных элементов, краевые задачи и т.п.) не обладают достаточной точностью; к тому же, их использование, например, после обработки поверхности дробью, когда воздействие шарика на поверхность носит случайный характер, достаточно затруднительно. Поэтому наиболее предпочтительны феноменологические методики, являющиеся комбинацией экспериментальных и аналитических, когда из эксперимента известна одна (окружная или осевая) компонента напряжений, по которой аналитически полностью восстанавливается напряженно-деформированное состояние (НДС).

Преимуществами такого подхода являются универсальность (можно восстановить НДС практически после любого способа упрочняющей обработки) и получение реальной картины сформированных напряжений (в отличие от чисто аналитических методик). В связи с этим в работе использована феноменологическая методика восстановления НДС в поверхностном слое элемента конструкции после его упрочнения [3].

Для решения второй поставленной задачи использовали следующие экспериментальные методики.

Исследование осевых остаточных напряжений проводили на установке ПИОН-2 методом акад. Н.Н. Давиденкова. После определенной наработки из

пера лопаток электроискровым способом, который обеспечивал отсутствие наведения дополнительных напряжений, вырезали призматические образцы вдоль оси (по волокну) в зоне выходной кромки, являющейся самым слабым местом. Затем проводили непрерывное травление образцов при консольном креплении для удаления части внутренне-напряженного слоя с автоматической записью его деформаций. По характеру деформаций определяли величину и знак остаточных напряжений в осевом направлении образца  $\sigma_z^{\text{res}}$ .

Испытания лопаток газовых турбин на усталость осуществляли в лабораторных условиях на электромагнитном вибростенде ЭМВС-1 при симметричном нагружении и резонансных колебаниях на основном тоне: база  $N = 107$  цикл., температура  $t = 20^\circ\text{C}$ . Время до разрушения лопатки оценивали по показаниям самопишущего потенциометра. Контроль числа циклов до разрушения осуществлялся по показаниям счетчика числа импульсов, включенного в систему регистрации колебаний. Отклонение напряжений от заданного значения при испытаниях не превышало  $\pm 1\%$ . Данные испытаний (номер лопатки, частота собственных колебаний, амплитуда, напряжение, число циклов до разрушения и место разрушения) записывали в протокол.

Лопатки упрочняли двумя способами: *ультразвуковым упрочнением* (УЗУ) свободными шариками, который является одним из методов ППД, и *термопластическим упрочнением* (ТПУ) – относительно новым способом, защищенным патентом [4].

Сущность УЗУ заключается в воздействии ультразвуковых колебаний на шарики, которые в свою очередь, соударяясь с деталью, упрочняют ее поверхность. Основными преимуществами этого способа, по сравнению с другими методами ППД, являются: высокая производительность процесса, сравнительная простота конструкции установки, равномерное упрочнение поверхности всей лопатки. К недостаткам следует отнести то, что для создания оптимального режима упрочнения необходимо изменить очень большое количество параметров: диаметр шарика, его массу, время обработки, частоту колебаний резонатора, размеры упрочняемой детали, что является нетехнологичным. Кроме того, степень пластической деформации при этом будет не ниже 8...10 %, что приблизительно соответствует остаточным напряжениям 400 МПа [5]. Это ограничение устанавливается самим механизмом формирования остаточных напряжений при ППД: чем больше деформация, тем выше уровень остаточных напряжений.

При ТПУ упрочняемую деталь нагревают до заданной температуры, которая должна быть не выше температуры начала фазовых и структурных превращений металла, но и не ниже температуры начала термопластических деформаций (для сплава ХН65ВМТЮ (ЭИ893)  $t_h = 700^\circ\text{C}$ ). Затем проводят резкое спрейерное (душевое) охлаждение водой, обеспечивающее максимальную интенсивность теплоотвода с поверхности. В результате разности температур основы и поверхностного слоя возникают пластические деформации, не превышающие 0,5 %, которые обеспечивают, тем не менее, сжимающие остаточные напряжения 600...1000 МПа (для жаропрочных сплавов) [2].

Начальное распределение осевых остаточных напряжений в упрочненном слое лопаток из сплава ХН65ВМТЮ после обработки ТПУ и УЗУ, полученное экспериментальным путем по методике Н.Н. Давиденкова, показано на рис. 1. По модели В.П. Радченко и М.Н. Саушкина проводили их аппроксимацию и далее восстанавливали весь тензор напряжений и соответствующие им деформации. Таким образом, определив исходное напряженно-деформированное состояние, можно перейти к расчету релаксации технологических остаточных напряжений. Для расчета при заданной рабочей температуре ( $t = 700^\circ\text{C}$ ) необходимы следующие данные: физические свойства материала, степень предварительной пластической деформации (для ТПУ  $\delta \approx 0,5\%$ , для УЗУ  $\delta \approx 10\%$ ), кривая ползучести.

В результате расчета по модифицированной модели были получены графики изменения максимального значения осевых остаточных напряжений, которые приведены на рис. 2. Там же даны экспериментальные кривые, полученные при натурных испытаниях: после определенного времени наработки в составе изделия ( $t = 1000, 5000$  и  $10\,000$  ч) часть лопаток снимали с ротора и исследовали оставшиеся в них напряжения.

При сравнении расчетных данных с экспериментальными установлена достаточно хорошая сходимость модели: максимальное расхождение не превышает 13 %. Учитывая сложное нагружение и количество влияющих на релаксацию факторов при эксплуатации лопатки, это достаточно хороший результат.

Релаксация технологических остаточных напряжений, обусловленных УЗУ, проходит значительно интенсивнее, чем после ТПУ. Это подтверждает предположение о том, что чем больше предварительная пластическая деформация и связанное с ней деформационное упрочнение, тем интенсивнее прохо-

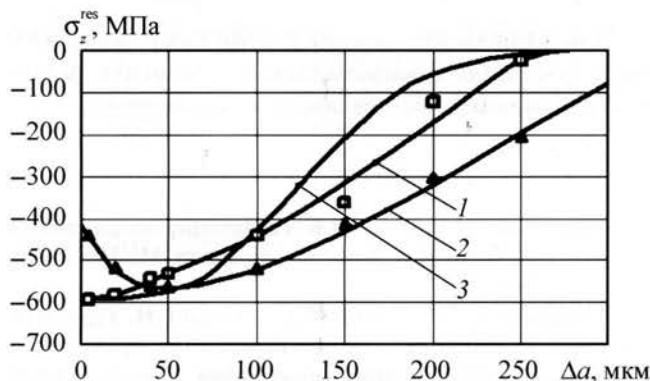


Рис. 1. Осевые остаточные напряжения в поверхностном слое лопаток из сплава XH65BMTЮ:  
1 – после ТПУ (в нижней части пера лопатки; температура нагрева 750 °C, давление охлаждающей жидкости 0,5 МПа);  
2 – после УЗУ (диаметр шариков 1 мм, время обработки 4 мин, скорость 76 м/с); 3 – эпюра аппроксимации

дит релаксация остаточных напряжений и в итоге быстрее снизится предел выносливости  $\sigma_{-1}$  (рис. 3). С этой точки зрения ТПУ намного предпочтительнее УЗУ и любого другого способа поверхностного пластического деформирования.

Анализ экспериментальных данных изменения  $\sigma_{-1}$  (см. рис. 3) показывает, что сначала повышение предела выносливости после ТПУ в сравнении с УЗУ составило около 22 %. После наработки в течение 5000 ч различие достигло 70 % (140 МПа при УЗУ и 240 МПа при ТПУ). В дальнейшем предел выносливости лопаток, упрочненных УЗУ, неизменно снижался, а после ТПУ наблюдалось даже его некоторое увеличение. Б.А. Кравченко объяснял это явление следующим образом [2]: технологические остаточные напряжения сжатия, которые были сформированы упрочняющей обработкой, создают своего рода барьер движению дислокаций к поверхности. При их выходе на поверхность создаются концентраты напряжений, способствующие возникновению микротрещин, которые приводят к усталостному разрушению. С течением времени дислокации переплетаются между собой на некоторой глубине и сами уже формируют защитный барьер, приводящий к увеличению циклической прочности. Поскольку остаточные напряжения, сформированные в деталях после ППД, интенсивно релаксируют в начальный период эксплуатации, то описанный выше механизм не срабатывает.

С учетом изложенного на предприятии ПТП "Самарагазэнергоремонт" технология ультразвукового упрочнения лопаток свободными шариками была заменена на технологию термопластического упрочнения, разработан комплекс конструкторско-техно-

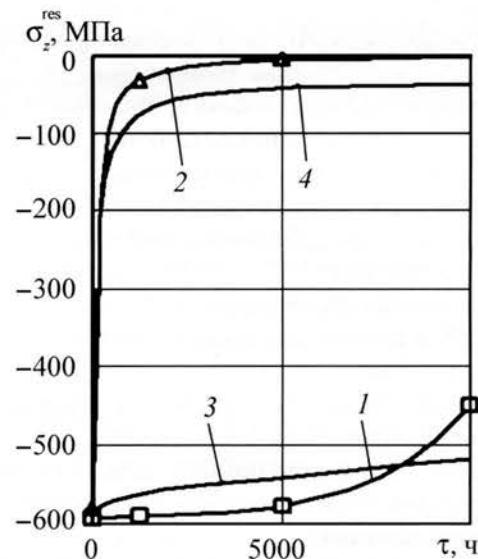


Рис. 2. Кривые релаксации остаточных напряжений  $\sigma_z^{\text{res}}$  для лопаток из сплава XH65BMTЮ ( $t = 700$  °C):  
1, 3 – после ТПУ (эксперимент и расчет); 2, 4 – после УЗУ (эксперимент и расчет)

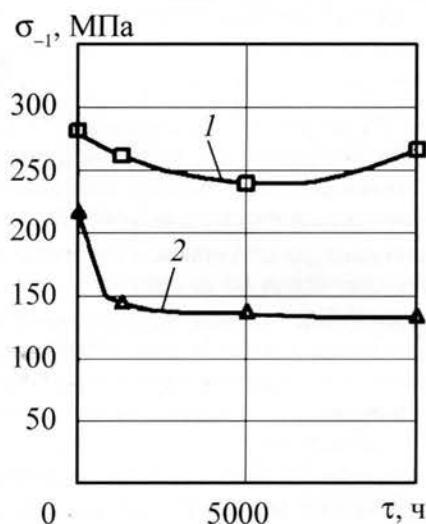


Рис. 3. Экспериментальные кривые изменения предела выносливости  $\sigma_{-1}$  лопаток из сплава XH65BMTЮ ( $t = 700$  °C) в процессе эксплуатации:  
1 – после ТПУ; 2 – после УЗУ

логической документации, изготовленная опытно-конструкторская, а затем и промышленная установка, прошедшая межведомственные испытания и успешно внедренная в производство. Чистая прибыль после внедрения установки ТПУ лопаток в период с 2000 по 2006 г. только на базе одного этого ремонтного предприятия составила 2,5 млн руб.

Таким образом, по результатам исследований можно сделать следующие **выводы**:

1) модифицирована модель и численно смоделирован процесс релаксации остаточных напряжений деталей, предварительно упрочненных УЗУ и ТПУ;

2) выполнены натурные (в составе изделия) испытания лопаток газотурбинного комплекса, предварительно упрочненных УЗУ и ТПУ, в результате которых исследованы процесс релаксации остаточных напряжений и изменение предела выносливости во время наработки;

3) проведено сравнение расчетных данных с экспериментальными, которое выявило возможность применения модифицированной модели для прогнозирования динамики остаточных напряжений на стадии проектирования;

4) в результате анализа релаксационной стойкости и изменения предела выносливости в процессе наработки определена оптимальная для деталей данного типа и условий их эксплуатации упрочняющая обработка – термопластическое упрочнение;

5) повышены надежность и долговечность работы всего газотурбинного комплекса, достигнут значительный экономический эффект.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Борзыка А.М., Гецов Л.Б. Релаксация напряжений в металлах и сплавах. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1978. 256 с.

2. Кравченко Б.А., Круцило В.Г., Гутман Г.Н. Термопластическое упрочнение – резерв повышения прочности и надежности деталей машин: монография. Самара: Самарский ГТУ, 2000. 216 с.

3. Радченко В.П., Саушкин М.Н. Ползучесть и релаксация остаточных напряжений в упрочненных конструкциях. М.: Машиностроение-1, 2005. 226 с.

4. Пат. 2170272 РФ. Установка для термопластического упрочнения лопаток / Кравченко Б.А., Круцило В.Г. и др. 10.07.2001.

5. Богородовский Г.И., Иванов А.В. Разработка и внедрение техпроцесса для восстановления работоспособности турбинных лопаток ГТК-10, бывших в эксплуатации: техн. отчет. Л.: НПО "Карат", 1989. 137 с.

## Уважаемые коллеги!

В Санкт-Петербурге 10–13 апреля 2007 г. состоялась 9-я Международная практическая конференция "Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки", организаторами которой выступили научно-производственная фирма "Плазмацентр" (Санкт-Петербург) и Санкт-Петербургский государственный политехнический университет.

В работе конференции приняли участие около 350 специалистов из России, стран СНГ, Нидерландов и Германии; было заслушано более 60 докладов.

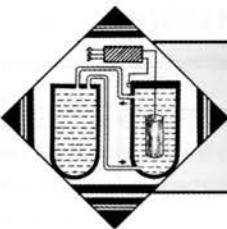
Основные области знаний, рассматриваемые на конференции, относятся к различным технологиям диагностики и дефектации, мойки и очистки, восстановления заданной геометрии, упрочнения и восстановления свойств поверхности, механической обработки нанесенных покрытий, окраски и консервации, маслам, смазкам, присадкам, процессам трения и изнашивания, защите от коррозии, конструкционным и эксплуатационным методам повышения долговечности деталей и изделий.

В конференции участвовали специалисты крупнейших российских промышленных организаций, таких как ГКНПЦ им. М.В. Хруничева, ММПП "Салют", корпорация "Иркут", ОАО "Пермские моторы", "Протон", "Уфимское агрегатное производственное объединение", ОАО "ГАЗ", ОАО "КамАЗ", Чусовской металлургический завод, ОАО "Камкабель", Уральский научно-технологический комплекс, Уральский электрохимический комбинат, Барнаульский и Тульский патронные заводы, ОАО "Коломенский завод", ФГУПК "Электрохимприбор", ОАО "Салаватнефтегоргсинтез", ОАО "КуйбышевАзот", Челябинский трубопрокатный завод, ОАО "Трубодеталь" и многие другие.

Традиционно для участников конференции было организовано посещение промышленных участков по восстановлению и нанесению функциональных покрытий с использованием технологий газотермического напыления и наплавки. На выставочных площадях участникам конференции демонстрировалось новое поколение оборудования, разработанное специалистами НПФ "Плазмацентр" для финишного плазменного упрочнения инструмента и деталей технологической оснастки.

В рамках конференции прошла школа-семинар "Все методы повышения стойкости инструмента, штампов, пресс-форм и другой технологической оснастки". На нем были продемонстрированы в работе новый процесс финишного плазменного упрочнения с нанесением алмазоподобного покрытия, способный за несколько минут обработки изделий многократно повысить их стойкость, упрочнение инструмента и технологической оснастки.

Лучшие доклады участников конференции будут опубликованы в нашем журнале.



# ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 661.357

В.Н. Малышев (*Российский государственный университет нефти и газа им. И.М. Губкина*),  
С.И. Булычев (*Московский государственный индустриальный университет*)

## Повышение работоспособности электролитов микродугового оксидирования и их регенерация

*На основе анализа данных технической литературы и результатов собственных экспериментальных исследований представлены возможные механизмы зашламления щелочных электролитов, используемых в технологии микродугового оксидирования, и способы их регенерации. Показаны влияние некоторых факторов на работоспособность электролитов и пути ее увеличения.*

*On the basis of data analysis of the technical literature and results of natural experimental researches the possible mechanisms of slimes of alkaline electrolytes used in technology of microarc oxidation and the methods of their neogenesis are introduced. The influence of some factors on the capacity of electrolytes and the path of its magnification is rotined.*

### Введение

Для упрочнения поверхностей алюминиевых сплавов широко используют метод микродугового оксидирования (МДО) [1, 2], позволяющий довольно простой и доступной технологией существенно (до 10 раз) повысить прочность, износостойкость и другие защитные характеристики рабочих поверхностей деталей. При этом состав электролита существенно влияет на свойства получаемых керамических покрытий.

Наиболее распространенными и простыми в технологическом плане являются слабощелочные электролиты на основе силикатов и алюминатов щелочных металлов [3, 4]. К числу важных характеристик электролита относится его долговечность, т.е. способность длительное время не изменять в определенных пределах физико-химические характеристики. Поскольку с течением времени в зависимости от обработанной площади и количества пропущенного через электролит электричества состав электролита постепенно изменяется, возникает необходимость его регенерации, что наиболее характерно для ванн больших объемов. Этим и другим вопросам МДО-технологии и посвящена настоящая работа.

### Изменение состава электролита в процессе МДО

В работе [5] показано, что после окончания процесса МДО в электролите, содержащем небольшое количество силиката натрия или калия с кислотным

модулем  $m = 2$ , растворяется порядка  $0,1 \text{ кг}/\text{м}^2$  оксирируемого алюминиевого сплава. Вследствие этого природа электролита изменяется и он постепенно переходит из силикатного в алюминатный. Диаграммы равновесия этих электролитов различны. Равновесные силикатные растворы отличаются от алюминатных тем, что их каустический модуль  $\alpha_k$ , равный молярному отношению  $(\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O})/\text{SiO}_2$ , меньше, чем алюминатных растворов ( $\alpha_k = (\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O})/\text{Al}_2\text{O}_3$ ), т.е. относительное содержание кремнезема  $\text{SiO}_2$  в них больше. Поэтому предельное содержание глинозема  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при его накоплении в электролите будет меньше, чем кремнезема в начальном электролите.

Рассмотрим диаграмму равновесия системы  $\text{Na}_2\text{O}(\text{K}_2\text{O}) - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$  [6, 7]. На рис. 1 показаны изотермы равновесия в этих системах при температурах 30 и 95 °C для  $\text{Na}_2\text{O}$  (кривые 1, 2) и  $\text{K}_2\text{O}$  (кривые 3, 4). Видно, что с ростом концентрации щелочи в растворе концентрация  $\text{Al}_2\text{O}_3$  увеличивается непропорционально. Зависимости имеют резкий максимум в виде двух ветвей изотерм в точках с количественными показателями, указанными в табл. 1. Кроме того, концентрация глинозема в растворах с калием заметно ниже, особенно при  $t = 30$  °C.

Температура электролита разделяет области существования гиббсита  $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$  и бемита  $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$  в электролите. Температура перехода гиббсита в бемит лежит в интервале 95...150 °C. С ростом содержания  $\text{R}_2\text{O}$  (где R – Na или K) эта температура несколько снижается. В области выше левых ветвей изотерм выделя-

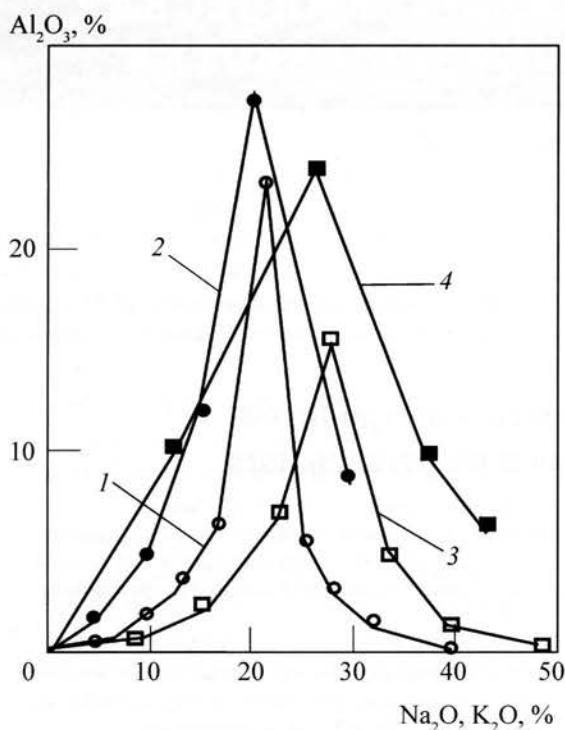


Рис. 1. Изотермы равновесия в системах  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$  (1, 2) и  $\text{K}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$  (3, 4) при температурах электролита 30 (1, 3) и 95 °C (2, 4)

ются гидроксиды алюминия, а выше правых ветвей – алюминаты натрия или калия. Ниже кривых изотерм находятся области ненасыщенных растворов. С повышением температуры области ненасыщенных растворов увеличиваются. Каустический модуль (величина, обратная кислотному модулю) равновесных растворов уменьшается с ростом концентрации  $\text{R}_2\text{O}$ .

Состав выпадающих алюминатов в правой части изотерм зависит от температуры. До  $t = 95$  °C выпадают  $\text{Na}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot2,5\text{H}_2\text{O}$  и  $\text{K}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot3\text{H}_2\text{O}$ , а при

Таблица 1

Сравнительное массовое содержание компонентов для двух щелочных систем в эвтонических точках

Темпера- тура, °C	Система $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$			Система $\text{K}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$		
	$\text{Na}_2\text{O}$ , %	$\text{Al}_2\text{O}_3$ , %	$\alpha_k$	$\text{K}_2\text{O}$ , %	$\text{Al}_2\text{O}_3$ , %	$\alpha_k$
30	22	25,6	1,42	29,5	16,9	1,89
95	20,9	29,2	1,18	28	25,8	1,18
150	26,6	35,3	1,25	41,8	32,7	1,36
200	26	39,2	1,10	40,8	36,6	1,20

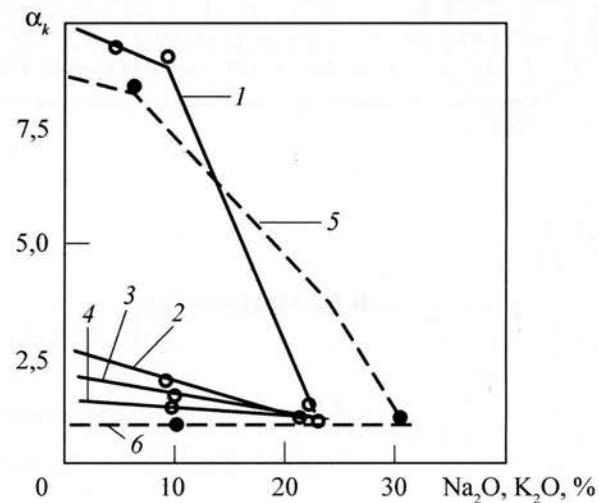


Рис. 2. Зависимость каустического модуля  $\alpha_k$  от концентрации  $\text{R}_2\text{O}$  в равновесных растворах гидроксидов натрия (1–4) и калия (5, 6) при температурах электролита 30 (1, 5), 95 (2), 150 (3) и 200 °C (4, 6)

$t > 95$  °C –  $\text{Na}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{K}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ . Равновесие в алюминатных растворах калия устанавливается быстрее вследствие более высокой его активности. Для алюмината натрия равновесие при  $t = 30$  °C достигается в течение нескольких недель, а при  $t = 95$  °C – в течение нескольких часов.

Данные по растворимости при разных температурах гидроксида алюминия в щелочах для наглядности целесообразно представить в виде зависимости каустического модуля  $\alpha_k$  от концентрации щелочи в равновесном растворе (рис. 2), используя данные рис. 1 и дополнительные данные, имеющиеся в работах [6–11]. Для  $\text{Na}_2\text{O}$  эти зависимости построены при температурах 30, 95, 150 и 200 °C (кривые 1–4 соответственно). Свойства  $\text{K}_2\text{O}$  сходны, поэтому в целях упрощения рисунка даны только две предельные зависимости при  $t = 30$  и 200 °C (штриховые кривые 5, 6). Из анализа этих зависимостей следует, что с ростом концентрации  $\text{R}_2\text{O}$  до эвтонических точек в равновесном растворе повышается отношение  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{R}_2\text{O}$ . Положение эвтонической точки зависит от температуры и проходит через минимум при  $t = 95$  °C (см. табл. 1). Для  $\text{Na}_2\text{O}$  и  $\text{K}_2\text{O}$  этот минимум равен соответственно 20,9 и 28 %.

Для определения процентного содержания глиноzemа в равновесном растворе по зависимостям, приведенным на рис. 2, необходимо использовать следующую формулу:

$$\text{Al}_2\text{O}_3 = 1,65\text{Na}_2\text{O}/\alpha_k = 1,08\text{K}_2\text{O}/\alpha_k,$$

где коэффициенты 1,65 и 1,08 учитывают переход от молярных отношений к массовым (процентным).

С ростом температуры от 30 до 95 °C значение  $\alpha_k$  резко уменьшается в области низких концентраций  $R_2O$ , т.е. резко возрастает растворимость гидроксида алюминия. Эта особенность исчезает для концентраций, близких к эвтоническим точкам.

Для процесса МДО важно отметить еще одну особенность равновесных растворов. При содержании  $Na_2O$  более 14 % с увеличением температуры выше 95 °C снижается содержание глинозема в равновесном растворе. Это связано с переходом гиббсита в бемит. Если учесть, что локальная температура в парогазовом микродуговом пузыре превышает 100 °C вследствие высокой динамики чередования микродуг, то этот переход весьма вероятен. Однако неизвестно влияние скоротечности процесса на этот переход, а следовательно, и на предельную растворимость глинозема в микродуговом пузыре. Исходя из морфологических исследований структуры МДО-покрытий можно принять для ориентировочных оценок значение радиуса микродугового пузыря  $r \approx 1 \cdot 10^{-5}$  м. Тогда избыточное давление в нем равно  $\Delta p = 2\sigma/r \approx \approx 0,01$  МПа, где  $\sigma$  – поверхностное натяжение, равное для воды при  $t = 100$  °C примерно  $6 \cdot 10^{-2}$  Н/м. Из этого следует, что при таких условиях повышение температуры кипения электролита несущественно. Максимальные концентрации глинозема в растворах алюмината калия несколько ниже (см. табл. 1).

Таким образом, приведенные данные показывают, что необходима экспериментальная проверка перспективных электролитов на основе алюминатов натрия и калия с их содержанием в электролите вблизи эвтонических точек, которые при  $t = 95$  °C соответствуют содержанию 20,9 %  $Na_2O$  или 28 %  $K_2O$ .

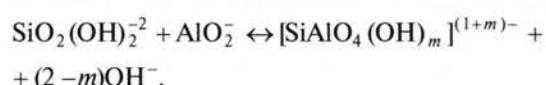
В случае содержания  $R_2O$ , равном нескольким г/л (десяти доли процента), каустический модуль при  $t = 30$  °C резко возрастает по сравнению со значением при  $t = 95 \dots 200$  °C. Это означает, что в электролитах при высоких температурах идет интенсивное растворение глинозема, а при понижении температуры до 30 °C – его выпадение в осадок вследствие сильного пресыщения. Выпадающая фаза имеет структуру гиббсита. Перспективность предложенных алюминатных электролитов заключается в том, что при этих концентрациях  $R_2O$  значение каустического модуля слабо зависит от температуры, а следовательно, прекращаются растворение алюминия в электролите и накопление в нем гиббсита.

Практика показывает, что плотные твердые покрытия формируются только в режиме анодно-катодного микродугового оксидирования [1–4]. С учетом изложенного можно предположить, что перемещение ионов натрия и калия в зону микродуги в каждый полупериод способствует отводу излишков гидроксида

алюминия в электролит в виде алюминатов натрия и калия. Этим перемещением ионов можно объяснить также эффект сильного падения омического сопротивления в катодный полупериод в сравнении с анодным полупериодом [3].

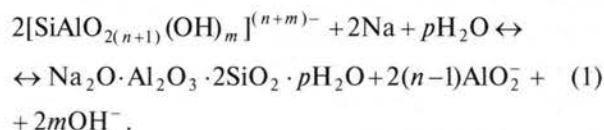
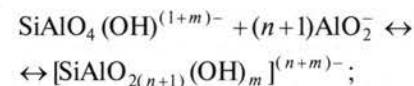
### Образование гидроалюмосиликатов натрия и калия при МДО в силикатном электролите

Ранее было показано, что растворение алюминия при МДО переводит электролит из силикатного в алюмосиликатный. Доминирующими в таком электролите являются анионы  $SiO_2(OH)_2^-$  и  $AlO_2^-$  [6–8], которые взаимодействуют по реакции



Комплексный анион (в квадратных скобках) имеет соотношение между  $SiO_2$  и  $Al_2O_3$ , равное единице.

Для образования малорастворимых соединений гидроалюмосиликатов натрия (ГАСН) или калия (ГАСК) необходимо накопить в электролите избыточное количество ионов  $AlO_2^-$ . В этом случае образование ГАСН описывается следующими реакциями [6]:



Можно сделать ошибочный вывод о том, что при МДО процесс накопления в электролите ГАСН ионов  $AlO_2^-$  начинается при  $n > 1$ . Однако из-за низкой растворимости ГАСН это накопление, вероятно, начинается намного раньше. При этом раствор обедняется ионами  $Na^+$ ,  $SiO_3^{2-}$  и обогащается ионами  $AlO_2^-$ . Раствор изменяется в сторону снижения pH. Если в растворе находятся ионы нескольких разных типов, то растворимость каждого из них уменьшается. Это означает, что образование ГАСН начинается раньше, чем в растворе накопится равновесное количество глинозема (см. рис. 1 и 2).

В реакции (1) в составе ГАСН находится по два атома натрия, алюминия и кремния. Однако полости пространственной сетки этого образования заполняются ионами раствора. Поэтому состав осадка будет зависеть от соотношения  $SiO_2/Al_2O_3$  в электролите. При обескремнивании алюминатного раствора перед его разложением в целях получения гидроксида алю-

миния [7] в составе образующихся ГАСН содержится 1,7SiO<sub>2</sub>, а не 2SiO<sub>2</sub>. При избытке кремнезема в электролите коэффициент при SiO<sub>2</sub> будет больше двух и состав ГАСН резко изменится.

Таким образом, при МДО силикатный электролит постепенно обедняется кремнеземом и щелочью и обогащается глиноземом, адекватно изменяется и состав выпадающей твердой фазы. В этих условиях равновесный состав электролита определяется растворимостью соответствующего ГАСН. Некоторые сведения о растворимости ГАСН обобщены в монографиях [6, 7]. Учитывая переменный состав образующихся ГАСН, следует ожидать, что и растворимость их будет различна. Поэтому приводимые ниже данные по растворимости кремнезема в алюминатных растворах необходимо сопоставлять с условиями, в которых они получены.

При концентрации Na<sub>2</sub>O 240 г/л и  $\alpha_k = 3,5$  (см. рис. 2) содержание кремнезема при растворении кварца составляет 1,5...1,8 г/л и не зависит от температуры в пределах  $t = 105\ldots240^\circ\text{C}$ . Зависимость же от содержания Na<sub>2</sub>O при сохранении значения  $\alpha_k = 3,5$  – степенная. При концентрациях Na<sub>2</sub>O 100, 200 и 300 г/л содержание SiO<sub>2</sub> равно соответственно 0,2, 0,8 и 2,4 г/л. При растворении каолинита Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub>·2H<sub>2</sub>O в тех же растворах обнаруживается влияние температуры (табл. 2). Чем больше  $\alpha_k$ , тем выше стойкость раствора. Как правило, растворы являются стойкими, если  $\alpha_k > 1,4$  (например, при 130 г/л Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 120 г/л Na<sub>2</sub>O). Стойкость концентрированных растворов выше, однако при их разбавлении до Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> < 25 г/л их стойкость снова повышается. Стойкость раствора минимальна при  $t = 30^\circ\text{C}$ ; ниже и выше этой температуры их стойкость возрастает.

Сильное влияние на растворимость SiO<sub>2</sub> оказывает его структурное состояние. Для электролита, содержащего 250 г/л Na<sub>2</sub>O, 202 г/л Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $\alpha_k = 2$ ), она изменяется от 7 до 1 г/л SiO<sub>2</sub> для аморфного ГАСН и со структурой содалита, причем аморфный ГАСН образуется при низких температурах ( $t < 70^\circ\text{C}$ ), а структура содалита возникает при температурах выше 110 °C. Минимальное содержание SiO<sub>2</sub> в растворе достигается при содержании 40...50 г/л Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Положение минимума слабо зависит от содержания Na<sub>2</sub>O в интервале от 100 до 300 г/л, но с ростом содержания Na<sub>2</sub>O в этом интервале значение минимума повышается от 0,05 до 0,7 г/л, обнаруживая резкое возрастание содержания SiO<sub>2</sub> в растворе с ростом концентрации Na<sub>2</sub>O. Пологость минимума достигается резко – при нескольких граммах Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Зависимость от температуры также проходит через минимум при  $t = 125^\circ\text{C}$  (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 30...90 г/л,  $\alpha_k = 1,8$ ).

В алюмосиликатной системе можно отметить три области [7]: 1 – пересыщенные SiO<sub>2</sub> растворы, в которых выделение ГАСН происходит мгновенно; 2 – растворы, сохраняющие метастабильное состояние при  $t = 70^\circ\text{C}$  в течение нескольких суток; 3 – равновесные растворы. Области 1 и 2 разделяются границей, которую в первом приближении для  $t = 70^\circ\text{C}$  можно задать зависимостью, характеризующей содержание компонентов (г/л):

$$\text{SiO}_2 = 4 \cdot 10^{-4} \text{ Al}_2\text{O}_3.$$

Для равновесных растворов справедлива линейная зависимость, которая при  $t = 70^\circ\text{C}$  дает массовое отношение

$$\mu_{\text{Si}} = \text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2 = 200.$$

Таким образом, по мере насыщения глиноземом в процессе МДО высокощелочной электролит обескремнивается практически полностью.

При повышении температуры от 150 до 230 °C в растворе, содержащем 110...150 г/л глинозема, значение  $\mu_{\text{Si}}$  растет от 270 до 500, причем при  $t = 230^\circ\text{C}$  его рост почти прекращается. Начальная концентрация кремнезема в растворе практически не влияет на степень обескремнивания.

При одних и тех же условиях концентрация кремнезема для калиевых растворов в 3...6 раз выше. В смесях Na<sup>+</sup> и K<sup>+</sup> более сильное влияние оказывает натрий, вызывая выпадение ГАСН. Безавтоклавное обескремнивание реализуется при наличии в растворах затравочных ГАСН, которые подавляют рост новых зародышей аморфного ГАСН за счет роста затравочных кристаллов [8].

Температура оказывает сильное влияние на параметр  $\mu_{\text{Si}}$ . Так, раствор, содержащий 150 г/л Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $\alpha_k = 1,48$ ), при  $t = 70^\circ\text{C}$  дает значение  $\mu_{\text{Si}} = 70$ . При  $t = 100^\circ\text{C}$  оно возрастает до 230. Аппроксимация на 30 °C показывает, что процесс обескремнивания прекращается. Следовательно, малорасторимые ГАСН

Таблица 2  
Влияние температуры на растворимость SiO<sub>2</sub>

Содержание Na <sub>2</sub> O, г/л	Содержание SiO <sub>2</sub> , г/л	
	при $t = 105^\circ\text{C}$	при $t = 205^\circ\text{C}$
100	0,4	0,2
200	0,8	0,75
300	1,6	1,7

должны образовываться в локальных зонах микродуг, где температура электролита максимальна.

Следует подчеркнуть, что обобщение данных по диаграммам состояния алюмосиликатных растворов, полученных применительно к процессу производства глинозема [7, 8], дает неоднозначные результаты. Эта неоднозначность обусловлена образованием шести разновидностей ГАСН, в которых содержание кремнезема изменяется в 7 раз. Кроме того, в пределах одного вида ГАСН по составу возникает несколько его структурных разновидностей, связанных с переходом гиббсит–бемит. Поэтому растворимость кремнезема будет также резко изменяться в зависимости от условий существования раствора. При МДО вследствие высокой частоты чередования анодных и катодных процессов вероятна высокая степень пересыщения раствора твердой аморфной фазой.

### Регенерация раствора электролита для процесса МДО

Выше показано, что силикатный электролит переходит при МДО в алюмосиликатный с конечным соотношением  $\mu_{\text{Si}} = \text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2 = 70...500$  за счет образования ряда гидроалюмосиликатов натрия с разной растворимостью, изменяющейся более чем в 20 раз (0,3...7 г/л  $\text{SiO}_2$ ). Раствор обедняется также щелочью и насыщается гидроксидом алюминия, в результате чего нормальный процесс МДО прекращается.

В случае алюминатного электролита идет обратный процесс – насыщение его кремнеземом примерно до тех же концентраций за счет кремния оксида сплава. При достижении насыщения начинается процесс выделения ГАСН с тем же конечным результатом.

Для восстановления работоспособности электролита необходимо удалить из него гидроксид алюминия и добавить недостающую щелочь.

**Удаление глинозема известью.** При наличии извести в алюминатном растворе вместо ГАСН образуются гидрогранаты того же ряда, что и ГАСН, в которых натрий или калий заменяются кальцием. Растворимость гидрогранатов незначительна. Следовательно, на этой основе при регенерации можно получить чистую щелочь.

Равновесие в системе состава  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{H}_2\text{O}$ , характерного для получения глинозема, описывается двумя изотермами, разделяющими систему  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3$  на три области (рис. 3). Первая изотерма, разделяющая области I и II (температура раствора 95 °C) [7], является изотермой равновесия системы  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$  и описывается уравнением, которое характеризует содержание компонентов (%):

$$\text{Al}_2\text{O}_3 = 0,5\text{Na}_2\text{O} + 0,035(\text{Na}_2\text{O})^2.$$

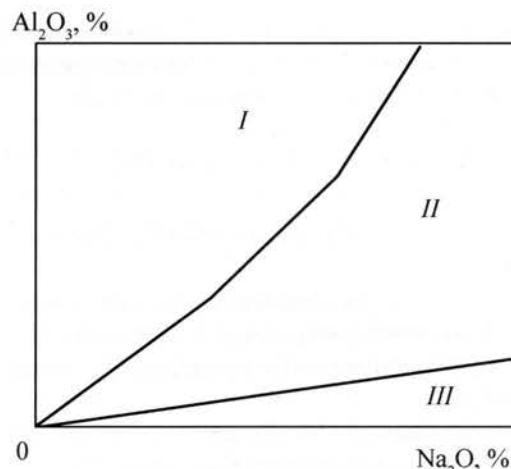


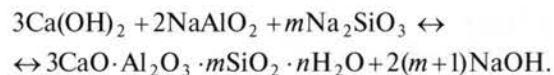
Рис. 3. Качественная зависимость изотерм равновесия системы  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{H}_2\text{O}$

Вторая изотерма, разделяющая области II и III, определяется линейной зависимостью

$$\text{Al}_2\text{O}_3 = 0,125\text{Na}_2\text{O},$$

которая является изотермой системы  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{SiO}_2 - \text{H}_2\text{O}$ .

В области II между первой и второй изотермами выпадают гидрогранаты различных структурных модификаций, образующих между собой непрерывный ряд твердых растворов с общей формулой  $\text{C}_3\text{AS}_m\text{H}_n$  по реакции



Значение  $m$  изменяется от 0 до 1, а содержание воды определяется отношением  $\text{SiO}_2/\text{H}_2\text{O} = (6 - 2m)\text{SiO}_2$ . В природных условиях  $m = 0...3$ , а в условиях производства глинозема значение  $m = 0$  не достигается, так как для этого требуется большой расход извести.

В области III ниже изотермы равновесия кальций-натриевого алюмосиликатного раствора в результате реакции между силикатом натрия и известью образуется осадок силиката кальция  $n\text{CaO}\text{mSiO}_2\text{cH}_2\text{O}$  и  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и высвобождается гидроксид натрия.

С повышением температуры скорость и степень обескремнивания увеличиваются за счет снижения равновесной концентрации гидрограната и увеличения в нем содержания кремнезема. Степень обескремнивания снижается с ростом концентрации глинозема и почти не зависит от содержания щелочи (слабая обратная зависимость). В калиевых растворах степень обескремнивания ниже вследствие его более высокой активности.

**Роль соды в процессе обескремнивания.** Наличие соды  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  в растворе приводит к разделению ди-

граммы состояния кальций-натриевого алюмосиликатного раствора на две новые области с равновесной кривой, описываемой зависимостью (г/л):

$$(\text{Na}_2\text{O})_x = 0,00315(\text{Na}_2\text{O})_y^2, \quad (2)$$

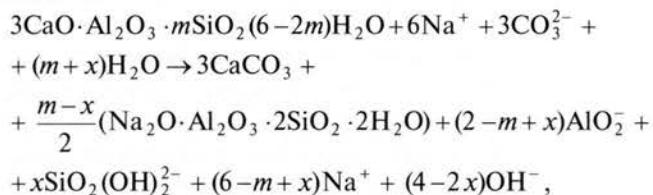
где  $(\text{Na}_2\text{O})_x$  – содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в составе соды  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ;

$(\text{Na}_2\text{O})_y$  – содержание  $\text{Na}_2\text{O}$  в составе алюмосиликатов. Ниже этого содержания компонент  $(\text{Na}_2\text{O})_x$  не влияет на описанный выше процесс образования гидрогранатов.

При содержании  $(\text{Na}_2\text{O})_y$  выше равновесного происходит обменная реакция с известью с образованием  $\text{CaCO}_3$ . Это сопровождается более глубоким обескремниванием раствора, механизм которого в литературе не обсуждается. Вероятно, это связано со снижением растворимости гидрогранатов при добавлении в систему нового компонента –  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ .

Замена извести на карбонат кальция в ненасыщенных алюмосиликатных растворах не изменяет процесса образования гидрогранатов, однако вместо высвобождения щелочи в этом случае в электролите переходит карбонат натрия и электролит может полностью перейти в чистый карбонатный раствор. Таким способом из гидрогранатов регенерируют щелочь, глинозем и кремнезем с получением осадка  $\text{CaCO}_3$ . Равновесный алюмосиликатный раствор не содержит свободного гидроксида алюминия и пригоден вновь для реализации высококачественного процесса МДО.

Взаимодействие осадка гидрогранатов с содовым раствором протекает по следующей реакции:



где  $m > x$ .

Следовательно, добавляя в электролит определенное количество  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ , можно восстановить его исходный состав по содержанию  $\text{R}_2\text{O}$ ; при этом содержание алюмосиликатов в нем должно устанавливаться на уровне равновесного раствора за счет растворения ГАСН, образующегося в этой реакции. В случае полной регенерации гидрогранатов при добавлении достаточного для этого процесса количества  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  осадок содержит около 85 %  $\text{CaCO}_3$ , 3,5 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 2...2,5 %  $\text{Na}_2\text{O}$  и 3 %  $\text{SiO}_2$ . Этот осадок вновь вводят в электролит до тех пор, пока он не перейдет в раствор чистого карбоната натрия. При этом образу-

ются осадки из смеси  $\text{Na}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-2\text{CO}_2-3\text{H}_2\text{O}$  с гидроксидом алюминия, загрязненные ГАСН. При их обработке алюминатным раствором с  $\alpha_k = 3\dots 3,5$  происходит очистка от кремния за счет его перехода в раствор.

**Влияние различных факторов на характеристики электролита.** Кроме алюминия в состав промышленных алюминиевых сплавов в зависимости от марки сплава входят такие элементы, как кремний, медь, магний, цинк, никель, марганец, титан и др. Остальные элементы могут присутствовать в незначительных количествах или как специальные легирующие добавки.

Все металлы, проявляющие в растворах постоянную валентность, удаляются при добавлении извести в осадок. В растворе гидроксиды этих металлов находятся в дисперсном состоянии, поскольку в щелочном электролите они или не растворимы, или имеют малую растворимость, не оказывающую существенного влияния на процесс МДО. В пересыщенном алюмосиликатном растворе они начинают выпадать в осадок вместе с ГАСН и могут образовывать соединения как с натрием, так и с кальцием. О составе этих соединений можно судить по их присутствию в природных минералах. Титан образует титанат  $\text{Na}_2\text{TiO}_3$ , переходящий затем в нерастворимый метатитанат  $\text{NaHTiO}_3$  или соединение  $\text{Na}_2\text{O}\cdot 2\text{TiO}_2\cdot 2\text{SiO}_2$  (минерал рамзант), а также титанат  $2\text{CaOTiO}_2\cdot n\text{H}_2\text{O}$  или  $\text{CaOTiO}_2\text{SiO}_2$ . В алюминатных растворах образуется также соединение  $\text{Na}_2\text{O}\cdot 3\text{TiO}_2\cdot 2,5\text{H}_2\text{O}$ . При промывке осадка эти соединения частично гидролизуются с выделением гидроксида титана. Соединения с другими металлами проходят подобный цикл или выпадают сразу в виде гидроксидов.

Вредными примесями в оксидающем алюминием сплаве являются цинк и олово. Изотермы равновесия системы  $\text{Na}_2\text{O} - \text{ZnO} - \text{H}_2\text{O}$  подобны системе  $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{H}_2\text{O}$ , однако с точки зрения свойств покрытий оксид цинка или олова не может быть заменителем оксида алюминия или кремния.

Ванадий образует кислотный оксид, растворимый в щелочах. При накоплении в растворе  $\text{V}_2\text{O}_3$  более 0,7 г/л он также выпадает в осадок в виде  $\text{Na}_2\text{VO}_4$ , при этом повышая дисперсность осадка гидроксида алюминия. Аналогично ведет себя и вольфрам.

При барботировании электролита сжатым воздухом, в котором всегда присутствует углекислый газ, в электролите накапливается  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ . Если его присутствие в электролите нежелательно, то при добавлении в него растворимых соединений бария углекислота, а также ионы  $\text{SO}_4^{2-}$  переходят в осадок, так как растворимость карбоната и сульфата бария в щелочных растворах ничтожна. В алюминатном электролите ионы

$\text{SO}_4^{2-}$  нейтрализуются добавкой извести, поскольку образуется практически нерастворимое соединение – этtringит  $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot3\text{CaSO}_4\cdot32\text{H}_2\text{O}$ , что доказано исследованиями процессов твердения цементов [7].

Очень важно удалять из электролита ионы  $\text{SO}_4^{2-}$ , поскольку они наряду с ионами  $\text{Cl}^-$  и  $\text{NO}_3^-$  нарушают нормальный процесс МДО, смешая его в сторону электрохимического фрезерования [12–14]. Ионы хлора удаляются при добавлении растворимых солей серебра, а ионы  $\text{NO}_3^-$  удаляются только способами деионизации воды.

Влияние ионов двух- и трехвалентного железа различно. Двухвалентное железо стабилизирует электролит вследствие повышения его растворимости и способности давать коллоидные суспензии, а  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  ускоряет разложение электролита. Возможно образование следующих соединений:  $\text{FeOTiO}_2$  (ильменит), твердый раствор  $\text{Fe}_3\text{O}_4\text{-TiO}_2$  (титаномагнетит),  $8\text{Fe}_2\text{O}_3\cdot\text{TiO}_2\cdot6\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ . Примеси хрома уходят в осадок в виде гидроксида хрома. Присутствие ионов трехвалентного хрома в электролите окрашивает его в зеленый цвет.

Практическое значение имеют добавки, способствующие переходу  $\gamma = \text{Al}_2\text{O}_3$  в  $\alpha$ -фазу в зоне микродугового разряда. К таким добавкам относятся ионы фтора и бора. Так, присутствие в покрытии 0,5...1 %  $\text{AlF}_3$  или 0,1...0,2 %  $\text{B}_2\text{O}_3$  увеличивает выход  $\alpha$ -фазы при температуре обжига 1200 °C в течение 20...30 мин с 20...30 до 80 % и более. Фтор, кроме того, повышает дисперсность структуры.

Выше отмечено, что в алюмокалиевых электролитах равновесное содержание кремния в несколько раз выше. Присутствие калия ускоряет также кристаллизацию гидроксида алюминия и делает ее глубже [8]. В интервале изменения в электролите содержания каждого из двух компонентов  $\text{R}_2\text{O}$  от 0 до 100 % самая низкая скорость кристаллизации наблюдается при их одинаковом молярном содержании в электролите (для суммарной концентрации  $\text{R}_2\text{O}$ , равной 400...500 г/л). Из смешанного раствора, содержащего до 60 %  $\text{K}_2\text{O}$ , кристаллизуется гидроалюминат натрия, затем при повышении концентрации  $\text{K}_2\text{O}$  до 80 % выпадают смеси гидроалюминатов натрия и калия, и лишь при 80...100 %  $\text{K}_2\text{O}$  выпадает  $\text{K}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot3\text{H}_2\text{O}$ .

Специальные добавки в электролит могут оказывать стабилизирующее или коагулирующее действие. К стабилизаторам относятся ржаная мука, машинное масло, торф, крахмал,  $\text{Na}_2\text{KMnO}_4$  (карбоксиметилцеллюлоза). К нейтральным добавкам относятся  $\text{Na}_3\text{PO}_4$ ,  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ . Ускоряют разложение электролита  $\text{AlF}_3$ ,  $\text{Al}$ ,  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  (несколько процентов  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ),  $\text{SiO}_2$ . При этом алюминий в электролит попадает в процессе МДО.

Присутствие в электролите неокисленного алюминия можно обнаружить по следующим признакам:

1) если в образовавшийся осадок добавить гидроксид кальция, то наблюдается выделение пузырьков газа по реакции



2) при добавлении в электролит  $\text{KMnO}_4$  розовый цвет раствора меняется в течение нескольких минут (или часов) сначала на синий, затем бурый или изумрудно-зеленый.

Для ускорения осаждения образующихся нерастворимых соединений при регенерации электролита применяют новые коагулянты и флокулянты. Высокоэффективна добавка "сепарана" в количестве нескольких сотых процента от массы твердого осадка. Эффективны также добавки высокомолекулярных модифицированных полиакриламидных соединений типа "седипур" в количестве 0,03...0,07 % от массы осадка. Скорость осаждения уменьшается при отклонении от температуры 30 °C в обе стороны. Процессу осаждения предшествует этап накопления в электролите мицелл коллоидных частиц, несущих отрицательный или положительный заряд, препятствующий их коагуляции. На поверхности частиц происходит обменная адсорбция путем вытеснения одних ионов другими. Известен следующий катионный ряд вытеснения всех правостоящих ионов левостоящими:  $\text{H}^+ > \text{Al}^{3+} > \text{Ca}^{2+} > \text{Mg}^{2+} > \text{NH}_4^+ > \text{K}^+ > \text{Na}^+ > \text{Li}^+$ . По этой закономерности наивысшей коагулирующей способностью обладает ион  $\text{H}^+$ , а калиевые алюминаты имеют меньшее равновесное содержание глиноzemа.

В анионном ряду определяющим фактором оказывается степень поляризуемости. Вследствие этого наивысшей коагулирующей способностью обладают ионы  $\text{SO}_4^{2-}$  и  $\text{F}^-$ , а наименьшей –  $\text{OH}^-$ .

Еще одним условием коагуляции является образование малорастворимого соединения между коагулирующими ионами и потенциалобразующими ионами коллоидных частиц. Это явление отмечается при добавлении в электролит извести с образованием затем гидрогранатов.

При приготовлении растворов заданной концентрации необходимо знать плотности входящих в него веществ, поскольку плотности алюмосиликатных растворов не известны. Гидроксид алюминия присутствует в электролите в виде гиббсита с плотностью 2,46 г/см<sup>3</sup>. Плотности гидроксидов натрия и калия равны соответственно 2,13 и 2,12 г/см<sup>3</sup>.

Между концентрациями растворов, выраженных в граммах растворенного вещества на 100 г растворите-

ля ( $S$ ), и процентной концентрацией ( $P$ ) имеется следующая связь:

$$S = \frac{100P}{100 - P}.$$

Молярная концентрация

$$M = \frac{1000S\rho}{(100 + S)M_b},$$

где  $\rho$  — плотность получаемого раствора, г/см<sup>3</sup>;

$M_b$  — мольная масса растворенного вещества, г/моль.

### Выводы

1. Постепенный переход силикатного электролита в алюмосиликатный сопровождается образованием твердых фаз гидроалюмосиликатов натрия или калия. Их состав по мере накопления в электролите ионов  $AlO_4^-$  и уменьшения соотношения  $SiO_2/Al_2O_3$  изменяется, а электролит обедняется щелочью и кремнеземом.

2. Малорастворимые ГАСН образуются в зонах микродуг с температурой 100 °C и выше. При температурах порядка 30 °C ГАСН не образуются вследствие их высокой растворимости при этой температуре.

3. Регенерация щелочи возможна при добавлении в электролит извести; при этом натрий в ГАСН замещается кальцием, образующим малорастворимые гидрогранаты.

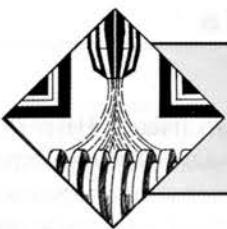
4. При последующей добавке соды происходит регенерация глинозема и кремнезема; при этом гидрогранаты превращаются в осадок  $CaCO_3$ . Минимальное содержание соды, вызывающее выпадение  $CaCO_3$ , определяется зависимостью (2).

5. Химический состав оксируемого алюминиевого сплава влияет на эволюцию алюминатного раствора электролита, обогащая его кремнием. Вредными элементами в сплаве являются цинк и олово. Присутствие кислотных анионов сильных кислот нарушает процесс МДО, увеличивая растворимость алюминия. Добавками солей бария и извести они связываются в нерастворимые или малорастворимые (этtringит) соединения.

6. Присутствие в покрытии  $B_2O_3$  увеличивает выход  $\alpha-Al_2O_3$ , а фтор повышает дисперсность структуры. Добавка коагулянтов типа "сепаран" и "седипур" в электролит в количестве до 0,1 % массы ожидаемого осадка резко ускоряет процесс осаждения.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Марков Г.А., Терлеева О.П., Шулепко Е.К. Микродуговые и дуговые методы нанесения защитных покрытий // Сб. тр. МИНХиГП им. И.М. Губкина, М., 1985. Вып. 185. С. 54–66.
2. Физико-механические характеристики и износостойкость покрытий, нанесенных методом микродугового оксидирования / В.Н. Малышев, С.И. Булычев, Г.А. Марков и др. // Физика и химия обработки материалов. 1985. № 1. С. 82–87.
3. Микродуговое оксидирование / Г.А. Марков, В.И. Белеванцев, О.П. Терлеева и др. // Вестн. МГТУ. Сер. Машиностроение. 1992. № 1. С. 34–56.
4. Федоров В.А., Белозеров В.В., Великосельская Н.Д. Формирование упрочненных поверхностных слоев методом микродугового оксидирования в различных электролитах и при изменении токовых режимов // Физика и химия обработки материалов. 1991. № 1. С. 87–93.
5. Булычев С.И., Федоров В.А., Данилевский В.П. Кинетика формирования покрытия в процессе микродугового оксидирования // Физика и химия обработки материалов. 1993. № 6. С. 53–59.
6. Певзнер И.З., Макаров Н.А. Обескремнивание алюминиевых растворов. М.: Металлургия, 1974. 113 с.
7. Производство глинозема / А.И. Лайнер, Н.И. Еремин, Ю.А. Лайнер, И.З. Певзнер. М.: Металлургия, 1978. 344 с.
8. Певзнер И.З., Райzman В.Л. Автоклавные процессы в производстве глинозема. М.: Металлургия, 1983. 128 с.
9. Торопов Н.А. Диаграммы состояния силикатных систем: справ. Вып. 1. М.; Л.: Наука, 1965. 546 с.
10. Сажин В.С. Новые гидрохимические способы получения глинозема. Киев: Наук. думка, 1979. 208 с.
11. Тимашев В.В. Синтез и гидратация вяжущих материалов. Избранные труды. М.: Наука, 1986. 377 с.
12. Аверьянов Е.Е. Справочник по анодированию. М.: Машиностроение, 1988. 224 с.
13. Электрофизические и электрохимические методы обработки материалов. Т. 1 / Б.А. Артамонов, Ю.С. Волков, В.Н. Дрожалова и др.; под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высш. шк., 1983. 247 с.
14. Орлов В.Ф., Чугунов Б.И. Электрохимическое формообразование. М.: Машиностроение, 1990. 240 с.



# МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

УДК 621.791.92

В.М. Неровный (МГТУ им. Н.Э. Баумана)

## Ремонт втулок торцового уплотнения гидропривода ГСТ-90 дуговой наплавкой в вакууме

Предложен способ восстановления рабочей поверхности уплотнительного пояска втулки из стали ШХ15СГ дуговой наплавкой в вакууме в режиме пайки с подачей гранулированного микропорошка, что позволяет получать наплавленный металл с однородной мелкодисперсной структурой без образования трещин. Исследования показали, что восстановление геометрических размеров уплотнительного пояска втулок указанным методом дает возможность увеличить их ресурс в 1,1...1,3 раза по сравнению с ресурсом новых втулок.

The renewal bushes of face seal of hydraulic actuator by arc fusing in vacuum is devoted. The method of restoration of a working surface sealing corbel of bush from steel ШХ15СГ by arc fusing in vacuum in a mode of soldering with submission of the granulated micropowder that has allow to receive fused metal with homogeneous fine-dispersated structure without of cracks is offered. Researches have shown, that restoration of the geometrical sizes sealing corbel of bush by this method allow to prolong in addition a resource of their work in 1,1...1,3 times in comparison with new bushes.

Многие сельскохозяйственные машины (КСКУ-6, КСК-100, КПГ-5Г, КС-6Б, КСК-4 и др.) оснащены гидроприводом ГСТ-90. Его ресурс составляет 5000 ч и определяется в основном работоспособностью втулок торцового уплотнения, представляющих собой тонкостенную прецизионную деталь из стали ШХ15СГ (рис. 1). Износ уплотнительного пояска всего на 0,3...0,4 мм приводит к значительным утечкам рабочей жидкости и снижению КПД всего агрегата, хотя втулка вполне пригодна для дальнейшей эксплуатации.

Анализ требований к эксплуатации втулок подобного типа показал, что метод восстановления уплотнительных поясков должен отвечать следующим условиям:

- 1) плотность и прочность сцепления износостойкого слоя с основным металлом должны быть на уровне металлической связи;
- 2) малые масса и жесткость втулки, повышенные требования к сохранению ее формы и размеров обу-



Рис. 1. Втулка торцового уплотнения гидропривода ГСТ-90

словливают ведение процесса нанесения слоя при минимально возможном тепловложении в деталь;

3) сталь ШХ15СГ относится к классу трудноввариваемых, поэтому процесс наплавки целесообразно вести в режиме пайки, т.е. без подплавления основного материала; при этом эксплуатационные характеристики восстановленного слоя толщиной менее 1 мм, по крайней мере, не должны уступать аналогичным характеристикам основного материала;

4) поскольку современные износостойкие присадочные материалы для наплавки тонких слоев изготавливают исключительно в виде гранулированных микропорошков, процесс восстановления уплотнительного пояска втулки должен базироваться на применении порошковых присадочных материалов;

5) требуемые эксплуатационные свойства восстанавливаемого слоя можно обеспечить при наплавке гранулированного порошка системы Ni—Cr—Si—B, например ПГ-СР4 [1];

6) для восстановления втулок целесообразно применять способы наплавки высококонцентрированными источниками энергии.

Лазерная наплавка позволяет решить ряд проблем, в частности существенно снизить остаточные напряжения и деформации в детали, получить минимальное перемешивание наплавочного и основного металлов. Высокая концентрация энергии в пятне нагрева и соответствующая скорость обработки

(1,0...3,0 см/с) позволяют уменьшить дисперсность структуры и повысить износостойкость в несколько раз в сравнении с традиционными способами наплавки. Возможность фокусирования лазерного луча до диаметра, соизмеримого с шириной уплотнительного пояска втулки, позволяет восстанавливать ее без нарушения размеров, а также уменьшить до минимума зону термического влияния [2, 3].

Однако главными причинами, сдерживающими внедрение процесса лазерной наплавки с подачей порошка ПГ-СР4, являются высокая вероятность образования в наплавленном слое трещин, интенсивное выгорание и окисление легирующих компонентов наплавленного слоя, существенно снижающих эксплуатационные характеристики восстановленной детали, и низкая эффективность процесса [3].

Электронно-лучевая наплавка пучками низкой энергии благодаря ряду преимуществ (более высокий, чем при лазерной наплавке, КПД, значительно меньшие энергозатраты, вакуумная дегазация и рафинирование наплавленного металла) является перспективным методом восстановления втулок [3, 4].

Вместе с тем высокие стоимость лазерного и электронно-лучевого оборудования, затраты на их эксплуатацию и требования к квалификации обслуживающего персонала фактически послужили определяющим фактором при отказе от внедрения в серийное производство методов восстановления наплавкой уплотнительного пояска втулки высококонцентрированными потоками энергии.

По мнению автора, для восстановления уплотнительного пояска втулок целесообразно использовать процесс дуговой наплавки в вакууме с подачей присадочного материала в виде гранулированного микропорошка. Преимущества этого способа заключаются в низких стоимости оборудования, требованиях к электробезопасности и квалификации обслуживающего персонала, в высокой эффективности вакуумной защиты и возможности получать слой толщиной 0,5...0,8 мм, однородный по химическому составу и практически без перемешивания с основным металлом [5].

Цель работы – повышение ресурса торцевого уплотнения втулок из стали ШХ15СГ, работающих в условиях интенсивного изнашивания, путем восстановления ее уплотнительного пояска дуговой порошковой наплавкой в вакууме.

Процесс наплавки проводили с использованием локального источника энергии – дугового разряда с полым катодом (ДРПК) на вакуумной установке СДВ-11. В вакуумной камере объемом 0,4 м<sup>3</sup> размещены горелка с полым катодом, питатель для подачи порошкового присадочного материала и приспособление, обеспечивающее вращение восстанавливаемой детали. Вакуумная система, состоящая из бустер-

ного насоса БН-3 и форвакуумного насоса НВЗ-75, обеспечивает в процессе наплавки давление в камере 0,2...0,5 Па. В полость катода подается плазмообразующий газ – аргон – с массовой подачей в пределах 1,0...1,8 мг/с (2,0...3,6 л/ч при атмосферном давлении). В качестве источника питания можно использовать источники типа ВД-306 или ТИР-315.

Полые катоды изготавливали из tantalовой фольги с диаметром полости 2,8...3,0 мм. Питатель вибрационного типа обеспечивал подачу порошкового материала грануляцией от 100 до 300 мкм [6].

Расчетно-экспериментальные исследования тепловых процессов показали, что при порошковой наплавке движущимся нормально-круговым источником энергии обеспечить требуемое качество наплавленного слоя на детали типа втулки удается в сравнительно узком диапазоне изменения критической плотности теплового потока (600...800 Вт/см<sup>2</sup>), превышение которой неизбежно приводит к подплавлению основного металла [5].

Исследования процесса качественного формирования наплавленного слоя на торцовой поверхности уплотнительного пояска втулки показали, что доля эффективной мощности ДРПК в диффузной форме на токах 30...40 А в зоне наплавки довольно низкая – примерно 10...15 % всей эффективной мощности ДРПК. Следовательно, чтобы прогреть торцовую поверхность уплотнительного пояска в зоне воздействия разряда до температуры смачивания (900...1150 °C), необходимо повысить мощность ДРПК либо при неизменной мощности повысить концентрацию энергии на аноде, т.е. уменьшить диаметр пятна нагрева. Достигнуть эффективного повышения мощности можно в основном за счет увеличения разрядного тока. Однако при токах выше 45...50 А анодное падение потенциала возрастает независимо от площади анода [5]. При этом увеличивается вероятность перехода ДРПК из диффузной формы в контрагированную (сжатую), что недопустимо при наплавке, так как плотность теплового потока в центре пятна нагрева в этом случае превышает критическую плотность для наплавки в режиме пайки в несколько раз [5].

На взгляд автора, при дуговой наплавке в режиме пайки торцовой поверхности уплотнительного пояска втулки более совершенным и универсальным является прием управления радиальным распределением плотности теплового потока и увеличения эффективной мощности ДРПК путем воздействия на него аксиально-симметричным неоднородным магнитным полем. В этом случае гибко и с достаточной точностью можно управлять скоростью нагрева и температурным полем в зоне обработки путем изменения тока в магнитной катушке.

Предварительные исследования по нанесению слоя на торцовую поверхность уплотнительного пояска втулки дуговой наплавкой в вакууме показали, что при подаче порошкового материала перед ДРПК нагрев основы, по сути, осуществляется через слой присадки, теплопроводность которой в начальный момент нагрева вплоть до ее плавления на порядок и более ниже, чем основного металла. Вследствие этого скорости нагрева порошковой присадки и основы до температуры пайки резко различаются. Порошковый материал расплавляется практически еще на холодной торцовой поверхности и за счет сил поверхностного натяжения собирается в каплю, которая начинает растекаться по торцовой поверхности лишь при ее нагреве практически до температуры смачиваемости. В таких условиях присадочный материал (порошок ПГ-СР4) может существенно перегреться и изменить свой химический состав вследствие заметного испарения при низком давлении элементов с высокой упругостью паров (в частности, Cr). С технологической точки зрения при нанесении первого слоя рационально подавать порошковый материал на торцовую поверхность, заранее подготовленную для смачивания.

Исследования показали, что для качественного нанесения слоя на торцовую поверхность уплотнительного кольца втулки дуговой порошковой наплавкой в режиме пайки в вакууме необходимо соблюдать следующие условия.

1. Втулку устанавливают в массивное приспособление из меди, которое обеспечивает экранирование от теплового воздействия ДРПК поверхности тонкой полки и интенсивный теплоотвод от детали.

2. Возбуждают ДРПК на технологической площадке приспособления. Устанавливают параметры ДРПК: ток разряда  $I = 25...30$  А, напряжение  $U = 22...24$  В, длина дугового промежутка  $l = 15...20$  мм, подача аргона через полость катода  $G = 1,3...1,7$  мг/с.

3. Приводят во вращение приспособление с частотой  $4,8...5,0$  об/мин (линейная скорость наплавки  $v = 1,2...1,3$  см/с).

4. Совмещают центральную часть пятна нагрева ДРПК с торцовой поверхностью пояска; при этом его поверхность нагревается до температуры  $t = 200...400$  °C. При включении аксиально-симметричного магнитного поля, создаваемого соленоидом с магнитодвижущей силой 300...350 А, диаметр пятна нагрева уменьшается в 2...2,5 раза и плотность теплового потока в центре пятна нагрева достигает 600...800 Вт/см<sup>2</sup>, что обеспечивает после одного-двух оборотов детали нагрев поверхности до  $t = 1000...1150$  °C.

5. Осуществляют подачу порошкового материала в пределах 2,5...3,0 г/мин. При этом торец подающей трубы диаметром 1,5 мм устанавливают со смещением от центра пятна нагрева (в противоположную на-



Рис. 2. Рабочая поверхность уплотнительного пояска втулок, восстановленных дуговой порошковой наплавкой в вакууме

правлению наплавки сторону) на 2,0...2,5 мм и на высоте от наплавляемой поверхности 2,8...3,3 мм. Благодаря нагреву поверхности до  $t = 1000...1150$  °C частицы порошка подплавляются и "прилипают" к ней. После нанесения таким образом порошка на поверхность по всему кольцу подачу порошка прекращают. При последующем проходе на том же режиме "прилипшие" частицы порошка расплавляются и рас текаются по поверхности.

6. При наплавке второго и последующих слоев образуется жидккая ванна, попадая в которую частицы порошка расплавляются, и поэтому необходимость в последующем "холостом" проходе отпадает. В этом случае целесообразно ток ДРПК снизить на 5...6 А, что позволяет увеличить высоту наплавленного слоя при некотором уменьшении его ширины. Требуемая высота наплавки, равная 0,6...0,8 мм, получается после пяти-шести оборотов детали.

Предлагаемым способом была восстановлена партия втулок. При визуальном осмотре поверхностных дефектов не обнаружено. Поверхность наплавленного слоя достаточно гладкая, без резких периодических изменений рельефа (рис. 2). Выборочный контроль с помощью металлографического и рентгеноструктурного анализа подтвердил высокое качество наплавленного слоя (отсутствие пор и трещин). Граница зоны сплавления четкая, подплавление основного металла отсутствовало (рис. 3). Вакуумная защита наплавленного металла позволила избежать его окисления и способствовала переносу элементов из исходной композиции в покрытие.

Для качественной оценки распределения концентраций элементов от поверхности покрытия к основному металлу проведены исследования на микрорентгеноспектральном анализаторе "Камебакс". Анализ распределения элементов по толщине покрытия показал: концентрационные кривые Ni, Cr и Si по глубине покрытия практически не изменяются, что соответствует соотношению элементов в материале ПГ-СР4. При переходе от наплавленного слоя к основному металлу наблюдается резкое снижение концентрации

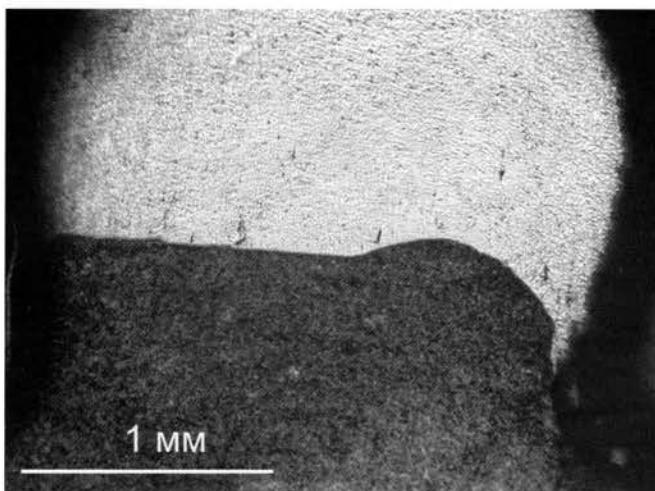


Рис. 3. Макроструктура наплавленного слоя

указанных элементов (практически до нуля). Это свидетельствует об отсутствии подплавления основного металла и перемешивания его с наносимым слоем.

В наплавленном слое лишь вблизи основного металла наблюдается некоторое увеличение содержания Fe (до 7...8 %) в сравнении с исходной композицией порошка ПГ-СР4 (4...5 %), что объясняется его диффузией из основного металла в наплавленный. Это позволяет сделать вывод о диффузионном взаимодействии в системе основной металл–наплавленный металл, обусловленном возникновением металлических связей. Диффузионное взаимодействие вызывает расширение зоны объемного взаимодействия, что, в свою очередь, приводит к возрастанию прочности и надежности соединения [7].

Испытания, проведенные А.В. Бурякиным, показали, что восстановленные втулки обладают высокой работоспособностью. При этом их ресурс увеличился в 1,1...1,3 раза в сравнении с новыми. Полученные результаты позволяют утверждать, что дуговая наплавка в режиме пайки в вакууме с подачей гранулированного порошка ПГ-СР4 дает возможность наносить износостойкий слой с высокой прочностью сцепления с основой, обусловленной диффузионным взаимодействием, и при этом обеспечить изменения размеров и формы втулок в пределах допуска.

### Выводы

- При эксплуатации втулок торцевого уплотнения установлено, что для повышения их надежности и ресурса рабочую поверхность уплотнительного пояска следует восстанавливать путем нанесения гранулированного микропорошка типа ПГ-СР4 при сохранении исходных механических свойств основного металла. Наиболее эффективным для этой цели представляется применение способа дуговой наплавки в

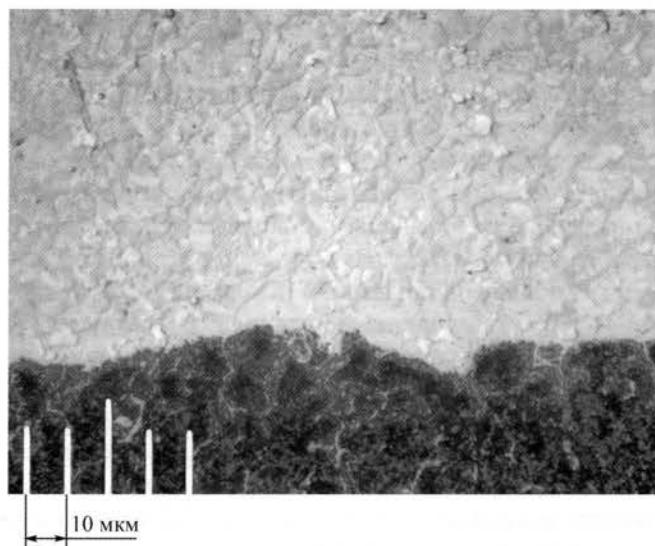


Рис. 4. Микроструктура наплавленного слоя при дуговой наплавке в вакууме гранулированного микропорошка ПГ-СР4

вакууме в режиме пайки с подачей гранулированного микропорошка.

2. Реализация процесса с предварительным нагревом ДРПК торцовой поверхности уплотнительного пояска втулки до температур 1000...1150 °C и последующей подачей металлического порошка позволяет осуществлять наплавку в режиме пайки и получать наплавленный металл с однородной мелкодисперсной структурой без образования трещин.

3. Исследования показали, что восстановление геометрических размеров уплотнительного пояска втулок дуговой порошковой наплавкой в вакууме позволяет повысить их ресурс в 1,1...1,3 раза в сравнении с новыми.

### ЛИТЕРАТУРА

- Рябцев И.А. Наплавка деталей машин и механизмов. Киев: Екотехнологія, 2004. 160 с.
- Анализ условий образования трещин при лазерной наплавке порошковой системы Ni–Cr–B–Si / В.П. Морозов, А.И. Мисюров, А.Г. Григорьянц и др. // Сварочное производство. 1987. № 5. С. 32–34.
- Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
- Шипко А.А., Поболь И.Л., Урбан И.Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. Минск: Наука і тэхніка, 1995. 278 с.
- Неровный В.М., Ямпольский В.М. Сварочные дуговые процессы в вакууме. М.: Машиностроение, 2002. 264 с.
- Неровный В.М., Чернова Т.Г. Порошковые питатели для дуговой пайки и наплавки в вакууме // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2002. № 1. С. 17–20.
- Лашко С.В., Лашко Н.Ф. Пайка металлов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1988. 376 с.

УДК 621.03:620.179.16

**М.А. Теслина, С.Н. Химухин, А.Д. Верхотуров**  
*(Институт материаловедения  
Хабаровского научного центра ДВО РАН)*

## Формирование эрозионных частиц при электроискровой обработке

*Приведены результаты исследования структуры эрозионных частиц, образующихся при электроискровой обработке, и механизма ее формирования. Установлено, что механизм формирования и внутренняя структура эрозионных частиц изменяются при появлении на электродах переплавленного слоя. Увеличение исходной шероховатости поверхности электродов приводит к уменьшению количества эрозионных частиц и росту их размеров.*

*The results of the research of the erosion particles structure and the mechanism of its formation during electro spark alloying are presents. It is found that the formation mechanism and the inner structure of the erosion particles are changed when the remelted layer appear on the electrodes. The increase of original roughness of electrode surface causes the lowering of the erosion particles number and the growth of their sizes.*

### Введение

Получение новых и модифицирование традиционно использующихся в машиностроении материалов связаны с применением концентрированных потоков энергии, к числу которых относится электроискровое легирование (ЭИЛ). Преимуществами метода ЭИЛ являются: возможность нанесения на обрабатываемую поверхность компактным электродом токо-проводящих материалов, высокая прочность сцепления наносимого слоя с материалом основы, низкая энергоемкость процесса, простота операций. Однако метод обладает и рядом недостатков, которые сдерживают его широкое внедрение в промышленное производство: небольшая толщина слоев, низкая автоматизация процесса обработки, отсутствие достаточного количества информации о закономерностях формирования макро- и микроструктурного строения материалов, подвергаемых электроискровому воздействию.

Сложность установления этих закономерностей вызвана тем, что слой формируется фактически за-калкой из жидкого состояния, и структура этого слоя, как правило, не выявляется. Традиционно в литературе он называется "белым слоем" [1]. В отдельных случаях структура материала слоя выявляется при использовании некоторых металлов, посредством теплового травления или подбора специальных реактивов. Так, в случае применения электродов на основе меди структуру слоев можно выявить металлографическим травлением, что позволяет использовать медь в качестве модельного материала для изучения процесса структурообразования при ЭИЛ. Процесс электроискровой обработки всегда сопровождается разлетом эрозионных частиц. Исследование закономерно-

стей формирования их структуры позволит получить дополнительную информацию об изменении состояния металла в процессе обработки и процессах структурообразования в самом слое.

### Методика эксперимента

Электроискровую обработку проводили с применением серийно производимых установок: "Элитрон 22А" (установка 1) и "Корона-1103" (установка 2), энергия одного импульса которых примерно одинакова (0,06...0,08 Дж). Основное различие их параметров заключается в длительности импульса, которая составляет 300 и 50 мкс соответственно [2]. В качестве материала для электродов использовали проводную медь.

Эрозионные частицы во время электроискрового процесса естественным образом осаждались на пластину из органического стекла размером 15×40 мм, расположенную в одной плоскости с катодом. Предварительно пластину покрывали тонким слоем эпоксидной композиции. Закрепление эрозионных частиц позволило исследовать их распределение по размерам в зависимости от расстояния до места обработки и изучить внутреннюю структуру методами металлографии. Между указанной пластиной и катодом устанавливали шторку с высотой пропускного окна 5 мм и шириной 15 мм. В стенку окна шторки был встроен фотодиод, который служил для измерения скорости разлета эрозионных частиц.

Дополнительно проводили фотографирование момента разлета эрозионных частиц цифровой фотокамерой Nicon Coolpix 4500 с экспозицией 1/1000...1/2000 с. Напротив объектива фотокамеры, непосредственно за электродами, располагали экран с масштабной сеткой, что позволило оценить скоро-

сти разлета эрозионных частиц. Для определения очередности стадий искрового процесса рядом с этим экраном размещали экран электронно-лучевого осциллографа; известная скорость развертки луча позволяла уточнить время экспозиции при фотографировании и очередьность стадии процесса [3]. Подсчет числа эрозионных частиц осуществляли в соответствии со стандартными методиками [4].

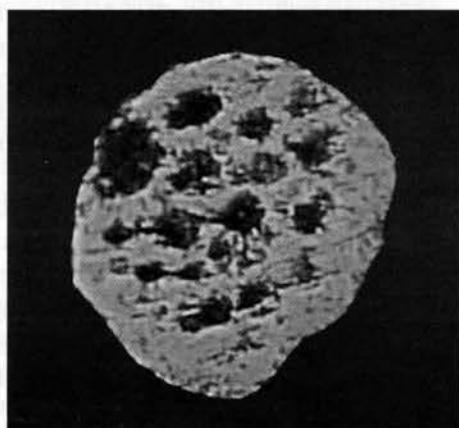
В практике ЭИЛ перед нанесением покрытия на деталь ранее не использовавшимся анодом принято проводить его приработку. Приработка заключается в том, что оператор некоторое время (около 5 с на рабочей поверхности площадью примерно  $1 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$ ) новым анодом обрабатывает материал, который по составу соответствует материалу детали. Известно, что приработка позволяет увеличить массу перенесенного на деталь материала анода (массоперенос). В литературе отсутствует объяснение этого технологического приема, но исходя из закономерностей структурообразования при ЭИЛ можно предположить, что приработка позволяет заранее сформировать на поверхности анода переплавленный слой (вторичную структуру) с определенными свойствами.

### Результаты исследований и их обсуждение

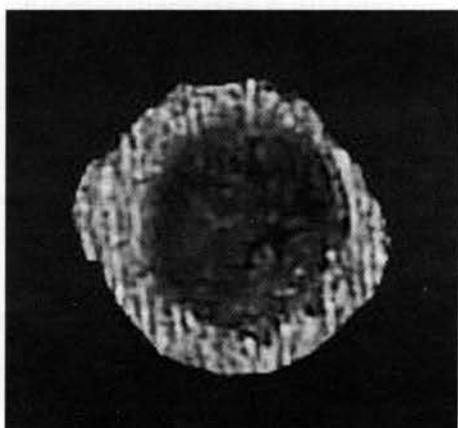
При исследовании макроструктуры эрозионных частиц установлено, что они имеют в основном глобулярную форму. Поверхность частиц волнистая, что обусловлено гидродинамическими процессами, сопровождающими кристаллизацию, которая протекает в основном во время полета. Исследование поперечных шлифов частиц позволило выявить их микроструктуру. Внутри подавляющего количества частиц содержатся глобулярные или близкие к ним по форме пустоты в виде пор. В одних частицах поры располагаются равномерно, образуя рассеянную пористость (рис. 1, а). В других, частицы имеют одну крупную концентрированную пору (рис. 1, б), которая занимает более 35 % объема всей эрозионной частицы, что намного больше усадки для меди при кристаллизации в равновесных условиях. В большинстве случаев крупная пора имеет сообщение с внешней средой (один-два выхода наружу).

Исследуя механизм формирования эрозионных частиц в динамике, проводили фотографирование момента их разлета. В условиях затемнения летящая частица на снимке оставляет светящийся трек, яркость которого уменьшается по мере удаления от места разлета. Снижение яркости свидетельствует об уменьшении температуры на поверхности частицы. На некоторых треках видны точки повышенной яркости, в которых заметно раздвоение трека или изменение его направления. Анализируя полученные результаты, можно предложить следующий механизм их формирования. Сначала на поверхности летящей жидкой капли формируется оболочка из закристаллизовавшегося металла, после этого из продолжающегося охлаждаться внутри частицы расплава выделяется растворенный в металле газ, давление внутри частицы увеличивается, что и приводит к прорыву жидкого металла, насыщенного газом, во внешнюю среду. Прямыми доказательством указанного механизма формирования служат частицы, обнаруженные авторами в момент прорыва жидкого металла.

В ходе исследования фотографий разлета эрозионных частиц в случае использования электродов, изготовленных из других материалов (алюминий, сталь, вольфрам), обнаружены некоторые отличительные особенности механизма их формирования (рис. 2), хотя в целом механизм формирования эрозионных частиц имеет схожие стадии.



а)



б)

Рис. 1. Частицы ( $\times 400$ ) с рассеянной пористостью (а) и с концентрированной порой (б)

Металлографическими исследованиями установлено, что размер зерен в эрозионных частицах не зависит от характера пор. Закономерной связи между размерами эрозионных частиц и зерен также не выявлено; как правило, размер зерен округлой формы изменяется от 1 до 5 мкм, зерна вытянутой формы имеют длину от 2 до 3 мкм и ширину от 1 до 1,5 мкм.

Дальнейшие исследования проводили для изучения влияния приработки и энергии импульса электроискровой установки на характер порообразования.

Анализ полученных результатов показал, что в начале обработки на установке 2, когда на электродах нет вторичной структуры, внутри каждой частицы имеется одна крупная пора с выходом наружу. После приработки, т.е. образования вторичной структуры, около 30 % частиц имеют рассеянную пористость.

При использовании установки 1 (с большей длительностью импульса) до приработки одну пору содержат около 20 % частиц, а после приработки практически все частицы имеют рассеянную пористость.

Полученный результат можно объяснить тем, что после приработки на электродах формируются слои из переплавленного материала, из которого часть газа выделилась в виде пор. Уменьшение количества газа в повторно переплавляемом материале способствует формированию рассеянной пористости в эрозионных частицах. Тот факт, что при использовании установки 2 большая часть частиц остается с крупной центральной порой, можно объяснить значительно меньшей толщиной переплавленных слоев, и поэтому в материал эрозионных частиц попадает часть ранее не переплавленного металла с повышенной концентрацией газов.

Косвенным свидетельством уменьшения концентрации газа в металле после приработки является эффект уменьшения интенсивности искрения, наблю-

даемый после некоторого времени от начала обработки.

При металлографических исследованиях микроструктуры в переплавленных слоях обнаружены поры размером 2...4 мкм, аналогичные порам в эрозионных частицах диаметром 5...10 мкм. По-видимому, это свидетельствует об одинаковых условиях затвердевания расплава в эрозионных частицах указанных размеров и микрованн расплава в слое на катоде, однако это предположение требует проведения отдельных исследований.

Дополнительно проводили обработку одноименными электродами, изготовленными из железоуглеродистых сплавов с разным содержанием углерода (от 0,1 до 3,5 %). При этом обнаружена прямая зависимость между числом пор в слое и концентрацией углерода в сплаве. Полученные результаты свидетельствуют о том, что образование пор не является следствием окисления металла, а характеризует процесс кипения перегретого расплава.

Наличие пор в слое нельзя считать недостатком, поскольку они повышают способность материала слоя к пластическому деформированию, хотя и снижают твердость и коррозионную стойкость за счет уменьшения сплошности. Способность пластически деформироваться необходима при проведении финишной механической обработки (шлифования) или на этапе приработки, когда покрытие сформировано на деталях пар трения. В то же время при необходимости получения беспористых покрытий следует применять электродные материалы с изначально минимальным содержанием газов и узким интервалом кристаллизации, что возможно при использовании для материала анода эвтектических сплавов [5, 6].

На рис. 3 приведено распределение числа частиц  $N$  в зависимости от расстояния  $l$  до места искрового процесса. Основное количество эрозионных частиц имело размеры 1...16 мкм, поэтому учитывали все

частицы, относящиеся к указанному интервалу. Установлено, что максимальное количество эрозионных частиц расположено на расстоянии до 10 мм в случае использования неприработанных электродов. Приработка приводит к перераспределению частиц: заметно увеличивается их количество на большем удалении от места возникновения процесса. В большей степени указанный процесс проявляется при использовании установки с меньшей длительностью импульса, т.е. установки 2.

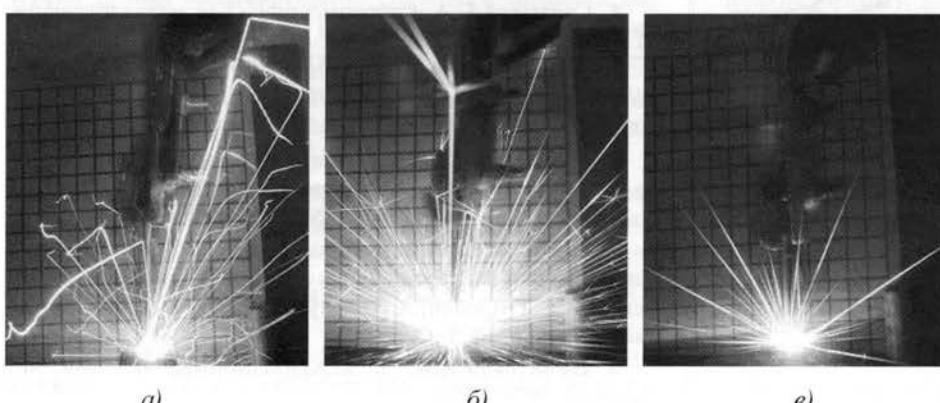


Рис. 2. Разлет эрозионных частиц при использовании различных материалов для электродов:  
а – алюминий; б – сталь У8; в – вольфрам

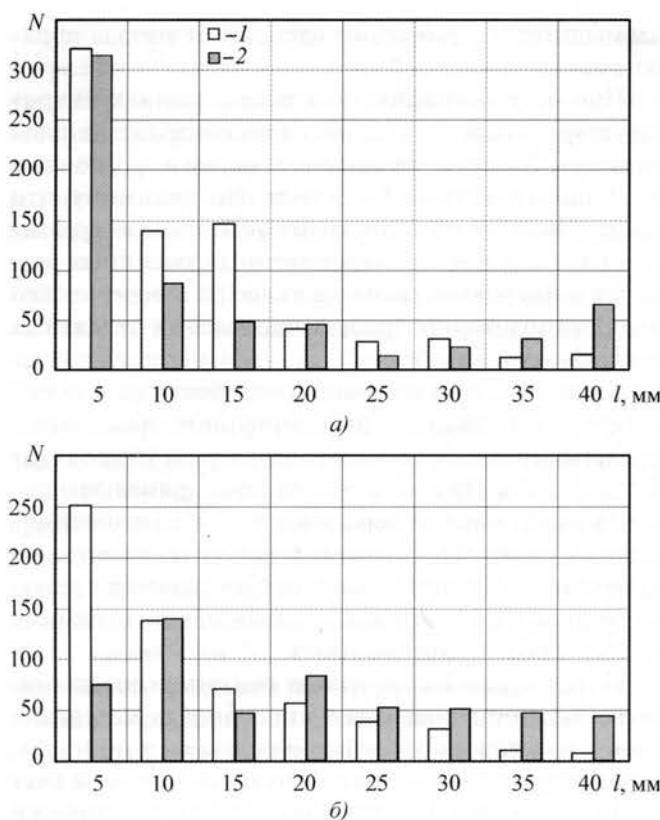


Рис. 3. Распределение эрозионных частиц при ЭИЛ на установках 1 (а) и 2 (б):  
1 – неприработанный анод; 2 – приработанный анод

Скорость разлета эрозионных частиц, измеренная указанными методами, составила 10...24 м/с, что согласуется с результатами, полученными в работе [7], и меньше, чем в работе [8]. Однако в работе [8] напряжение импульса генератора на порядок выше, что и объясняет более высокую скорость разлета.

На рис. 4 показано изменение средней шероховатости слоя после ЭИЛ в зависимости от исходной. Исходная шероховатость  $Ra_1$  создавалась посредством предварительной обработки электродов на шлифовальных шкурках, затем ее измеряли после первого и второго проходов анода по одному месту катода. Как видно из приведенных результатов, исходная шероховатость существенно влияет на шероховатость катода после обработки  $Ra_2$ . Полученные результаты использованы при создании заданной шероховатости при нанесении токопроводящих покрытий на контактных зажимах [9].

Таким образом, в заключение можно сформулировать основные выводы:

1) при использовании медных электродов формируются эрозионные частицы шаровидной формы с одной или несколькими глобуллярными порами внут-

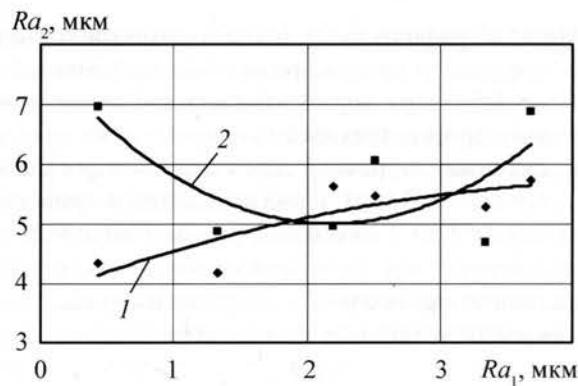


Рис. 4. Изменение шероховатости поверхности в результате ЭИЛ:  
1 – после первого прохода анода; 2 – после второго прохода анода

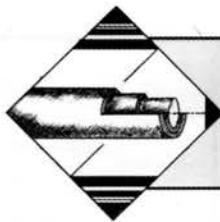
ри, что зависит от наличия вторичной структуры на электродах;

2) возникновение вторичных структур на аноде, обусловленное приработкой, приводит к уменьшению общего количества эрозионных частиц и увеличивает их число на большем удалении от места электроискровой обработки;

3) повышение исходной шероховатости электродов приводит к уменьшению количества эрозионных частиц и увеличивает их размер.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Верхутов А.Д. Формирование поверхностного слоя при ЭИЛ. Владивосток: Дальнаука, 1985. 323 с.
2. Химухин С.Н. Условия возникновения искрового процесса при низковольтной электроискровой обработке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1. С. 12–15.
3. Кондратьев А.И., Химухин С.Н., Муромцева Е.В. Влияние исходной микроструктуры материала электродов на параметры процесса электроискрового легирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 6. С. 26–30.
4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
5. Химухин С.Н. Электродный материал из белых чугунов, легированных хромом // Вопросы материаловедения. 2005. № 4 (44). С. 37–42.
6. Химухин С.Н., Верхутов А.Д. Электродный материал из белых чугунов, легированных вольфрамом // Перспективные материалы. 2006. № 5. С. 49–53.
7. Динамика импульсного разряда в условиях использования его для электроискрового легирования / М.А. Мицкевич, А.Е. Гитлевич, А.И. Бакуто и др. // Электронная обработка. 1986. № 3. С. 22–25.
8. Намитоков К.К. Электроэрзационные явления. М.: Энергия, 1978. 456 с.
9. Диагностика токопроводящих зажимов контактной сети / В.Н. Ли, С.Н. Химухин, А.И. Кондратьев, П.В. Костюк // Контроль. Диагностика. 2006. № 5. С. 27–31.



# ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Е.С. Киселев, В.Н. Ковалевогов, З.В. Степчева (Ульяновский ГТУ)

## Использование ультразвука при обработке заготовок шлифованием и алмазным выглаживанием

Приведены результаты исследования эффективности комбинированной упрочняющей обработки, при которой на этапе выглаживания в конце цикла круглого наружного шлифования с продольной подачей выполняют ультразвуковое алмазное выглаживание со срезанием вершины волны металла, вытесняемого упрочняющим инструментом. Установлено, что срезание вершины вытесняемой волны обеспечивает снижение силовой напряженности в зоне выглаживания при комбинированной обработке до 2,3 раза в сравнении с раздельной обработкой. Это, в свою очередь, позволяет форсировать режим алмазного выглаживания при сохранении качества обработанной поверхности и стойкости дорогостоящего инструмента.

The results of researches the method of the simultaneous combined processes of grinding and ultrasonic diamond smoothing of external surfaces of the cylindrical details based on removing wave of deformed metal formed in the process of ultrasonic diamond smoothing by grinding are given. It is established that combining processes allows to speed up modes of the processing without derating quality of surfaces and reduce the power factors when processing more than in two times in contrast with processing by each method separately.

В связи с повышением требований к качеству деталей машин все более широкие перспективы применения приобретает алмазное выглаживание как завершающая операция технологического процесса, обеспечивающая благоприятное в отношении эксплуатационных свойств детали сочетание высотных и шаговых параметров микрографии ее поверхностного слоя, величины и характера распределения микротвердости и технологических остаточных напряжений [1, 2]. При этом, как правило, алмазному выглаживанию предшествуют шлифовальные операции, которые обеспечивают почти окончательные форму и размеры готовой детали с учетом операционного припуска  $z_b$  под выглаживание (припуск порядка нескольких микрометров). Вместе с тем широкому внедрению алмазного выглаживания в промышленность препятствует сравнительно невысокая производительность, лимитируемая низкой теплостойкостью алмазного инструмента [1].

Баланс энергии в процессе алмазного выглаживания можно представить в следующем виде:

$$E_3 = E_{tp} + E_d \pm E_{bh}, \quad (1)$$

где  $E_3 = Pvt$  – затраченная энергия, Дж ( $P$  – сила выглаживания, Н;  $v$  – скорость выглаживания, м/с;  $t$  – продолжительность выглаживания, с);

$E_{tp}$  – работа силы трения в зоне контакта инструмента с заготовкой, определяемая преимущественно

касательной и осевой составляющими силы выглаживания, Дж;

$E_d$  – работа, связанная с упругим и пластическим деформированием поверхностного слоя заготовки и определяемая преимущественно радиальной составляющей силы выглаживания, Дж;

$E_{bh}$  – внутренняя энергия, накапливаемая поверхностным слоем в процессе деформационного упрочнения либо расходуемая им в процессе разупрочнения (перенаклепа) в зависимости от степени его деформации [3], Дж.

Известно [2, 3], что зависимость  $E_{bh}$  от степени деформации (а значит, и от силы выглаживания) имеет немонотонный характер, поэтому упрочнение целесообразно осуществлять до определенного уровня деформации (характерного для каждого материала), при превышении которого накопленная поверхностным слоем внутренняя энергия уменьшается. Очевидно, процесс алмазного выглаживания будет тем эффективнее, чем больше соотношение  $E_{bh}/E_3$  и чем большее значение накопленной в поверхностном слое энергии  $E_{bh}$  он обеспечит.

Далее представлены результаты исследований, свидетельствующие о возможности направленного изменения и перераспределения энергии в процессе алмазного выглаживания за счет применения ультразвуковых колебаний (УК), в том числе амплитудно-модулированных, а также за счет совмещения ультразвукового выглаживания и круглого наружного шлифо-

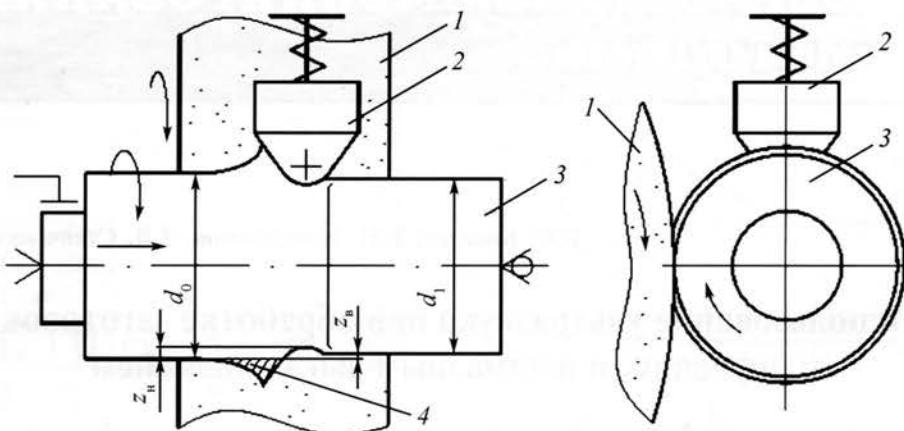


Рис. 1. Схема совмещенной обработки шлифованием и алмазным выглаживанием:  
1 – шлифовальный круг; 2 – выглаживатель; 3 – заготовка; 4 – дополнительно срезаемая шлифовальным кругом на этапе выхаживания часть волны, вытесняемой выглаживателем

вания с продольной подачей (рис. 1). В конце цикла круглого наружного шлифования с продольной подачей на этапе выхаживания к обрабатываемой поверхности заготовки 3 подводят выглаживатель 2, настроенный с натягом  $z_n$  относительно операционного размера  $d_0$  на шлифование. Выглаживатель пластиически деформирует и упрочняет поверхностный слой заготовки с одновременным образованием перед собой волны вытесненного материала. Гребень этой волны (заштрихован на рис. 1) подрезается рабочей поверхностью шлифовального круга, благодаря чему снижается теплосиловая напряженность в очаге пластического деформирования и облегчаются условия работы выглаживателя. Кроме того, снижению теплосилового режима выглаживания способствует пластифицирование материала поверхностного слоя заготовки за счет его подогрева в процессе шлифования.

Дополнительный съем слоя материала заготовки шлифовальным кругом на этапе выхаживания принципиально отличает рассмотренную схему совмещенной обработки от комбинированной обработки последовательным шлифованием и выглаживанием. На целесообразность срезания части волны, образующейся перед деформирующим инструментом, впервые указал В.М. Смелянский [2], который на основе анализа механики поверхностного пластического деформирования пришел к выводу о том, что определяющий рост волны препятствует увеличению глубины деформационного упрочнения и способствует образованию перенаклена вблизи поверхности.

Кроме того, дополнительный съем слоя материала заготовки шлифовальным кругом на этапе выхаживания позволяет увеличить производительность шлифования. Известно, что этот показатель лимитируется в основном образованием прижогов (структурно-фазовых изменений) в поверхностном слое

заготовки. При этом рациональный высокопроизводительный рабочий цикл шлифования целесообразно строить на основе уменьшения производительности по мере съема припуска таким образом, чтобы в течение всего рабочего цикла обработку выполнять на экстремально форсированном режиме, допускающем образование прижогов в поверхностном слое заготовки, однако глубина их распространения не должна превышать части припуска, оставляемой для заключительной стадии операции [4]. Поэтому в случае совмещенной обработки допустимую толщину прижогового слоя (т.е. слоя, нагреваемого выделившейся в зоне обработки теплотой сверх критической температуры структурно-фазового перехода) можно повысить на величину, равную толщине слоя заготовки, вытесненного выглаживателем и дополнительно срезаемого шлифовальным кругом:

$$\Delta h = \frac{2V}{\pi L(d_0 + d_1)},$$

где  $V$  – объем дополнительно снятого материала заготовки;

$L$  – длина заготовки;

$d_0, d_1$  – размеры заготовки до обработки и после нее (см. рис. 1).

Дополнительное снижение теплосиловой напряженности алмазного выглаживания обеспечивается за счет сообщения выглаживателю УК, существенно уменьшающих работу силы трения.

Для количественной оценки указанных эффектов и определения эффективности совмещенной обработки с применением ультразвука были выполнены соответствующие исследования, некоторые результаты которых представлены на рис. 2–5.

Исследования проводили на установке, созданной на базе круглошлифовального станка мод. ЗБ151 и

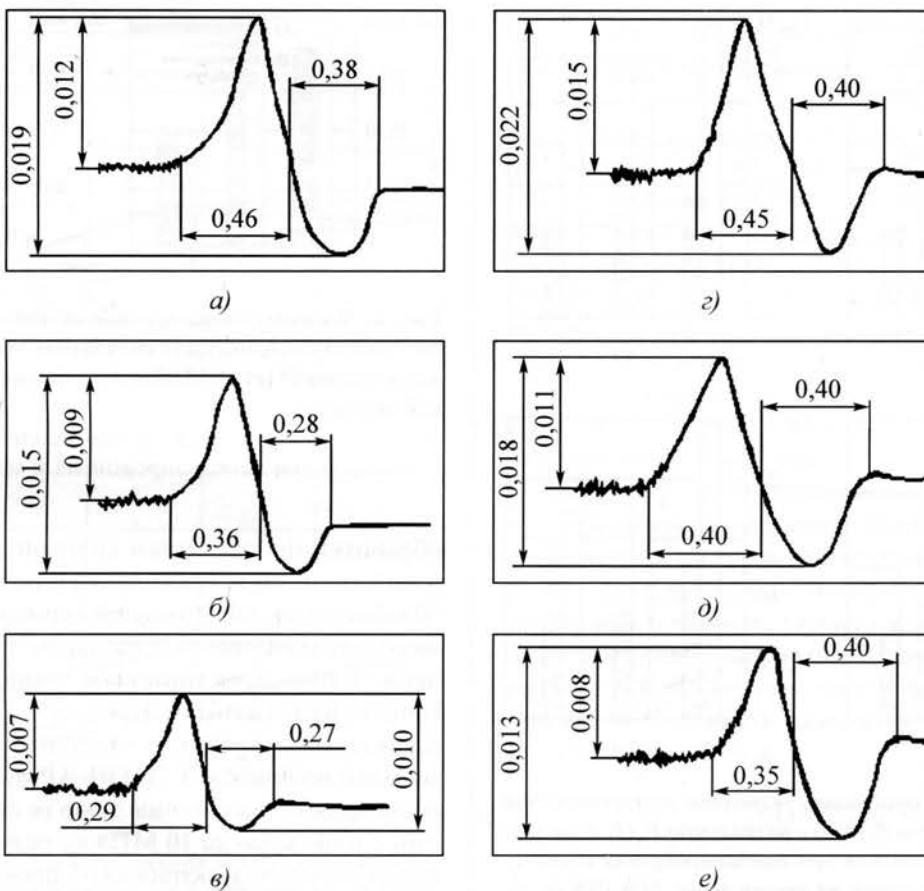


Рис. 2. Влияние ультразвуковой активации технологической системы на профиль волны, вытесненной алмазным выглаживателем после 10 оборотов заготовки из стали 45 (а–в) и Р18 (г–е):

а, г – без ультразвука; б, д – с наложением на выглаживатель немодулированных УК; в, е – с наложением на выглаживатель модулированных УК

оснащенной устройством для ультразвукового алмазного выглаживания, а также тензометрической аппаратурой для измерения составляющих сил шлифования и выглаживания.

Для исследований использовали шлифованные цилиндрические образцы диаметром 50 мм и длиной 170 мм, изготовленные из конструкционной стали 45 (45...47 HRC) и инструментальной быстрорежущей стали Р18 (63...65 HRC). Выбранные материалы существенно различаются по физико-механическим свойствам (пределу текучести, относительному удлинению и сужению, ударной вязкости, модулю упругости и др.) и относятся к разным группам обрабатываемости.

На первом этапе исследовали силовую напряженность и особенности формирования очага деформирования и профиля волны, образующейся перед инструментом, в процессе алмазного выглаживания со следующими элементами режима обработки: окружная скорость заготовки 37 м/мин; усилие прижима выглаживателя  $P_y = 100$  Н; скорость продольной по-

дачи выглаживателя 20 мм/мин. Профиль волны фиксировали с помощью профилографа-профилометра мод. 201 завода "Калибр".

В процессе исследований варьировали глубину  $m = (A_{\max} - A_{\min}) / (A_{\max} + A_{\min})$  амплитудной модуляции [5] ультразвуковых колебаний, сообщаемых выглаживателю, в диапазоне от нуля (немодулированные колебания) до 0,99. Здесь  $A_{\max}$  и  $A_{\min}$  – соответственно максимальное и минимальное значения амплитуды ультразвуковых колебаний. Частота основных колебаний составляла 18,6 кГц, модулированных – 1,0 кГц; максимальная амплитуда колебаний выглаживателя – 10 мкм.

Согласно рис. 2 и 3 ультразвуковая эмиссия способствует снижению силовой напряженности в зоне обработки и уменьшению размеров вытесняемой выглаживателем волны. Характерно, что независимо от формы УК уровень касательной и особенно осевой составляющих силы выглаживания при обработке образцов из стали Р18 ниже, чем из стали 45, а размеры вытесняемой выглаживателем волны больше при

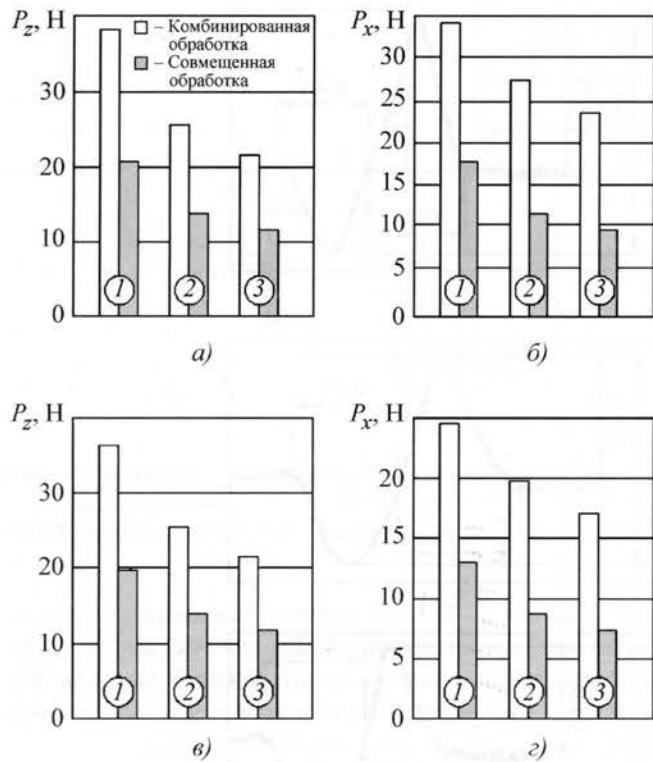


Рис. 3. Влияние ультразвуковой активации технологической системы на касательную  $P_z$  (а, в) и радиальную  $P_x$  (б, г) составляющие силы выглаживания при комбинированной и совмещенной обработке заготовок из сталей 45 (а, б) и Р18 (в, г): 1 – без ультразвука; 2, 3 – с наложением на выглаживатель соответственно немодулированных и модулированных УК

прочих равных условиях. Это, по-видимому, связано с меньшей вязкостью и более высокой твердостью образцов из стали Р18 в сравнении с образцами из стали 45.

Для обоих материалов наибольшее уменьшение составляющих силы выглаживания и размеров волны зафиксировано при использовании модулированных ультразвуковых колебаний. При этом размеры и характер вытесняемой выглаживателем волны подтвердили возможность технической реализации ее срезания рабочей поверхностью шлифовального круга на этапе выхаживания.

Поскольку усилие прижима выглаживателя во всех случаях поддерживали постоянным ( $P_y = 100$  Н), полученные результаты свидетельствуют не только об уменьшении затрачиваемой на выглаживание энергии  $E_3$  (приходная часть баланса по выражению (1)), но и о ее перераспределении между составляющими расходной части с уменьшением доли работы силы трения в контакте, пропорциональной уменьшению составляющих  $P_x$  и  $P_z$ .

На втором этапе (см. рис. 3–5) проводили сравнительную оценку комбинированной и совмещенной

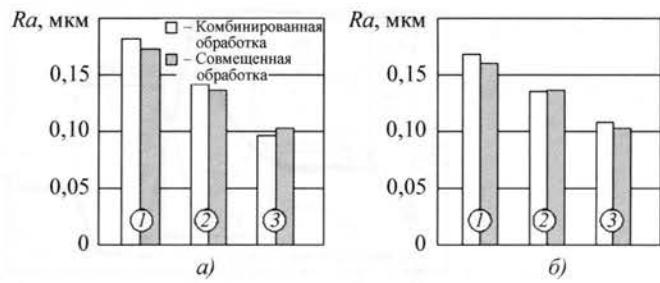


Рис. 4. Влияние ультразвуковой активации технологической системы на шероховатость обработанной поверхности заготовок из сталей 45 (а) и Р18 (б) при комбинированной и совмещенной обработке:

1 – без ультразвука; 2, 3 – с наложением на выглаживатель соответственно немодулированных и модулированных УК

обработки по критериям силовой напряженности в зоне алмазного выглаживания и параметрам качества обработанных поверхностей (контролировали шероховатость поверхностей по параметру  $Ra$  и распределение в поверхностном слое технологических остаточных напряжений). Измерение технологических остаточных напряжений проводили неразрушающим методом на приборе СИТОН-АРМ, обеспечивающем возможность построения эпюры остаточных напряжений с точностью до 10 МПа по результатам сканирования удельной электрической проводимости поверхностного слоя детали на глубине от 5 до 500 мкм (16 уровней).

При совмещенной и комбинированной обработке поддерживали следующий режим шлифования: рабочая скорость круга 24A 25H C1 7 K11 50 м/с; окружная скорость заготовки 37 м/мин; скорость продольной подачи стола при всех способах обработки 100 мм/мин; врезная подача 0,01 мм/дв. ход; выхаживание осуществляли в течение пяти двойных ходов стола. В качестве СОЖ использовали 2%-ный водный раствор продукта Синх-2М, который подавали с объемным расходом 30 дм<sup>3</sup>/мин.

Как и прогнозировали, в результате срезания вытесняемой алмазным выглаживателем волны силовая напряженность выглаживания при совмещенной обработке (см. рис. 3) уменьшилась в 2,3 раза в сравнении с комбинированной обработкой. При этом шероховатость обработанной поверхности практически не изменилась (см. рис. 4).

Несмотря на уменьшение силового воздействия на обрабатываемую поверхность сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое образцов за счет совмещенной обработки (кривые 3 и 4 на рис. 5) удалось распространить на большую глубину – 250 мкм против 140 мкм при комбинированной обработке (кривая 2 на рис. 5). При этом наблюдается более равномерное распределение сжимающих остаточных

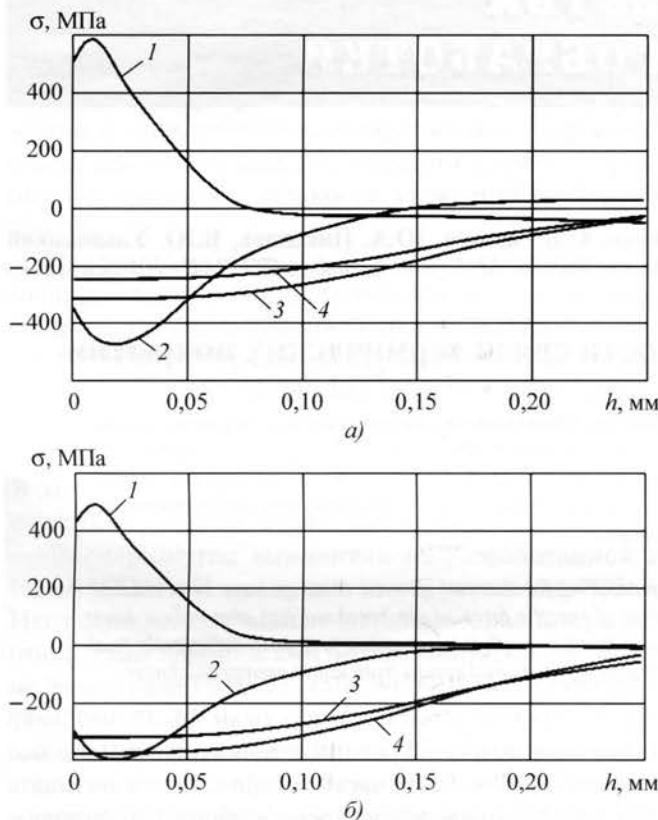


Рис. 5. Распределение технологических остаточных напряжений по толщине поверхностного слоя  $h$  заготовок из сталей 45 (а) и Р18 (б) при разных технологиях обработки:  
1 – шлифование; 2 – выглаживание с применением немодулированных УК после шлифования; 3, 4 – совмещенная обработка шлифованием и ультразвуковым выглаживанием с применением соответственно модулированных и немодулированных УК

ных напряжений по толщине поверхностного слоя без приповерхностного уменьшения их абсолютного значения, свидетельствующее о более равномерном

деформационном упрочнении поверхностного слоя, что согласуется с полученными результатами [2].

Следует отметить, что при обработке образцов из стали 45 более благоприятное распределение остаточных напряжений обеспечивается при использовании модулированных (кривая 3 на рис. 4, а), а при обработке стали Р18 – немодулированных (кривая 4 на рис. 4, б) колебаний. На взгляд авторов, это обусловлено тем, что в последнем случае при переходе от немодулированных колебаний к модулированным была достигнута предельная для данного материала степень деформации и уменьшилось соотношение  $E_{\text{вн}}/E_s$ , а значит, снизилась эффективность упрочнения поверхностного слоя.

Таким образом, совмещение процессов шлифования и ультразвукового алмазного выглаживания является существенным резервом совершенствования технологии изготовления валов. При этом рациональный выбор параметров (в частности, глубины модуляции) используемых в конкретных технологических условиях ультразвуковых колебаний позволяет улучшить состояние поверхности слоя, а значит, и эксплуатационные характеристики детали.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Торбило В.М. Алмазное выглаживание. М.: Машиностроение, 1972. 104 с.
2. Смелянский В.М. Механика упрочнения деталей поверхностью пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с.
3. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов К.М. Физические основы пластической деформации. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
4. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения / под общ. ред. Ф.В. Новикова и А.В. Якимова. Т. 6: Качество обработки деталей машин. Одесса: ОНПУ, 2003. 716 с.
5. Ультразвук. Маленькая энциклопедия / под общ. ред. И.П. Голяминой. М.: Сов. энцикл., 1979. 400 с.

#### Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

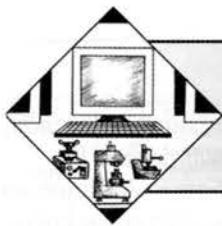
**на научно-технический и производственный журнал  
"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"**

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, Стромынский пер., д. 4, ОАО "Издательство "Машиностроение"  
Тел.: (495) 269-66-00 (отдел реализации), (495) 268-40-77 (редакция);  
e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru), [utp@mashin.ru](mailto:utp@mashin.ru)



# КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНИЯЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Т.П. Гавриленко, С.Б. Злобин, Ю.А. Николаев, В.Ю. Ульяницкий  
(Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск)

## О штифтовом методе измерения прочности связи термических покрытий\*

Исследованы особенности штифтового метода определения прочностных характеристик термических покрытий. На примере детонационных покрытий показано, что измерение удельного усилия отрыва штифта может дать только низкую оценку прочности связи, причем для получения реальных значений прочности необходимо наносить покрытия достаточно большой толщины. Получена универсальная эмпирическая зависимость для пересчета результатов измерения с малых толщин на большие.

*The features of pin-test method of strength characteristics measuring for thermal sprayed coatings have been studied. By the example of detonation coatings it is shown that measuring of specific force of pin breakout can give only a lower estimate of bonding strength value. At that to obtain a real value of bond strength it is necessary to deposit sufficiently thick coating. A universal empirical dependence is obtained for recalculation of measured results from low to greater thickness.*

К важнейшим свойствам термических порошковых покрытий относятся прочность сцепления покрытия с основой (адгезионная прочность) и прочность самого покрытия (когезионная прочность).

Существует ряд методов измерения прочности связи покрытий, но для детонационного напыления предпочтительным является штифтовой метод [1], поскольку только он может дать количественную характеристику при той высокой прочности связи, которая характерна для детонационных покрытий.

Суть штифтового метода состоит в том, что в основу с коническим отверстием вставляют конический штифт, производят напыление, а затем отрывают штифт (рис. 1) на разрывной машине [2]. О прочности связи судят по удельному усилию отрыва штифта от покрытия  $\sigma$  ( $\sigma = F/S$ , где  $F$  – сила отрыва,  $S$  – площадь торцевой поверхности штифта).

Иногда под прочностью сцепления покрытия с основой понимают непосредственно удельное усилие отрыва штифта. Для тонких покрытий, когда разрушение происходит по периметру штифта (срезание), прочность сцепления оценивают по уровню касательных напряжений при разрушении (проламывании) [3].

Как показали исследования авторов, и то и другое неверно. Если адгезия зависит только от прочности сцепления покрытия со штифтом, то удельное усилие отрыва штифта зависит от размеров штифта, толщины и хрупкости материала покрытия. Это связано с

концентрацией напряжений в точках на границе покрытия и конической части штифта. Будем называть это мембранным эффектом, особенно проявляющимся на тонких, по сравнению с диаметром штифта, покрытиях.

Исследования проводили на штифтах с углом конической части  $30^\circ$ , что исключало заклинивание штифта за счет сил трения. Диаметр напыляемой части штифта  $d$  (см. рис. 1) составлял 1,4...2 мм. Штифт тщательно притирали к основе, затем образец в сборе шлифовали и подвергали пескоструйной обработке. Шероховатость поверхности при этом была приблизительно вдвое меньше размеров напыляемых частиц (порядка 20 мкм). Затем образец разбирали и снова

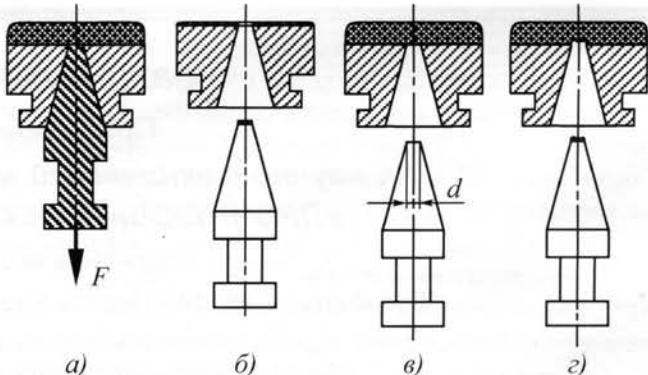


Рис. 1. Схема штифтового метода:  
а – образец после напыления; б – проламывание покрытия;  
в – адгезионный отрыв штифта; г – когезионный отрыв штифта

\*Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (НШ-8583.2006.1) и Интеграционного проекта СО РАН № 2.9.

собирали. При этом проверяли, чтобы образец разбился без заметных усилий (менее 20 Н). После напыления образец разрывали с малой скоростью нагружения с применением демпфирующих устройств, чтобы исключить влияние инерции элементов разрывной машины и перекосов элементов крепления образца.

Исследовали широкий диапазон соотношений толщины покрытий и диаметра штифта, при этом результаты для очень тонких покрытий (проламывание покрытия за счет срезания) не учитывали. Рассматривали только адгезионные или когезионные разрушения. Необходимо отметить, что при когезионном разрыве адгезионная прочность выше когезионной. В этом случае прочностью самого покрытия следует считать результаты штифтовых испытаний.

Эксперименты выполняли на разработанной в ИГиЛ СО РАН детонационной установке "Обь". Исследовали пластичные металлические покрытия (никелевый порошок с размером частиц 20...40 мкм), металлокерамику ВК25 (75 % WC + 25 % Co, порошок фракции 20...63 мкм) и покрытия из хрупкого материала ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , порошок фракции 20...28 мкм). Для всех образцов напыление проводили с одинаковыми режимами. Выбор порошков с разными физическими свойствами позволяет оценить влияние пластичности материалов на концентраторы напряжений.

Экспериментально установлено, что удельное усилие отрыва штифта  $\sigma$  для каждого из материалов зависит от отношения толщины покрытия  $h$  к диаметру штифта  $d$ , причем сначала  $\sigma$  возрастает с увеличением  $h/d$ , а затем стабилизируется на некотором значении  $\sigma_{\min}$ . Следует отметить, что даже при большой толщине покрытий, несмотря на стабилизацию  $\sigma$ , прочность сцепления выше  $\sigma_{\max}$ , так как полностью избавиться от концентраторов напряжений невозможно. Можно предположить, что даже при больших толщинах покрытий коэффициент концентрации напряжений достигает значения 1,5 [3]. Косвенно это подтверждается тем, что для ВК25 авторами получено значение  $\sigma_{\max} = 340$  МПа, а согласно [4]  $\sigma_{\max} \approx 510$  МПа (что равно прочности кобальтовой связки).

На рис. 2, а показаны экспериментальная (точки) и аппроксимированная (штриховая линия) зависимости  $\sigma/\sigma_{\max}$  от  $h/d$  для никелевых покрытий, нанесенных на стальную основу. Видно, что разброс экспериментальных данных очень мал, а величина  $\sigma$  достигает значения  $0,9\sigma_{\max}$  уже при  $h/d = 0,3$ . Значение  $h/d = (h/d)^*$  будем называть критическим.

Подобная зависимость для покрытия из ВК25 приведена на рис. 2, б. Видно, что здесь  $\sigma = 0,9\sigma_{\max}$  при  $h/d = 0,5$ . Разброс экспериментальных данных при больших значениях отношения  $h/d$  также очень

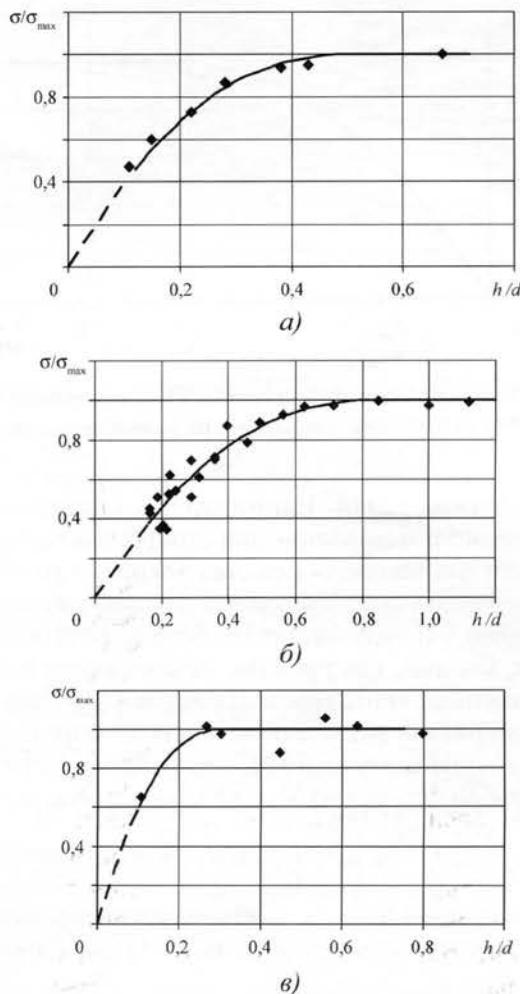


Рис. 2. Зависимость удельного усилия отрыва штифта  $\sigma$  от толщины  $h$  покрытия из Ni (a), ВК25 (б) и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (в)

мал. При небольших толщинах покрытий этот разброс хотя и шире, но также незначителен.

Для покрытий из  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рис. 2, в) разброс экспериментальных данных резко возрастает и достигает  $\pm 20\%$ . Стабилизация  $\sigma$  наступает уже при  $h/d = 0,2$ .

В целом, все зависимости  $\sigma/\sigma_{\max}$  от  $h/d$  аналогичны и различаются только критическим значением отношения  $h/d$ . Установлено также, что экстраполяция в область очень малых толщин покрытий, где наблюдается проламывание покрытий, приводит к значениям  $\sigma = 0$  при  $h = 0$ .

Из вышесказанного следует, что наилучшей нижней оценкой прочности сцепления покрытия с основой является максимальное удельное усилие отрыва штифта  $\sigma_{\max}$ , а для ее измерения необходимо наносить достаточно толстые покрытия. Однако о значении  $\sigma_{\max}$  можно судить и при малых толщинах покрытий, используя для пересчета графические зависимости  $\sigma/\sigma_{\max}$  от  $h/d$ , что особенно важно для

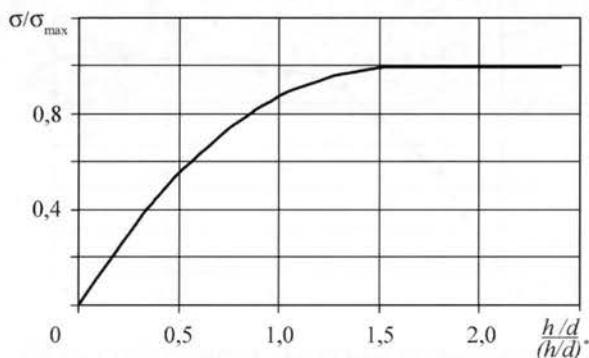


Рис. 3. Унифицированная зависимость удельного усилия отрыва штифта от толщины покрытия  $h$  из разных материалов

практических целей. Например, на предприятиях авиационного моторостроения штифтовой метод используют для контроля качества покрытий на образцах-свидетелях, когда покрытие должно наноситься на образец с толщиной, получаемой на реальных изделиях, которая, как правило, не превышает 0,5 мм. К сожалению, критические значения  $(h/d)^*$  для разных материалов различаются, и для их определения требуется произвести хотя бы несколько экспериментов. Удобно использовать унифицированную зависимость  $\frac{\sigma}{\sigma_{\max}} \left( \frac{h/d}{(h/d)^*} \right)$ , пригодную для всех исследованных материалов (рис. 3). Учитывая разнообразие изученных материалов (металл, металлокерамический

композит, керамика), можно ожидать, что полученная зависимость будет универсальной.

Таким образом, штифтовой метод определения удельного усилия отрыва штифта может дать только нижнюю оценку прочности сцепления. При этом желательно наносить покрытия достаточно большой толщины либо пересчитывать прочность с малых толщин на большие с помощью графиков, подобных приведенным на рис. 2 и 3.

Поскольку процессы формирования покрытий такими методами напыления, как плазменный, HVOF (High Velocity Oxy-Fuel) и другими, принципиально не отличаются от детонационного, есть все основания рекомендовать полученные результаты для большинства методов термического напыления.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Газотермические покрытия из порошковых материалов: справ. / Ю.С. Борисов, Ю.А. Харламов, С.Л. Сидоренко и др. Киев: Наук. думка, 1987.
2. Рогожин В.М., Смирнов Ю.В., Петров В.Я. Определение адгезионной прочности газотермических покрытий // Порошковая металлургия. 1982. № 7. С. 87–91.
3. Федосеев В.И. Сопротивление материалов. М.: Наука, 1986.
4. О механизмах образования покрытий при газотермическом напылении / Т.П. Гавриленко, Ю.А. Николаев, Е.С. Прохоров и др. // Физика горения и взрыва. 1990. Т. 26. № 2. С. 110–123.

#### Внимание!

В издательстве "Машиностроение" имеется в продаже справочное пособие  
**Садаков Г.А. "Гальванопластика"**

Книгу можно приобрести в издательстве за наличный и безналичный расчет.  
Объем книги 400 стр. Цена 363 руб. с НДС.

Телефоны: (495) 269-66-00, 269-52-98, 268-69-00; факс: (495) 269-48-97; e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru)

Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство "Машиностроение",  
107076, Москва, Строгинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".

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

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

Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.  
Дизайнер Погорелова Т.Н.

Технический редактор Тупталов С.Ю.

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

Сдано в набор 28.05.07 г. Подписано в печать 18.07.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.  
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,82. Заказ 1050. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".  
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК", 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15