

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 13  
2017  
№ 4 (148)  
апрель

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**  
д.т.н., проф.  
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного совета**

д.т.н., проф., заслуженный  
деятель науки и техники РФ  
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д.т.н., проф.  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН  
д.т.н., проф.  
А.В. КИРИЧЕК  
д.т.н., проф.  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.  
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.  
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.  
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.  
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.  
В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.  
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.  
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.  
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.  
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.  
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.  
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.  
Е.Д. МАКАРЕНКО  
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.  
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.  
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.  
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.  
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.  
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.  
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.  
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.  
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

**Редакция:**

И.Н. МЫМИРИНА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.  
Факс: (499) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре.  
Свидетельство о регистрации  
ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

**Мокрицкий Б.Я., Волосова М.А., Верещака А.А., Верещака А.С.** Упрочнение керамического металлорежущего инструмента путем модифицирующей обработки ... 147



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

**Безъязычный В.Ф., Басков М.В., Дружков С.С.** Исследование влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на усталостную прочность деталей ГТД при обработке точением ..... 153

**Исаев А.Н., Лебедев А.Р., Власкин С.В.** Аналитическое исследование напряжений и деформаций в процессах упругопластической осадки высоких тонкостенных цилиндров, обработанных дорнованием ..... 155

**Королев А.В., Балаев А.Ф.** Исследование механизма продольной вибромеханической правки длинномерных цилиндрических деталей ..... 159

**Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Кострюков А.А.** Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемой заготовки ..... 162



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Ким В.А., Башков О.В., Катунцева Н.Л., Гадоев Г.А.** Мультифрактальный анализ микроструктур материалов после лазерной обработки ..... 169

**Панков В.П., Баженов А.В., Панков Д.В., Шепеть И.П.** Исследование электромагнитной проницаемости плазменных покрытий на углеродном волокне ..... 174



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

**Емельянова Т.В., Грызунов В.И., Приймак Е.Ю., Фирсова Н.В.** Структура и свойства штамповой стали 4Х5МФС после низкотемпературного цианирования ..... 180

**Мишигдоржийн У.Л., Сизов И.Г.** Исследование влияния порошкового бороалитирования на механические свойства хромомарганцевой стали ..... 185

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 13  
2017  
№ 4 (148)  
April

Since 2005, January

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

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

**Editorial Assistant**  
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  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.E. GROMOV  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
N.K. KRIONI  
V.P. KUZNETSOV  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.A. SHULOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUHOCHOV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**  
I.N. MYMRINA  
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogues: "Rospechat"  
85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta  
Rossii" 60252) or in publishing office.  
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.  
Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Journal is registered by  
Roskomnadzor. The certificate  
of registration ПИ № ФС 77-63956.  
09.12.2015

## CONTENTS

➔	<b>GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING</b>
	<b>Mokritskiy B.Ya., Volosova M.A., Vereschaka A.A., Vereschaka A.S.</b> Hardening of ceramic cutting tools with using the modifying processing ..... 147
➔	<b>MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING</b>
	<b>Bezjazychnyi V.F., Baskov M.V., Druzhkov S.S.</b> Study influence of nanostructured coatings of cutting tool on the fatigue strength of GTE parts in the turning processing ..... 153
	<b>Isaev A.N., Lebedev A.P., Vlaskin S.V.</b> Analytical study of stresses and strains in the processes of elasto-plastic precipitation of high thin-walled cylinders treated with deforming broaching ..... 155
	<b>Korolev A.V., Balaev A.F.</b> Study of the mechanism of the longitudinal vibration mechanical changes of long cylindrical parts ..... 159
	<b>Shchedrin A.V., Kozlov A.Yu., Kostryukov A.A.</b> Improvement of the covering surface plastic deformation due to the regularization of microgeometry of the surface of the workpiece ..... 162
➔	<b>PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY</b>
	<b>Kim V.A., Bashkov O.V., Katuntseva N.L., Gadoev G.A.</b> Multifractal analysis of microstructures of materials after laser processing ..... 169
	<b>Pankov V.P., Bazhenov A.V., Pankov D.V., Sepeti I.P.</b> Study of electromagnetic permeability of the plasma coatings on the carbon fiber ..... 174
➔	<b>CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING</b>
	<b>Emelyanova T.V., Gryzunov V.I., Priymak E.Yu., Firsova N.V.</b> Structure and properties of die steel 4H5MFS after low temperature cyanidation ..... 180
	<b>Mishigdorzhniyn U.L., Sizov I.G.</b> Study of effect of powder boroaluminizing on mechanical properties of chromium-manganese steel ..... 185

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



УДК 621.9

**Б.Я. Мокрицкий** (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет),  
**М.А. Волосова, А.А. Верещака, А.С. Верещака** (Московский государственный  
технологический университет "Станкин")  
E-mail: boris@knastu.ru

## Упрочнение керамического металлорежущего инструмента путем модифицирующей обработки\*

*Модифицирующие покрытия позволяют существенно повысить надежность керамического инструмента при заметном увеличении его стойкости. Это достигается в первую очередь за счет снижения негативного влияния поверхностных микродефектов (пор, трещин и др.) керамического субстрата путем их "залечивания". Дополнительный упрочняющий эффект достигается при термообработке керамического субстрата перед нанесением покрытий. Он объясняется перераспределением (выравниванием) напряжений, возникших в зоне режущих кромок керамических пластин при их заточке (шлифовке в размер, формировании упрочняющей фаски или радиуса).*

**Ключевые слова:** упрочнение, керамический инструмент, покрытие, трещиностойкость, надежность.

*The modifier coatings significantly improve the reliability of a ceramic tool with a marked increase in its resistance. This is achieved primarily by reducing the negative impact of surface microdefects (pores, cracks, etc.) of the ceramic substrate by their "healing". An additional hardening effect is manifested in the heat treatment of the ceramic substrate prior to the coating. The effect is due to redistribution (equalization) of stresses arising in the area of the cutting edges of the ceramic plates during grinding (grinding in size, forming a reinforcing chamfer or radius).*

**Keywords:** hardening, ceramic tool, coating, crack resistance, reliability.

### Введение

В условиях высокопроизводительной и высокоскоростной обработки, характерных для современного автоматизированного производства, повышается роль такого инструментального материала, как режущая керамика. При этом также повышаются требования к ее работоспособности.

Ведущие мировые производители инструмента все чаще включают режущую керамику в перечень предлагаемых инструментальных материалов. Однако процесс производства керамического режущего инструмента является весьма сложным и наукоемким. В то же время применение специальных модифицирующих покрытий позволяет существенно повысить надежность керамического инструмента в эксплуатации при заметном повышении его стойкости. Комплексная модифицирующая обработка позволяет также снизить негативное влияние поверхностных микродефектов керамического субстрата (пор, трещин и др.) за счет их "залечивания".

\* Работа выполнена при поддержке гранта 9.254.2014/К (код проекта 251) Минобрнауки РФ.

### Концепция многостадийного повышения работоспособности режущей керамики

Процесс комплексной модификации инструмента из режущей керамики можно представить как совокупность нескольких этапов. Задача первого этапа — снизить влияние дефектов, которые образовались при спекании режущей керамики и при ее последующем шлифовании. Задача следующего этапа — подготовить субстрат под нанесение покрытия. Задача завершающего этапа — нанести функциональное покрытие с заданными свойствами на керамический инструмент. В процессе резания на поверхности керамического инструмента активно протекают окислительные процессы, ведущие к износу матрицы и вырыву упрочняющей фазы. Характерной причиной выхода керамического инструмента из строя является хрупкое разрушение, связанное с его низкой трещиностойкостью [1].

Имеются два возможных пути повышения стойкости и надежности керамического режущего инструмента — термообработка и "залечивание" дефектов. С помощью термообработки (после алмазной заточки) осуществляются снятие и перераспределение напряжений

в пластине, выравнивание дислокационной структуры и завершение диффузионных процессов. Это способствует повышению объемной прочности пластины. "Залечивание" дефектов режущей керамики осуществляется посредством удаления наиболее разрушившихся при алмазной заточке микрообъемов (с помощью азотирования или ионной очистки), а также нанесения покрытий.

Повышение работоспособности инструмента может быть достигнуто, в частности, путем повышения объемной прочности режущей керамики с помощью термообработки, а повышение трещиностойкости — путем последующей химико-термической обработки. В качестве метода химико-термической обработки можно применять азотирование на заключительном этапе термообработки. Роль ионного азотирования состоит в легировании связки и инициировании выкрашивания наиболее разрушенных при заточке зерен. Механизм такого выкрашивания состоит в том, что внедрение азота наиболее интенсивно происходит в предварительно разрушенные при заточке микрообъемы (расколотые зерна, границы зерен). Это ведет к разрушению границ зерен и снижению сил их сцепления. Трансформация напряженного состояния таких зерен ведет к их короблению, размельчению и в итоге к удалению с поверхности инструмента. В результате такого "залечивания" дефектов повышается сдвиговая устойчивость и, соответственно, трещиностойкость керамики. Совокупное воздействие термообработки и ионного азотирования обеспечивает повышение работоспособности режущей керамики.

### Обсуждение результатов исследований

Принципы и рекомендации по формированию покрытий на керамическом инструменте наиболее системно изложены в работе [2]. Основные вопросы технологии и конструкции наносимых покрытий приведены в работах [3—8].

В настоящей работе использованы инновационные процессы arc-PVD, получившие название фильтруемое катодное вакуумно-дуговое осаждение (Filtered Cathodic Vacuum Arc Deposition — FCVAD) [9, 10]. Использование процесса FCVAD не приводит к структурным изменениям в керамическом материале и позволяет обеспечить:

высокую адгезионную прочность покрытия относительно керамического субстрата;

управление уровнем "залечивающего" энергетического воз-

действия на поверхностные дефекты керамики в виде микротрещин и микропор, а также формирование в поверхностных слоях керамического материала благоприятных остаточных напряжений сжатия;

формирование наноразмерной структуры осаждаемых слоев покрытия (размер зерен, толщина субслоев) с высокой плотностью за счет энергии, поставляемой в осаждаемый конденсат, и превращения кинетической энергии бомбардирующих ионов в тепловую для локальных поверхностных объемов керамического материала с чрезвычайно высокой скоростью — порядка  $10^{14}$  К/с.

Пример результатов исследования износостойкости режущей керамики при точении инструментальной стали X12M (твердость 61 HRC) приведен на рис. 1. Видно, что при принятом допустимом износе 0,5 мм

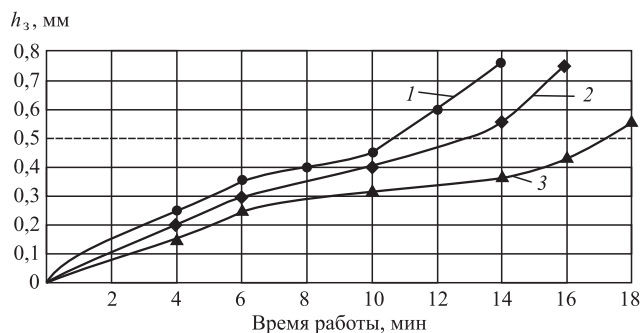


Рис. 1. Интенсивность износа по задней поверхности  $h_3$  четырехгранной квадратной пластины из режущей керамики ВОК-71 при продольном точении закаленной стали X12M (61 HRC) со скоростью резания 200 м/мин, подачи 0,05 мм/об, глубиной 0,3 мм:

1 — ВОК-71 + ионное азотирование + покрытие TiN; 2 — ВОК-71 + ионное азотирование + покрытие Ti—TiN—(TiZr)N; 3 — ионное азотирование + покрытие Cr—CrN—(TiCr)N

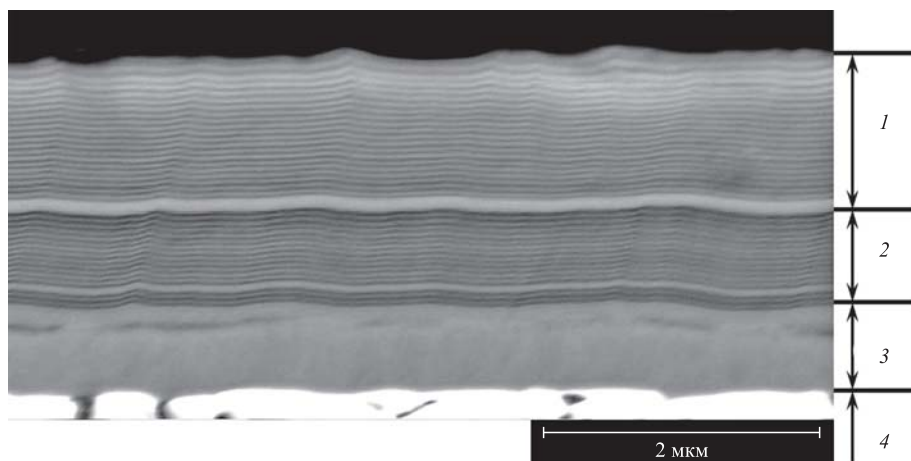


Рис. 2. Трехслойная архитектура покрытия Zr—ZrN—(ZrCrAl)N при общей толщине покрытия 1,6 мкм:

1 — износостойкие нанослои (ZrCrAl)N; 2 — промежуточные нанослои ZrN; 3 — адгезионный слой Zr; 4 — основа (в данном случае  $Al_2O_3$ —TiC

стойкость инструмента может повышаться до 1,5 раз за счет применения модифицирующей обработки. Еще большее повышение стойкости удастся обеспечить за счет применения нанослойной структуры в покрытии (рис. 2). Более подробно вопросы нанесения многослойных покрытий рассмотрены в работе [9].

Исследование прочности адгезионных связей покрытия с керамическим субстратом (рис. 3) показало, что адгезия зависит от многих конструктивных и технологических параметров, в том числе от качества подготовки поверхности. Влияние качества подготовки поверхности на работоспособность режущей керамики продемонстрировано на рис. 4. Можно видеть, что только термическая обработка режущей керамики повышает ее сопротивляемость разрушению и износу за счет достижения равномерного распределения внутренних напряжений в поверхностных слоях. Нанесение покрытий на поверхность, подготовленную таким образом, существенно повышает стойкость режущего инструмента.

Безусловно, работоспособность режущей керамики предопределяется прочностью элементов ее структуры (зерно, связка, границы). Для разных видов керамики соотношение прочностей этих элементов различно (см. рис. 3).

Выполненный анализ прочности составляющих структурных элементов режущей керамики позволяет прогнозировать ее разрушение в следующей последовательности: вначале исчерпывается прочность межкристаллитных границ упрочняющей фазы (добавок), затем — прочность зерен упрочняющей фазы, затем — межфазных границ зерен матрицы с зернами упрочняющей фазы, затем — границ зерен матрицы и только потом — зерен матрицы. Это позволяет считать меж-

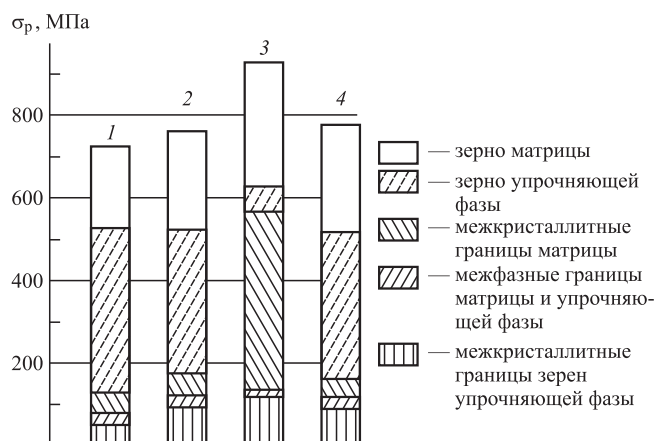


Рис. 3. Прочность (величины разрушающих напряжений) составляющих структурных элементов у различных видов режущей керамики:

1 — оксидная керамика; 2 — оксидно-карбидная керамика; 3 — нитридная керамика; 4 — оксидно-нитридная керамика

зеренный характер развития трещины основным механизмом утраты работоспособности керамики.

Наиболее вероятной причиной отказа инструмента из режущей керамики является хрупкое разрушение режущего клина, что связано с меньшей хрупкой прочностью керамического инструментального материала по сравнению, например, с твердым сплавом. При этом склонность к стохастическому хрупкому разрушению для керамического инструмента обусловлена также повышенными контактными напряжениями, особенно нормальными. Данные напряжения, как правило,

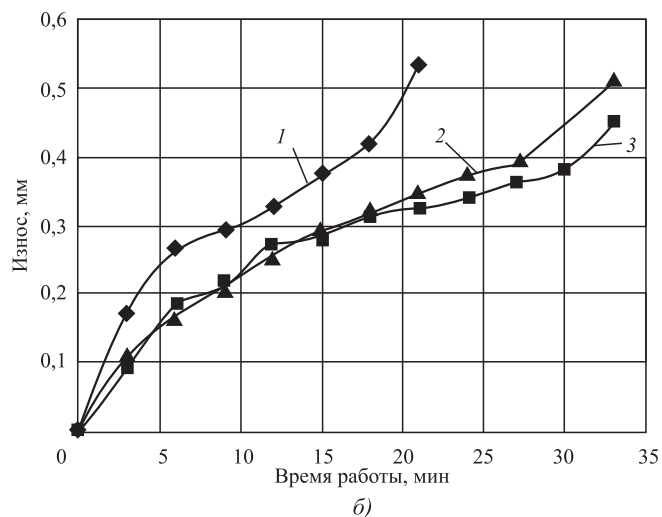
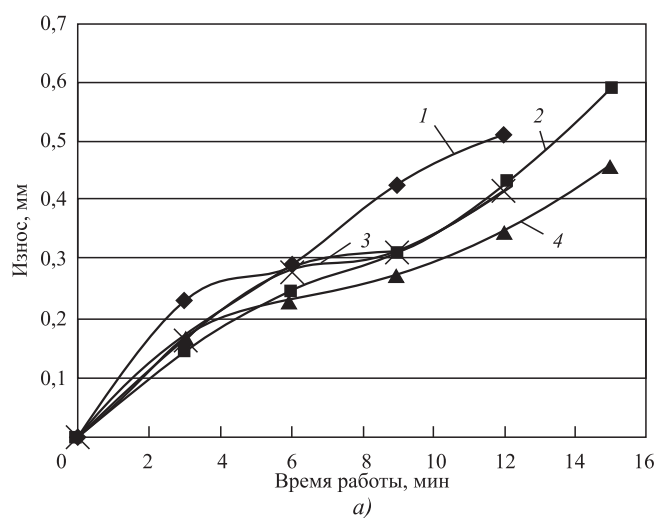


Рис. 4. Зависимость износа режущей керамики от времени резания при продольном точении стали X153CrMoV12 (скорость резания 250 м/мин, глубина резания 0,5 мм, подача 0,05 мм/об): а — для керамики типа  $Al_2O_3-SiC$  (1 — без покрытия; 2 — с алмазоподобным покрытием; 3 — с наноструктурированным покрытием  $Ti-TiN-(TiZr)N$ ; 4 — с наноструктурированным покрытием  $Cr-CrN-(TiCr)N$ ); б — для керамики на основе  $Al_2O_3-TiC$  (1 — без покрытия; 2 — с наноструктурированным покрытием  $Ti-TiN-(TiZr)N$ ; 3 — с наноструктурированным покрытием  $Cr-CrN-(TiCr)N$ )



превышают соответствующие контактные напряжения для твердосплавного инструмента вследствие существенного снижения полной длины контакта стружки с передней поверхностью инструмента при небольшом уменьшении нормальной нагрузки.

Результаты исследования режущих свойств и кинетики изнашивания задней поверхности инструмента, оснащенного режущей керамикой типа  $Al_2O_3-SiC$  и типа  $Al_2O_3-TiC$  с многослойно-композиционными наноструктурированными покрытиями ( $Ti-TiN-(TiZr)N$ ,  $Cr-CrN-(TiCr)N$ ) и алмазоподобными покрытиями, представлены на рис.4.

Анализ полученных данных позволяют сделать следующие выводы по структурной прочности режущей керамики.

1. Работоспособность режущей керамики всех видов в первую очередь ограничена прочностью (величиной разрушающих напряжений) границ между зёрнами упрочняющей фазы (добавок), причем их прочность возрастает в следующей последовательности: оксидная керамика, оксидно-карбидная, оксидно-нитридная и нитридная керамика.

2. Прочность межкристаллитных границ в различных видах керамики соизмерима и в 4–5 раз превосходит прочность границ между зёрнами упрочняющей фазы.

3. Прочность межфазных границ зёрен матрицы и упрочняющей фазы несущественно превосходит прочность межкристаллитных границ зёрен упрочняющей фазы.

4. Наиболее "прочным звеном" в режущей керамике является зерно матрицы, прочность зёрен упрочняющей фазы (добавок) существенно ниже (до 8 раз).

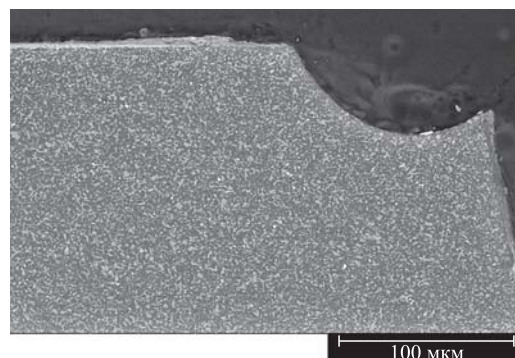
5. Нитридная керамика выделяется тем, что прочность структур по отдельным ее компонентам существенно отличается.

### Выводы

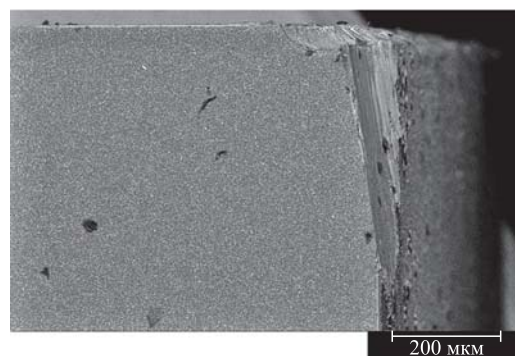
1. Развитие очагов изнашивания передней и задней поверхностей режущей пластины, выполненной из керамики типа  $Al_2O_3-TiC$  с покрытием  $Ti-(Ti-Al)N$ , носит (например, при продольном точении труднообрабатываемой стали марки X153CrMoV12) сбалансированный характер, без видимых сколов и микровыкрашиваний. Характерно также наличие неразрушенных остатков покрытия по краям очагов изнашивания как передней, так и задней поверхностей режущей пластины (рис. 5).

2. Нанесение покрытия на инструмент из режущей керамики изменяет характер его разрушения. Изнашивание задней поверхности режущей керамической пластины носит выраженный адгезионно-усталостный характер. В то же время изнашивание передней

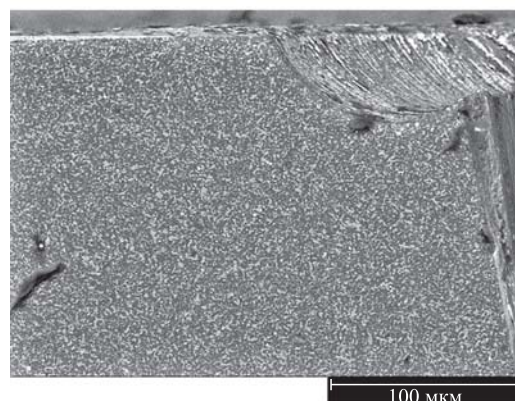
поверхности инструмента имеет существенно более сложный характер. В частности, на первом этапе при изнашивании передней поверхности преобладают адгезионно-усталостные процессы с высокой частотой колебаний контактных напряжений, существенно превышающих по величине напряжения, действующие на задней поверхности инструмента. Это приводит к разупрочнению локальных приповерхностных участков передней поверхности керамической пластины и интенсифицирует процессы абразивного изнашивания.



а)



б)



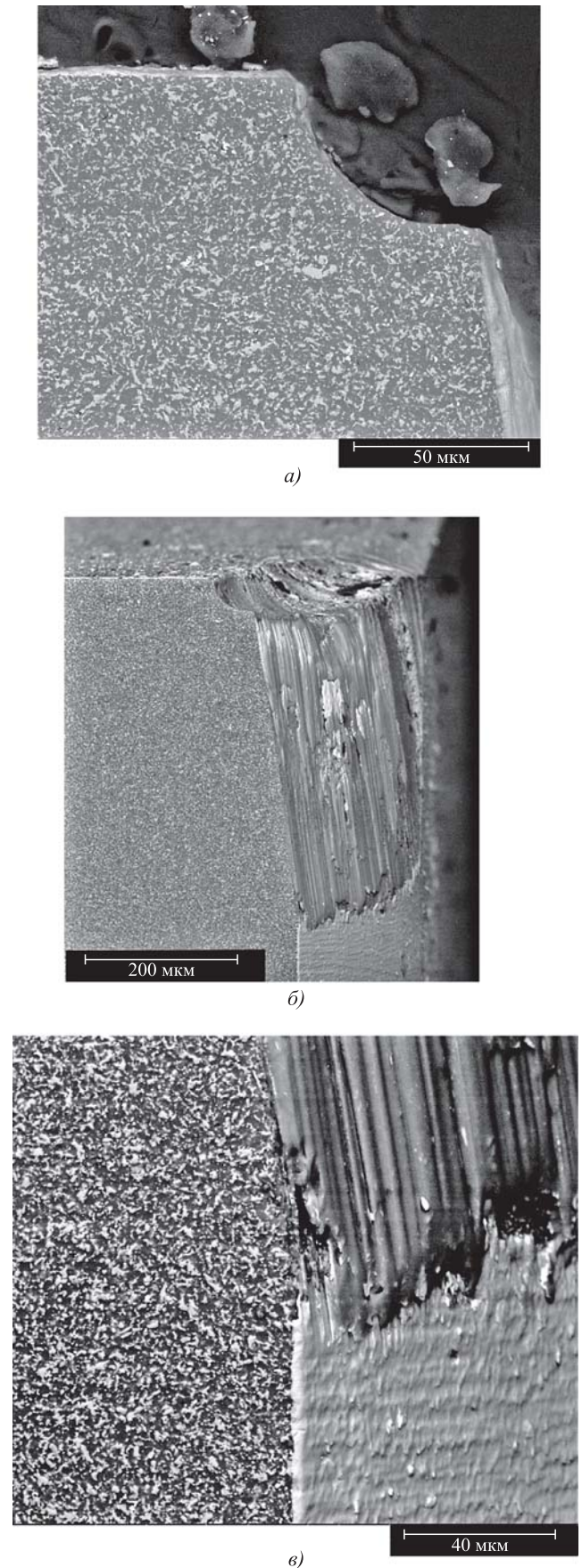
в)

**Рис. 5. Характер разрушения режущей керамики:** а — на передней поверхности; б — на передней и задней поверхностях; с — износ в лунке по передней поверхности

3. Аналогичные результаты были получены при исследовании характера развития очагов изнашивания передней и задней поверхностей режущей пластины из ВОК-71 с покрытием типа  $Ti-(TiAl)N-(TiAlCr)N$  (рис. 6). Роль наноструктурированного многослойно-композиционного покрытия проявляется более существенно, чем в случае применения двухслойного покрытия  $Ti-(TiAl)N$ . Изнашивание передней и задней поверхностей пластины также носит сбалансированный характер, без видимых сколов и хрупкого разрушения.

4. Осаждение многослойно-композиционных наноструктурированных покрытий на керамические субстраты с использованием высокоэнергетических двухэтапных процессов FCVAD приводит к физическим эффектам, которые можно условно называть "залечивающие". Их попутное действие связано с устранением поверхностных дефектов керамического материала (микропор, микротрещин, неблагоприятных растягивающих остаточных напряжений и т. д.), возникающих при его изготовлении и, в частности, при заточке режущих керамических пластин. Подобные дефекты являются концентраторами опасных напряжений, которые могут быть детонаторами непредсказуемых процессов, приводящих к формированию микротрещин и последующему хрупкому разрушению керамического материала. Двухэтапный процесс осаждения покрытий FCVAD включает предварительную ионную очистку и термоактивацию поверхности керамического субстрата с последующим осаждением покрытия. "Залечивающие" эффекты процесса FCVAD проявляются на первом этапе, когда очистка и термоактивация поверхности происходят при энергиях 1,0 кэВ бомбардирующих металлических, газовых и газометаллических ионов. В частности, установлено "залечение" таких опасных дефектов керамического субстрата, как микропоры и микротрещины. Кроме того, происходит трансформация неблагоприятных остаточных напряжений растяжения, особенно сильно снижающих прочность керамики, в сжимающие остаточные напряжения, оказывающие благоприятное влияние на прочностные свойства керамического субстрата, так как при оптимальных параметрах ионной бомбардировки на поверхности керамического субстрата формируются обширные поля остаточных напряжений сжатия.

**Рис. 6.** Микроструктура поперечного шлифа керамической пластины типа  $Al_2O_3-TiC$  с многослойно-композиционным наноструктурированным покрытием  $Ti-(TiAl)N-(TiAlCr)N$  (после 20 мин продольного точения стали X153CrMoV12 при скорости резания 250 м/мин, глубине резания 0,5 мм, подаче 0,05 мм/об.): а — на передней поверхности; б — на передней и задней поверхностях; в — в лунке по передней поверхности



5. Исследования механизмов изнашивания керамических пластин с алмазоподобным покрытием (DLC) показали, что разрушение происходит в результате действия механизма "хрупкого разрушения" с формированием многочисленных трещин. При этом диффузия (шаржирование) железа из обрабатываемого материала в поверхностные трещины значительна и происходит на всю толщину покрытия.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Современные** методы конструирования, контроля качества и прогнозирования работоспособности режущего инструмента / Ю.Г. Кабалдин, Б.Я. Мокрицкий, Н.А. Семашко, С.П. Тараев. Владивосток: ДВГУ, 1990. 122 с.
2. **Сотова Е.С., Верещака А.А., Верещака А.С.** Керамические режущие инструменты. М.: Изд-во МГТУ "Станкин", 2013. 148 с.
3. **Grigoriev S.N., Vereschaka A.A., Vereschaka A.S., Kutin A.A.** Cutting tools made of layered composite ceramics with nano-scale multilayered coatings // *Procedia CIRP*. Vol. 1. 2012. P. 318—323.
4. **Vereschaka A.S., Grigoriev S.N., Sotova E.S., Vereschaka A.A.** Improving the efficiency of the cutting tools made of mixed ceramics by applying modifying nano-scale multilayered coatings // *Advanced Materials Research*. Vol. 712—715. 2013. P. 391—394.
5. **Vereschaka A.S., Grigoriev S.N., Tabakov V.P., Sotova E.S., Vereschaka A.A., Kulikov M.Yu.** Improving the efficiency

of the cutting tool made of ceramic when machining hardened steel by applying nano-dispersed multi-layered coatings // *Key Engineering Materials*. Vol. 581. 2014. P. 68—73.

6. **Vereshchaka A.A., Sotova E.S., Batako A.D., Sedykh M.I., Vereshchaka A.S.** A Study of the Cutting Properties and Wear Mechanism of Ceramic Edge Tools with Nanostructure Multilayer Composite Coatings // *Journal of Friction and Wear*. 2014. Vol. 35. No 6. P. 483—488.
7. **Vereshchaka A.A., Batako A.D., Sotova E.S., Vereshchaka A.S.** Nanostructured multilayer composite coatings on ceramic cutting tools for finishing treatment of high-hardness quenched steels // *Metal Science and Heat Treatment*. Vol. 57. No 9—10. 2016. P. 614—621.
8. **Grigoriev S., Volosova M., Melnik Y., Cherkasova N., Gurkina A.** Cutting ceramic materials: Influence of abrasive machining and coating deposition on the performance potential // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 1025—1026. P. 317—324.
9. **Vereschaka A.A., Volosova M.A., Batako A.D., Vereshchaka A.S., Mokritskii B.Ya.** Development of wear-resistant coatings compounds for high-speed steel tool using a combined cathodic vacuum arc deposition // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 84. 2016. P. 1471—1482.
10. **Vereschaka A.A., Vereschaka A.S., Batako A.D., Hojaev O.Kh., Mokritskii B.Ya.** Development and research of nanostructured multilayer composite coatings for tungsten-free carbides with extended area of technological applications // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. Vol. 87. 2016. P. 3449—3457.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

Степнов М.Н., Зинин А.В.

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

М.: Инновационное машиностроение, 2016. 392 с.

ISBN 978-5-9907308-0-9

Монография содержит систематическое изложение существующих расчетных методов оценки характеристик сопротивления усталости традиционных конструктивных и новых композитных материалов на основе полимерной матрицы, а также методов расчета выносливости типовых элементов высоконагруженных конструкций.

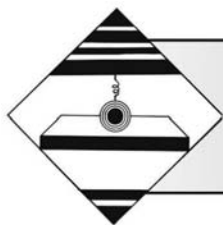
Методология расчетных методов определения характеристик выносливости основана на использовании статистических данных о характеристиках механических свойств материалов при кратковременном нагружении и экспериментально обоснованных моделях учета влияния различных факторов на несущую способность конструкций при циклическом нагружении. Показано, что применение предлагаемых расчетных методов обеспечивает достаточно высокую точность оценки характеристик сопротивления усталости, не уступающую показателям точности экспериментальных исследований. Особое внимание уделено вопросам возможности оценки характеристик усталости полимерных композитных материалов в зависимости от их структурных параметров и особенностей механического поведения и механизмов усталостного разрушения.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, конструкторских и технологических бюро, лабораторий механических испытаний, научных сотрудников, аспирантов и студентов механических специальностей.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.  
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru





## Исследование влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на усталостную прочность деталей ГТД при обработке точением

Приведены результаты исследования влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента при обработке точением на параметры качества поверхностного слоя (шероховатость поверхности, степень и глубину наклепа, остаточные напряжения) и предел выносливости материала поверхностного слоя детали.

**Ключевые слова:** резание, режущий инструмент, наноструктурированные покрытия, наклеп, остаточные напряжения, шероховатость поверхности, усталостная прочность, предел выносливости.

The results of investigation of influence of nanostructured coatings of cutting tools in the turning processing on the quality parameters of the surface layer (surface roughness, the degree and depth of hardening, residual stresses) and the endurance limit of the surface layer of material parts are presented.

**Keywords:** cutting, cutting tool, nanostructured coatings, work hardening, residual stresses, surface roughness, fatigue strength, endurance limit.

На надежность конструкций современных газотурбинных двигателей (ГТД), работающих в условиях высоких статических и переменных нагрузок, в значительной степени влияют неблагоприятное распределение остаточных напряжений в поверхностном слое детали и вероятность появления максимальных амплитуд напряжений, температур и других нагрузочных факторов, вызванных выходом режимов работы за допустимые пределы. Дефекты и разрушение деталей ГТД могут приводить к тяжелым последствиям, хотя вероятность их возникновения мала.

Известно, что большинство отказов ГТД на этапах доводки и эксплуатации, связанных с проблемами прочности, вызваны усталостными дефектами. Теоретические и экспериментальные исследования убедительно свидетельствуют о том, что повреждения материала при усталости, которые приводят к изменению механических свойств и образованию усталостных трещин, локализируются в тонком поверхностном слое. Влияние таких параметров поверхностного слоя, как шероховатость, остаточные напряжения и наклеп, на эксплуатационные свойства в достаточной степени изучено. Влияние же других его параметров в настоящее время исследовано недостаточно.

Для исследования влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на предел вы-

носливости детали применили имитационное моделирование продольного точения заготовки из коррозионно-стойкой стали ЭК26 (05X12H2K3M2AФ) резцами из твердого сплава ВК6Р с наноструктурированными покрытиями (TiSi)N и (TiSiAl)N, нанесенными ионно-плазменным вакуумно-дуговым методом, и покрытием, полученным методом ионной имплантации наночастиц  $Al_2O_3$  в рабочие поверхности инструмента. Исходные данные для исследования приведены в табл. 1.

Таблица 1

Исходные данные для исследования

Обрабатываемый материал	Сталь ЭК26	
Геометрия режущего инструмента	$\alpha, ^\circ$	15
	$\gamma, ^\circ$	5
	$r, \text{мм}$	1
	$\varphi, \varphi_1, ^\circ$	45; 45
Режимы резания	$S, \text{мм/об}$	0,07; 0,14; 0,2
	$t, \text{мм}$	1
	$v, \text{м/с}$	1,3

В результате моделирования процесса обработки по методике расчета параметров качества поверхностного слоя, приведенной в работах [1, 2] и реализованной в виде программного продукта [3], получены значения параметра шероховатости поверхности  $Rz$ , глубины наклепа  $h$  и

максимальные значения растягивающих остаточных напряжений в поверхностном слое детали (табл. 2...4).

На параметр шероховатости  $Rz$  обработанной поверхности применение покрытий (TiSi)N и (TiSiAl)N в целом влияет положительно, обеспечивая снижение его значений при использовании покрытия (TiSi)N на 10 %. Покрытие режущего инструмента  $Al_2O_3$  не оказывает практически никакого влияния на шероховатость обработанной поверхности (см. табл. 2).

Таблица 2

Параметр шероховатости поверхности  $Rz$ , мкм

Покрытие	Подача, мм/об		
	0,07	0,14	0,2
Отсутствует	0,6	2,1	3,9
(TiSi)N	0,5	1,7	2,4
(TiSiAl)N	0,5	2,0	3,0
$Al_2O_3$	0,6	2,0	3,5

Глубина и степень наклепа значительно зависят от применения покрытий  $Al_2O_3$ , (TiSi)N, (TiSiAl)N. Покрытие  $Al_2O_3$  позволяет снизить значения глубины и степени наклепа обработанной поверхности на 41 % по сравнению со значениями, полученными при использовании аналогичного твердосплавного инструмента без покрытия (см. табл. 3).

Таблица 3

Глубина наклепа  $h$ , мкм

Покрытие	Подача, мм/об		
	0,07	0,14	0,2
Отсутствует	8	18	24
(TiSi)N	6	11	14
(TiSiAl)N	6	11	14
$Al_2O_3$	5	11	14

Величина остаточных напряжений и глубина их залегания значительно снижаются при использовании любого из покрытий  $Al_2O_3$ , (TiSi)N, (TiSiAl)N (расположены в порядке возрастания величины и глубины залегания остаточных напряжений) по сравнению с вариантом обработки аналогичным твердосплавным инструментом без покрытия (см. табл. 4).

Таблица 4

Максимальные значения неблагоприятных растягивающих остаточных напряжений, МПа, в поверхностном слое

Покрытие	Подача, мм/об		
	0,07	0,14	0,2
Отсутствует	510	400	250
(TiSi)N	420	320	190
(TiSiAl)N	470	360	220
$Al_2O_3$	400	290	170

В качестве характеристики сопротивления усталости можно использовать предел выносливости, который равен наибольшему напряжению цикла, при котором не происходит усталостного разрушения образца после базового числа циклических нагружений.

В.Ф. Безъязычным и А.Л. Водолагиным в работах [1, 4] получена зависимость для определения значения предела выносливости материала детали после обработки лезвийным инструментом с учетом параметров качества поверхностного слоя

$$\sigma_{-1} = m \left( \frac{\sigma_B}{\sigma_{B\Delta}} \right) Rz^{-0,05} h_c^{-0,147} \sigma_{ост}^{-0,09},$$

где  $Rz$  — высота неровностей профиля поверхности, мкм;  $h_c$  — глубина наклепа в поверхностном слое, мкм;  $\sigma_{ост}$  — растягивающие остаточные напряжения в поверхностном слое, МПа;  $m$  и  $K$  — коэффициенты, приведенные в табл. 5 [1, 4];  $\sigma_B/\sigma_{B\Delta}$  — отношение предела прочности обрабатываемого материала к пределу прочности электротехнической стали.

Таблица 5

Значения коэффициентов  $m$  и  $K$

Метод обработки	$m$	$K$
Точение	420	0,73
Фрезерование	224	0,84

Таблица 6

Расчетные значения предела выносливости детали из стали ЭК26

Подача, мм/об	Покрытие	Параметр шероховатости $Rz$ , мкм	Глубина наклепа, мкм	Остаточное напряжение, МПа	Предел выносливости, МПа
0,07	Отсутствует	0,6	8	510	436
	(TiSi)N	0,5	6	420	467
	(TiSiAl)N	0,5	6	470	452
	$Al_2O_3$	0,6	5	400	477
0,14	Отсутствует	2,1	18	400	371
	(TiSi)N	1,7	11	320	411
	(TiSiAl)N	2,0	11	360	399
	$Al_2O_3$	2,0	11	290	412
0,2	Отсутствует	3,9	24	250	360
	(TiSi)N	2,4	14	190	408
	(TiSiAl)N	3,0	14	220	391
	$Al_2O_3$	3,5	14	170	406

Анализ результатов расчета по приведенной формуле (табл. 6) показывает существенное увеличение предела выносливости деталей при токарной обработке. Наиболее предпочтительным покрытием режущих инструментов с точки зрения наибольшего значения предела выносливости материала детали при обработке точением стали ЭК26 является  $Al_2O_3$ . Его применение повышает предел выносливости относительно варианта обработки инструментом без покрытия примерно на 11 %.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Безъязычный В.Ф.** Метод подобию в технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2012. 320 с.
2. **Басков М.В.** Исследование влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры каче-

ства поверхностного слоя и усталостную прочность деталей машин при обработке точением: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Рыбинск, 2016. 16 с.

3. **Свид.** о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2016619840. Расчетное определение параметров качества поверхностного слоя обработанной поверхности и усталостной прочности деталей машин с учетом упрочнения и действия объемных источников тепла при точении инструментом с наноструктурным покрытием для различных обрабатываемых материалов / Безъязычный В.Ф., Басков М.В., Тимофеев М.В.; Правообладатель ФГБОУ ВО "Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьёва"; Заявл. 05.07.16; Опубл. 20.09.16.

4. **Водолагин А.Л.** Определение предела выносливости материала высоконагруженных деталей газотурбинных двигателей после обработки лезвийными инструментами: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Рыбинск, 2002. 23 с.

УДК 621.7.01

**А.Н. Исаев, А.Р. Лебедев** (Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону),  
**С.В. Власкин** (ООО ПКФ "Атлантис-Пак", Ростовская обл.)  
E-mail: anis101@yandex.ru

## Аналитическое исследование напряжений и деформаций в процессах упругопластической осадки высоких тонкостенных цилиндров, обработанных дорнованием

*Рассмотрен процесс осадки полого кругового цилиндра, предварительно обработанного дорнованием и напрессованного на абсолютно жесткую цилиндрическую оправку. Приведены аналитические зависимости, описывающие связи компонент главных деформаций и напряжений в процессе осадки, и условия формирования остаточных напряжений при упругопластическом нагружении цилиндра осевыми силами с учетом последующей упругой разгрузки.*

**Ключевые слова:** остаточные напряжения, упругопластические деформации, осадка, дорнование, тонкостенный кольцевой цилиндр.

*Discusses the process of precipitation of a hollow circular cylinder, the pre-treated by deforming broaching and pressed on brand hard cylindrical mandrel. Analytical dependences describing the communication component of the main strains and stresses in the sediments, and the conditions of formation of residual stresses under elastic-plastic loading of the cylinder by axial forces, taking into account the subsequent elastic unloading.*

**Keywords:** residual stress, elastic-plastic deformation, precipitation, deforming broaching, thin-walled annular cylinder.

Процесс дорнования, применяемый для обработки отверстий трубчатых заготовок, сопровождается образованием больших остаточных напряжений первого рода. Остаточные напряжения в большинстве случаев нежелательны, так как они вызывают погрешности формы и коробление деталей после их деформирования и механической обработки.

Образование остаточных напряжений является следствием большой неоднородности пластической деформации. Если деталь после дорнования подвергнуть повторному пластическому деформированию, используя иную, чем при дорновании, механическую схему деформации, возникнут новые остаточные на-

пряжения, величина и распределение которых зависят от примененной схемы приложения внешних нагрузок. При этом исходные остаточные напряжения полностью снимаются.

Рассмотренный ниже метод осадки кольцевого цилиндра разработан на базе известных экспериментально-теоретических исследований Е.П. Унксова [1], Л.А. Шофмана [2], И.Я. Гарновского и многих других исследователей и, по нашему мнению, является наиболее эффективным способом уменьшения остаточных напряжений в предварительно обработанных дорнованием трубчатых заготовках [3–6]. Сущность упругопластической осадки заключается в следующем. Де-

таль после дорнования напрессовывается на оправку и в этом положении осаждается до появления в ее теле вторичной пластической деформации. Образующаяся новая механическая схема деформаций характеризуется сравнительно высокой равномерностью и обеспечивает существенно меньшие, чем при дорновании, остаточные напряжения.

Для определения остаточных напряжений, деформаций и перемещений применяют известную теорему Г. Генки о разгрузке, которая в рассматриваемом случае предусматривает следующий порядок действий:

определение напряжений, деформаций и перемещений, возникающих при наибольшей нагрузке, по уравнениям теории пластичности;

определение напряжений, деформаций и перемещений, оставшихся после разгрузки, по уравнениям теории упругости;

определение напряжений, деформаций и перемещений после снятия детали с оправки.

Согласно теореме о разгрузке в рассматриваемом случае решены задачи пластической и упругой осадки тонкостенного цилиндра, напрессованного на цилиндрическую оправку. Основные этапы обработки с учетом дорнования отобраны на рис. 1.

На этапе дорнования можно выделить три зоны, протяженность которых изменяется по мере движения инструмента вдоль оси отверстия заготовки: зону сформировавшихся остаточных окружных  $\sigma'_t$  и радиальных  $\sigma'_r$  напряжений (сечение I); активную зону упругопластической деформации с рабочими напряжениями  $\sigma_t$  и  $\sigma_r$ , ограниченную шириной цилиндрической ленточки (сечение II); зону осевых напряжений  $\sigma_z$ , определяемых сопротивлением перемещению инструмента (сечение III).

После дорнования заготовка напрессовывается на оправку, диаметр которой близок к диаметру дорна, при этом в стенках заготовки (сечение IV) за счет сил упругости по всей длине контакта возникают напряжения  $\sigma_t$  и  $\sigma_r$ .

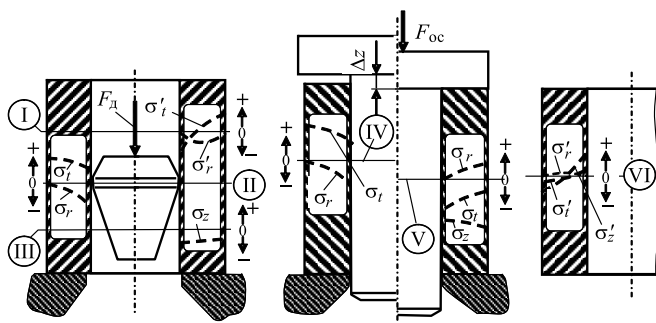


Рис. 1. Модификация напряжений в стенках цилиндра на этапах дорнования отверстия (сечения I...III), напрессовки на оправку (сечение IV), осадки (сечение V) и распрессовки (сечение VI)

С началом пластической осадки под действием силы  $F_{oc}$ , приложенной к торцам заготовки, соотношения напряжений при известном сопротивлении материала пластическому деформированию  $\sigma_s$  согласно условию пластичности

$$0,5\sqrt{2[(\sigma_t - \sigma_r)^2 + (\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_t)^2]} = \sigma_s \quad (1)$$

изменяются в сторону увеличения осевых  $\sigma_z$  и уменьшения взаимозависимых окружных  $\sigma_t$  и радиальных  $\sigma_r$  (сечение V). Одновременно с уменьшением напряжений  $\sigma_t$  и  $\sigma_r$  происходят ослабление натяга запрессовки и при определенном значении осевого укорочения  $\Delta z$  отрыв поверхности цилиндра от поверхности оправки и образование погрешности типа "бочка". Поэтому в процессе операции осадки необходимо контролировать текущие значения деформаций и сил.

По окончании процесса осевого деформирования и съема детали с оправки в ее стенках образуются новые остаточные напряжения, имеющие иное, чем при дорновании, распределение и величину (сечение VI).

Для установления закономерностей образования остаточных напряжений, определения оптимальных режимов и выработки рекомендаций по использованию предложенного способа на практике нами выполнены специальные теоретические и экспериментальные исследования.

Введем обозначения:  $r$  — текущий радиус цилиндра;  $r_1$  — радиус отверстия;  $m$  — отношение радиусов наружной и внутренней поверхностей цилиндра.

Известно решение задачи формоизменения *толсто-стенных колец малой высоты* [2]. Рассматриваемый вариант осадки *тонкостенного* кольцевого цилиндра отличается от известного введением в расчет данных, учитывающих влияние деформаций и напряжений, возникающих при его напрессовке на жесткую оправку, а именно:

перемещения на внутренней поверхности тела равны нулю ( $U_r = 0$  при  $r = r_1$ );

радиальные напряжения на наружной поверхности равны нулю ( $\sigma_r = 0$  при  $r = mr_1$ );

касательные напряжения имеют постоянную величину на поверхности контакта инструмента с деталью (по торцам);

осевая пластическая деформация  $\epsilon_z$  не зависит от радиальной координаты.

Условие нагружения по торцам при осадке тонкостенных цилиндров позволяет принять следующие соотношения для напряжений:

$$|\sigma_z| > |\sigma_t| > |\sigma_r|. \quad (2)$$

Пластическое формоизменение при осадке тонкостенного цилиндра сопровождается образованием



напряжений, которые с учетом ограничений (2) могут быть рассчитаны по формулам [4]

$$\sigma_{t\text{пл}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left[ \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2}{\sqrt{3m^4 + 1}} - \frac{2}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1}} \right], \quad (3)$$

$$\sigma_{r\text{пл}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2}{\sqrt{3m^4 + 1}}, \quad (4)$$

$$\sigma_{z\text{пл}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left[ \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2}{\sqrt{3m^4 + 1}} - \frac{3(r/r_1)^2 + 1}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1}} \right]. \quad (5)$$

По теореме Г. Генки о разгрузке на первом этапе выполняется решение задачи определения остаточных напряжений, деформаций и перемещений по уравнениям теории пластичности. К началу пластического формоизменения интенсивность напряжений в стенках деформируемого цилиндра, зависящая от значений напряжений  $\sigma_t$ ,  $\sigma_r$ ,  $\sigma_z$ , должна достичь величины сопротивления материала пластическому деформированию  $\sigma_s$ . В данном случае это произойдет за счет увеличения осевого давления  $p_{z\text{ос}}$ , прилагаемого к поверхности контакта инструмента с торцом заготовки. По абсолютной величине прилагаемое давление должно быть равно объему эпюры осевых напряжений  $\sigma_z$ , приходящихся на единицу площади их приложения:

$$\pi r_1^2 (m^2 - 1) p_{z\text{ос}} = \left| \int_0^{2\pi} \int_0^{mr_1} \sigma_z r dr d\phi \right|.$$

После интегрирования получаем

$$p_{z\text{ос}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left[ \frac{3m^2 + 1}{\sqrt{3m^4 + 1}} \frac{2m + 1}{m + 1} - \left( \ln \frac{3m^2}{\sqrt{3m^4 + 1} + 1} - 2 \right) \frac{m + 2}{m + 1} \right].$$

По значению давления  $p_{z\text{ос}}$  можно определить с достаточной для практики точностью силу, обеспечивающую пластическое состояние осаживаемого цилиндра:

$$F_{\text{ос}} = p_{z\text{ос}} [\pi(m^2 - 1)] r_1^2.$$

На втором этапе определяются напряжения, деформации и перемещения в идеальном упругом цилиндре с применением уравнений теории упругости при условии его нагружения давлением  $p_{z\text{ос}}$ . Пре-

дельное упругое состояние осаживаемого цилиндра наступает при достижении следующих значений относительных деформаций и связанных с ними напряжений:

$$\varepsilon_{t\text{упр}} = \frac{\sigma_s}{E} \frac{1 - \mu^2}{1 - 2\mu} \frac{\mu [1 - (r_1/r)^2] m^2}{(1 + \mu)m^2 + (1 - \mu)},$$

$$\varepsilon_{r\text{упр}} = \frac{\sigma_s}{E} \frac{1 - \mu^2}{1 - 2\mu} \frac{\mu [1 + (r_1/r)^2] m^2}{(1 - \mu)m^2 + (1 - \mu)}, \quad (6)$$

$$\varepsilon_{z\text{упр}} = \frac{\sigma_s}{E} \frac{1 - \mu^2}{1 - 2\mu} \frac{m^2 + 1 - 2\mu}{(1 - \mu)m^2 + (1 - \mu)}, \quad (7)$$

$$\sigma_{r\text{упр}} = p_{z\text{ос}} = \frac{\mu [(r_1/r)^2 + 1]}{(m^2 + 1) + \mu(m^2 - 1)}, \quad (8)$$

$$\sigma_{r\text{упр}} = -p_{z\text{ос}} = \frac{\mu [(r_1/r)^2 - 1]}{(m^2 + 1) + \mu(m^2 - 1)}, \quad (9)$$

$$\sigma_{z\text{упр}} = -p_{z\text{ос}}. \quad (10)$$

После снятия осевой нагрузки  $p_{z\text{ос}}$  в стенках тонкостенного цилиндра сохраняются напряжения, определяемые разностями напряжений (3)...(5) и соответствующих им напряжений (8)...(10), полученных при условиях пластической и упругой осадки:

$$\sigma'_t = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} + 1 \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2}{\sqrt{3m^4 + 1} + 1} - \frac{2}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1}} \right) + p_{z\text{ос}} \frac{\mu [1 + (mr_1/r)^2]}{(m^2 + 1) + \mu(m^2 - 1)}, \quad (11)$$

$$\sigma'_r = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} + 1 \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2}{\sqrt{3m^4 + 1} + 1} - p_{z\text{ос}} \frac{\mu [(mr_1/r)^2 - 1]}{(m^2 + 1) + \mu(m^2 - 1)}, \quad (12)$$

$$\sigma'_z = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} + 1}{\sqrt{3m^4 + 1} + 1} \frac{r_1 m^2}{r^2} - \frac{3(r/r_1)^2 + 1}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1}} \right) + p_{z\text{ос}}. \quad (13)$$

После распрессовки напряжения  $\sigma'_t$ ,  $\sigma'_r$ ,  $\sigma'_z$  перераспределяются. При этом радиальные остаточные напряжения на внутренней и наружной поверхностях

становятся равными нулю. Это условие равносильно приложению давления  $p_r$  к поверхности отверстия, равного по абсолютной величине остаточному напряжению  $\sigma'_r$  и противоположно ему направленного. При  $r = r_1$

$$p_r = -\sigma'_r \quad (14)$$

В процессе осадки давление  $p_r$  на поверхности контакта оправки с отверстием цилиндра уменьшается практически до нуля. В результате конечные значения остаточных напряжений получают приращения. Окончательные выражения для определения остаточных напряжений в стенке тонкостенного цилиндра после осевого деформирования и распрессовки в виде разностей напряжений, полученных из уравнений (11)...(14), имеют вид

$$\sigma_{t\text{ост}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left( \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} + 1}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} - 1} \left( \frac{mr_1}{r} \right) - \frac{2}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1}} \right) + p_{z\text{ос}} \frac{\mu[1 + (mr_1/r)^2]}{[m^2 + 1] + \mu[m^2 - 1]} - p_r \frac{(mr_1/r)^2 + 1}{(mr_1/r)^2 - 1};$$

$$\sigma_{r\text{ост}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} + 1}{\sqrt{3m^4 + 1} + 1} \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2 - p_{z\text{ос}} \frac{\mu[1 + (mr_1/r)^2]}{(m^2 + 1) + \mu(m^2 - 1)} + p_r \frac{(mr_1/r)^2 + 1}{(mr_1/r)^2 - 1};$$

$$\sigma_{z\text{ост}} = \frac{\sigma_s}{\sqrt{3}} \left[ \ln \frac{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1} + 1}{\sqrt{3m^4 + 1} + 1} \left( \frac{mr_1}{r} \right)^2 - \frac{3(r/r_1)^2 + 1}{\sqrt{3(r/r_1)^4 + 1}} \right] + p_{z\text{ос}}.$$

Графики распределения напряжений (рис. 2) показывают, что наибольшими по абсолютной величине являются осевые остаточные напряжения, но даже у толстостенных деталей после осадки их значения составляют не более 10 % от величины  $\sigma_s$ .

Экспериментальные исследования способа снятия остаточных напряжений не только подтвердили его высокую эффективность с точки зрения уменьшения остаточных напряжений, но и доказали возможность устранения некоторых видов погрешностей формы обработанной дорнованием трубчатой заготовки. На рис. 3 приведен график зависимости наибольших осевых остаточных напряжений  $\sigma_{z\text{ост}}$  от степени осевой деформации  $\varepsilon_z$ . Уже при осадке 0,4 % остаточные напря-

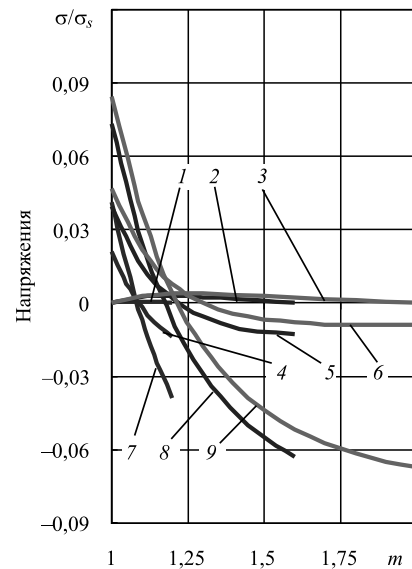


Рис. 2. Распределения радиальных (1, 4, 7), окружных (2, 5, 8) и осевых (3, 6, 9) остаточных напряжений в стенках цилиндра после осадки с запрессованной в его отверстие оправкой и последующей распрессовки

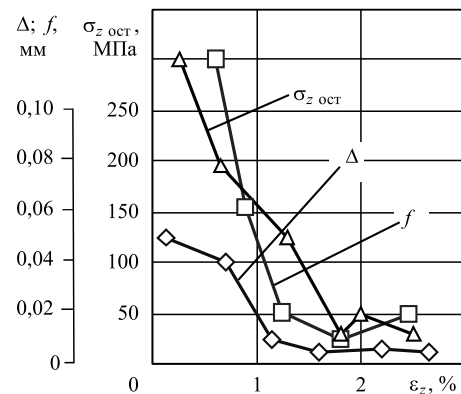


Рис. 3. Влияние степени осевой деформации  $\varepsilon_z$  на остаточные напряжения  $\sigma_{z\text{ост}}$ , погрешности формы отверстия  $\Delta$  и отклонение от прямолинейности оси  $f$

жения уменьшаются, а начиная с деформации, равной 1 %, и выше напряжения практически снимаются.

Дополнительным эффектом операции осадки является устранение первоначального натяга в соединении цилиндра с оправкой. После осадки уменьшаются все компоненты остаточных напряжений, в том числе радиальные, поэтому в процессе осадки происходит увеличение диаметра отверстия цилиндра, который можно рассчитать по формуле

$$d_{\text{отв}} = d_{\text{опр}} + \frac{p_r}{E} \left( 2 \frac{m^2 + 1}{m^2 - 1} + 1 \right),$$

где  $d_{\text{опр}}$  — диаметр оправки, примерно равный диаметру калибрующего зуба дорна.

**Заключение**

Анализ напряжено-деформированного состояния материала деталей из труб, предварительно обработанных дорнованием, позволяет рекомендовать метод упругопластической осадки для устранения в них остаточных напряжений и повышения точности формы отверстий.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Унксов Е.П. Инженерная теория пластичности. М.: Машгиз, 1960. 530 с.
2. Шофман Л.А. Теория и расчеты процессов холодной штамповки. Л.: Машиностроение, 1964. 375 с.

3. А. с. № 774904 В 23 Р 25/00. Способ снятия остаточных напряжений в трубных заготовках / Проскуряков Ю.Г., Исаев А.Н., Романов В.Н., Валяев Ф.Ф.; Заявл. 04.11.78; Опубл. 30.10.80. Бюл. № 40.

4. Проскуряков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н. Объемное дорнование отверстий. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.

5. Локощенко А.М., Терауд В.В. Экспериментально-теоретическое исследование осадки круговых цилиндров при ползучести // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. 2011. Т. 4. № 5. С. 2313, 2314.

6. Технология и инструменты отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник. В 2 т. Т. 1 / под общ. ред. А.Г. Сулова. М.: Машиностроение, 2014. 480 с.

УДК 621.77.04

А.В. Королев, А.Ф. Балаев

(Саратовский государственный технический университет им. Ю.А. Гагарина)

E-mail: bandrey.sc@gmail.com

## Исследование механизма продольной вибромеханической правки длинномерных цилиндрических деталей

*Описан отделочно-упрочняющий способ вибромеханической правки цилиндрических длинномерных деталей путем равномерного продольного перемещения регулируемого изгиба. На основании математического и компьютерного моделирования выполнено исследование механизма правки. По результатам исследования установлена степень влияния технологических режимов правки на остаточную деформацию и остаточное напряжение длинномерной детали при вибромеханической правке.*

**Ключевые слова:** вибромеханическая правка, продольная правка, пластическая деформация, длинномерные детали, остаточные напряжения, компьютерное моделирование.

*The method of finishing, hardening and straightening of cylindrical long-length details by dint of vibro-mechanical longitudinal movement controlled bending is described. On the basis of mathematical and computer modeling was investigated the mechanism of rectification. The study established the degree of influence of technological conditions related to the amount of residual deformation and residual stress of long-length details by dint of vibro-mechanical straightening.*

**Keywords:** vibromechanic straightening, longitudinal correction, plastic deformation, long-length details, residual stresses, computer simulation.

**Введение**

Стабильность геометрической точности длинномерных деталей, используемых в механизмах машин, является одним из важнейших факторов, определяющих надежность машины в целом. Особенно высоки требования к обеспечению точности маложестких валов, предназначенных для передачи крутящего момента. Даже незначительные отклонения от прямолинейности оси вращающегося маложесткого вала при наличии осевой нагрузки могут приводить к потере его устойчивости, возникновению биений и возбуждению вынужденных колебаний. Все это влечет за собой изменение условий эксплуатации, сокращение срока служ-

бы машины и риск возникновения аварийных ситуаций. Для снижения влияния остаточных напряжений на геометрическую точность изделий, в ходе эксплуатации на заключительной стадии производственного процесса предусмотрена операция отпуска, обеспечивающая релаксацию остаточных напряжений.

Традиционно отпуск проводится путем нагрева и медленного охлаждения изделия, сопровождаемого его деформацией. Для устранения возникшей после термического отпуска остаточной деформации валов применяется операция правки. Существующие способы правки длинномерных маложестких валов [1–3] направлены на устранение погрешности формы лишь на локальных участках, где эта погрешность наибо-

лее явна. Упругопластическая деформация локальных участков вала в результате правки приводит к неравномерному распределению внутренних напряжений. При эксплуатации таких валов происходят релаксация остаточных напряжений и изменение их геометрической формы. Для решения этой задачи авторами был разработан новый способ правки длинномерных мало жестких деталей, сочетающий в себе стабилизирующий, упрочняющий и отделочный виды обработки. Характерными отличиями данного способа являются:

- простота реализации;
- равномерное перемещение зоны пластической деформации вдоль всего вала, обеспечивающее снятие остаточных напряжений по всему его объему;
- осуществление одновременно упрочняющей и выглаживающей обработок за счет применения инструмента с повышенной твердостью и низкой шероховатостью.

### Описание способа правки

Принцип разработанного способа правки длинномерных мало жестких цилиндрических деталей состоит в протягивании упрочняющей втулки 4 (рис. 1) вдоль непрерывно вращающейся с частотой  $n$  детали 1. Под действием изгибающего момента  $M_z$ , вызванного поворотом втулки 4 на регулируемый угол  $\alpha$  относительно оси вращения  $x$  детали 1, в зоне контакта втулки 4 и поверхности детали 1 возникает упругопластическая деформация. Непрерывное перемещение инструмента 3 с постоянной подачей  $S$  вдоль оси вращения детали в направлении удаления от патрона 2 приводит к прохождению локальной зоны упругопластической деформации через всю деталь, что приводит к исправлению формы всей детали. Колебания изгибающего момента в зоне упругой деформации, обусловленные

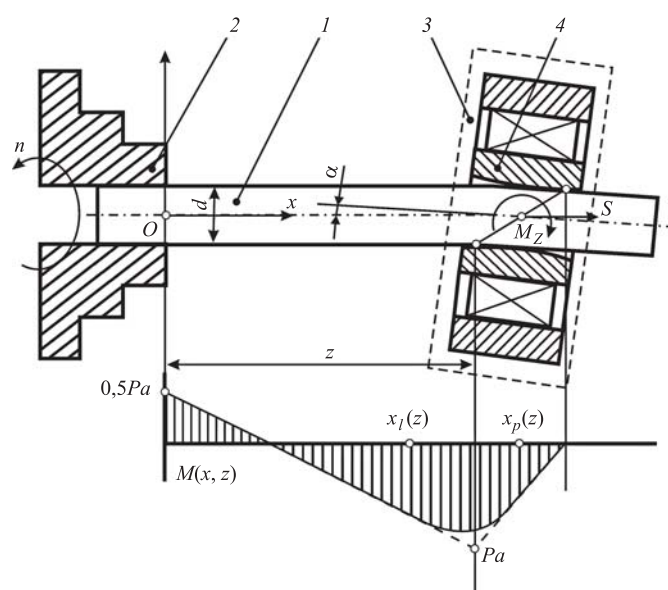


Рис. 1. Схема вибромеханической правки длинномерных деталей

вращением вала, приводят к снятию остаточных напряжений, которые возникли после упругопластического воздействия втулки 4. Значение угла изгиба выбирается таким образом, чтобы создаваемый изгибающий момент обеспечивал поверхностную пластическую деформацию детали.

Для определения числовых значений технологических факторов: угла изгиба, частоты вращения детали и подачи была разработана математическая модель [4, 5] механизма вибромеханической правки длинномерных деталей, которая устанавливает функциональную связь между перечисленными параметрами и геометрическими показателями качества детали. При математическом моделировании механизма вибромеханической правки длинномерных деталей были приняты следующие допущения:

- физико-механические свойства детали не изменяются в процессе обработки;
- геометрический центр плоского сечения, ограниченного линией контакта инструмента с цилиндрической поверхностью детали, лежит на оси вращения детали;
- действие инерционных и прочих видов динамических сил не оказывает значимого влияния на процесс деформации.

Вследствие сложного характера функциональной зависимости для наглядной оценки влияния технологических факторов на остаточную деформацию было выполнено компьютерное моделирование.

### Компьютерное моделирование

В качестве исходных данных для компьютерного моделирования был выбран цилиндрический стержень диаметром  $d = 4$  мм и рабочей длиной  $L = 120$  мм (площадь поперечного сечения стержня  $F = 12,5$  мм<sup>2</sup>; момент сопротивления  $W = 6,28$  мм<sup>3</sup>, осевой момент инерции  $J = 12,5$  мм<sup>4</sup>) из стали 40 ГОСТ 1050—2013 ( $E = 2,1 \cdot 10^5$  МПа;  $G = 8,5 \cdot 10^4$  МПа;  $\sigma_s = 610$  МПа). По результатам компьютерного моделирования получены графики зависимостей остаточной деформации (рис. 2, 3) и остаточных напряжений (рис. 4) от технологических режимов обработки.

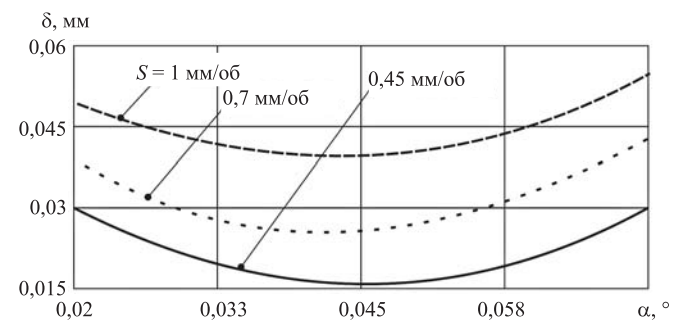


Рис. 2. Зависимость максимальной остаточной деформации  $\delta(S, \alpha)$  заготовки после обработки от угла изгиба  $\alpha$  при различной подаче  $S$



На рис. 2 показана зависимость максимальной остаточной деформации  $\delta$  заготовки после обработки от угла  $\alpha$  ее изгиба инструментом при различной подаче инструмента  $S$ . Видно, что остаточная деформация заготовки после обработки тем больше, чем больше подача инструмента. Это объясняется тем, что фактически остаточная деформация формируется на последнем пластическом изгибе заготовки, перед выходом ее из контакта с инструментом, а с увеличением подачи последний пластический изгиб находится на большем расстоянии от последующего упругого изгиба, и поэтому он больше, чем при меньшей подаче.

Согласно графикам, приведенным на рис. 2, с увеличением угла изгиба от нулевого значения до критического остаточная деформация уменьшается, а по достижении критического значения и при дальнейшем увеличении угла изгиба — возрастает. Такой характер зависимости объясняется тем, что при малой величине изгиба заготовки она преимущественно деформируется упруго и исправляющая способность процесса обработки невысокая, что приводит к частичному сохранению первоначальной деформации. С дальнейшим увеличением угла изгиба возрастают изгибные напряжения и степень пластической деформации заготовки, в результате которой более активно удаляется ее исходная деформация. При достижении критического значения угла изгиба остаточная деформация становится минимальной. Последующее увеличение угла изгиба приводит к росту остаточной деформации, поскольку, несмотря на полное удаление исходной деформации, возрастает величина изгибных напряжений, вызванных пластической деформацией на последнем обороте заготовки перед началом ее упругой деформации. Таким образом, при угле изгиба заготовки выше оптимального остаточная деформация заготовки зависит только от той остаточной деформации, которая образуется в результате обработки.

На рис. 3 представлена зависимость остаточной деформации  $\delta$  заготовки от угла изгиба заготовки  $\alpha$  для различных значений исходного момента заготовки  $M_z$ ,

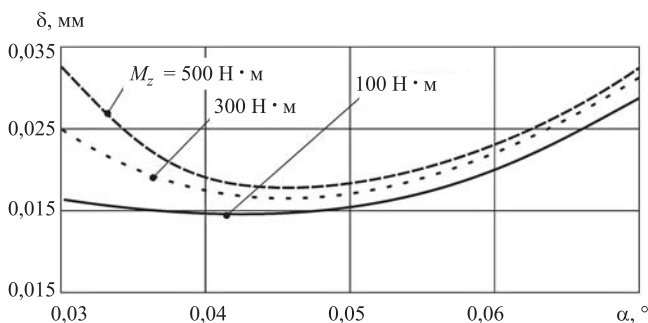


Рис. 3. Зависимость остаточной деформации заготовки  $\delta(M_z, \alpha)$  от угла изгиба  $\alpha$  для различных значений исходного момента пластической деформации заготовки

вызавшего ее пластическую деформацию. Видно, что при малых углах изгиба заготовки влияние исходного момента пластической деформации на остаточную деформацию после обработки заготовки велико. Объясняется это тем, что при малых углах изгиба заготовки в ее материале возникает слабый момент пластической деформации, который не в состоянии скомпенсировать исходный момент пластической деформации и, следовательно, исправить форму заготовки. С увеличением угла изгиба заготовки степень пластической деформации материала становится достаточной для удаления исходной погрешности даже в случае ее существенной величины. Поэтому влияние этого фактора заметно снижается. Но, как было показано выше (см. рис. 2), при очень больших углах изгиба заготовки возникает собственная остаточная деформация заготовки, которая возрастает с увеличением угла изгиба независимо от исходной погрешности заготовки.

Наряду с регулируемым углом изгиба заготовки и подачей важным технологическим фактором является продолжительность обработки. Как видно из графиков, приведенных на рис. 4, с увеличением времени обработки остаточные напряжения в заготовке уменьшаются. Так как вдоль оси детали остаточные напряжения различны как по величине, так и по направлению, то на графиках напряжения представлены как модуль разности между максимальными противоположными по знаку остаточными напряжениями.

Уменьшение остаточных напряжений с увеличением продолжительности обработки вызвано тем, что в процессе вибромеханической стабилизации энергия, создаваемая при обработке, постепенно поглощает потенциальную энергию образования остаточных напряжений в заготовке. При выборе времени обработки следует учитывать, что помимо снятия напряжения

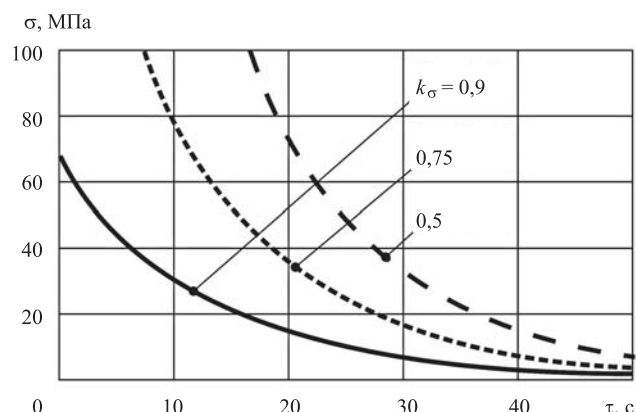


Рис. 4. Зависимость остаточных напряжений в детали  $\sigma_0(k_\sigma, \tau)$  от времени обработки  $\tau$  при различных значениях величины  $k_\sigma = \sigma_t / \sigma_m$  (где  $\sigma_t$  — предел текучести;  $\sigma_m$  — максимальное напряжение в заготовке), характеризующей наличие остаточных напряжений в заготовке

часть энергии упругой деформации поглощается крупными дефектами материала, такими как микротрещины и дислокации. Поэтому время вибромеханической обработки следует разумно ограничивать, так как чрезмерная обработка вызывает увеличение потенциальной энергии и развитие дефектов материала детали.

Уменьшить потребное время вибромеханической обработки можно увеличением внешней нагрузки или частоты циклических колебаний заготовки, представленного изгибающим моментом и частотой вращения заготовки соответственно.

### Заключение

Выполненное компьютерное моделирование механизма правки длинномерных цилиндрических деталей регулируемым изгибом позволило выявить и наглядно представить зависимости остаточных напряжений и деформаций длинномерных деталей от основных технологических факторов. Полученные результаты, в частности, могут быть использованы при проектировании технологических процессов правки торсионных валов, карданных валов, штоков и других длинномерных стержневых деталей, изготавливаемых на машиностроительных предприятиях. Относительно низкие за-

траты электроэнергии и выявленная при исследовании высокая производительность позволяют рекомендовать данный способ для замены операций низкотемпературного отпуска и локально воздействующей правки длинномерных деталей.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зайдес С.А., Мураткин Г.В. Упрочнение, восстановление, правка валов: учеб. пособие. Иркутск, ИрГТУ, 2005. 336 с.
2. Мураткин Г.В., Котова И.В. Математическая модель процесса правки деталей методом поверхностного пластического деформирования с предварительным изгибом заготовки // Металлообработка. 2004. № 4. С. 27—31.
3. Зайдес С.А., Забродин В.А., Мураткин Г.В. Поверхностное пластическое деформирование. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2002. 304 с.
4. Королев А.В., Балаев А.Ф., Савран С.А. Математическая модель правки длинномерных деталей перемещением регулируемого изгиба // Успехи современной науки. 2016. № 8. Т. 4. С. 85—88.
5. Koroliov A.V., Balaev A.F., Savran S.A., Davidenko O.Yu. Modelling of the process of vibro-mechanical correction in long-length parts // Vibroengineering PROCEDIA. 2015. Vol. 8. P. 130—134.

УДК 621.778

А.В. Щедрин (Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, АО "НПП "Респиратор", г. Орехово-Зуево), А.Ю. Козлов (ООО МЗ "ТОНАР", Орехово-Зуевский р-н), А.А. Кострюков (ОАО "Демиковский машиностроительный завод", г. Орехово-Зуево)  
E-mail: t-5511@yandex.ru

## Совершенствование охватывающего поверхностного пластического деформирования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемой заготовки

*Экспериментально исследован метод охватывающего поверхностного пластического деформирования сплошных цилиндрических заготовок из стали марки 20 с различной регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения инновационной металлолакирующей смазки, реализующей фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского", а также в условиях применения инструмента с аналогичной регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей.*

**Ключевые слова:** охватывающее поверхностное пластическое деформирование, регулярный микрорельеф, металлолакирующая смазка, удельное усилие обработки, качество обработки.

*Experimentally investigated a method of covering surface plastic deformation of solid cylindrical billet of steel grade 20 with different regular microgeometry of the surface in terms of innovative metall-cladding lubrication implementing fundamental scientific discovery "the effect of the wearlessness friction by Garkunov—Kragelskii", as well as in conditions of application of the same tool with regular microgeometry of the acting surfaces.*

**Key words:** covering surface plastic deformation, regular microrelief, metall-cladding lubrication, specific stress of treatment, quality of treatment.

Как показывают результаты работ [1—7], совместное применение регулярной микрогеометрии воздействующих поверхностей инструмента и современных

металлолакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского", позволяет

существенно повысить производительность и качество обработки, а также снизить ее себестоимость при реализации методов охватывающего поверхностного пластического деформирования (ОППД) сплошных и полых профилей. В частности, усилие ОППД может быть стабильно уменьшено на 25...59 %. При этом вследствие интенсификации параллельного эффекта Ребиндера наблюдается новое феноменальное явление — увеличение указанного выше энергосилового эффекта с ростом степени деформации обрабатываемой заготовки.

С другой стороны, как показывает системный анализ [8, 9] методов ОППД, их эффективность может быть дополнительно повышена путем предварительной регуляризации микрогеометрии поверхности обрабатываемых заготовок деталями охватывающими инструментами с гранулированными элементами [10]. Для проверки технологических возможностей данного системно полученного решения были проведены поисковые экспериментальные исследования.

В качестве экспериментальных образцов-заготовок использовали цилиндрические штоки из стали марки 20 (156 НВ) с длиной участка, обрабатываемого ОППД, 150 мм. Средний исходный параметр шероховатости поверхности  $Ra_3 = 0,765$  мкм.

В качестве обрабатывающего инструмента применяли деформирующие фильеры с диаметром рабочего канала  $D_d = 20$  мм, углами рабочего и обратного конусов  $5^\circ$  и шириной калибрующей ленточки 5 мм. Рабочий канал фильер имел исходный иррегулярный микрорельеф (ИМР) поверхности, полученный шлифованием, с высотой максимального микровыступа 7...11 мкм [11].

Рабочий канал одной из фильер упрочняли однозаходным винтовым регулярным микрорельефом (РМР) с радиусом канавок 1,5 мм, их шагом 0,5 мм и первоначальной глубиной на участке калибрующей ленточки 10 мкм. РМР выполняли на универсальном токарно-винторезном станке с помощью алмазного выглаживателя [1, 3, 5, 7, 12]. Номинальная абсолютная деформация образцов-заготовок на диаметр  $i_n$  варьировалась в диапазоне 0,1...0,5 мм через 0,1 мм. В качестве базовой технологической смазки применяли минеральное масло марки И-40 с добавкой 50 % об. металлоплакирующей присадки "Валена", максимально реализующей эффект

безызносности при трении Гаркунова—Крагельского [1, 7].

ОППД образцов-заготовок осуществляли на испытательной машине Р-5 при скорости 0,05 м/мин с помощью приспособления, конструкция которого представлена в работе [13]. На поверхности участков образцов-заготовок для ОППД имитировали [10] РМР в виде аналогичных однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм с шагом  $\Pi_k$ , равным 0 и 1 мм, и глубиной канавок  $\Gamma_k = 0...30$  мкм. Нулевые параметры РМР:  $\Gamma_k = \Pi_k = 0$  условно соответствуют исходному ИМР со средним параметром шероховатости поверхности  $Ra_3 = 0,765$  мкм.

На рис. 1 представлены продольные профилограммы поверхности образцов-заготовок с предварительно выполненным РМР. Анализ профилограмм показывает, что между первичными канавками РМР поверхности образцов-заготовок в результате "наплывов" [4] на краях этих канавок образуются вторичные канавки РМР, уменьшающиеся по мере увеличения глубины первичных канавок.

На рис. 2 представлена общая графическая зависимость для удельного усилия ОППД. Ее анализ показывает, что максимальные энергосиловые затраты имеют место при иррегулярной микрогеометрии поверхности инструмента и образцов-заготовок, а так же при отсутствии металлоплакирующей присадки в базовом минеральном масле. При этом при  $i_\phi > 0,2$  мм резкий рост

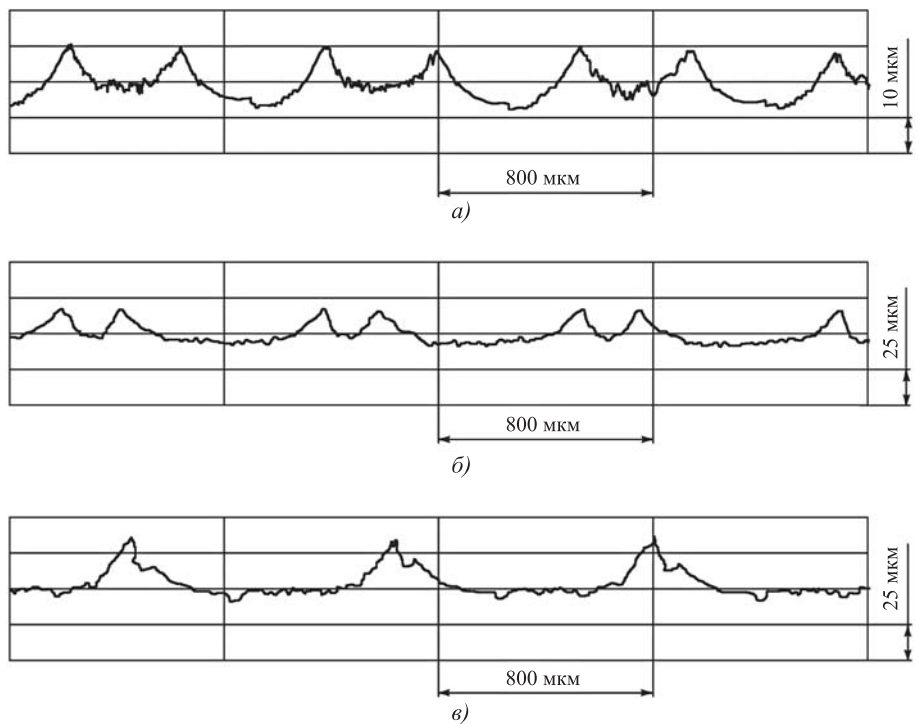
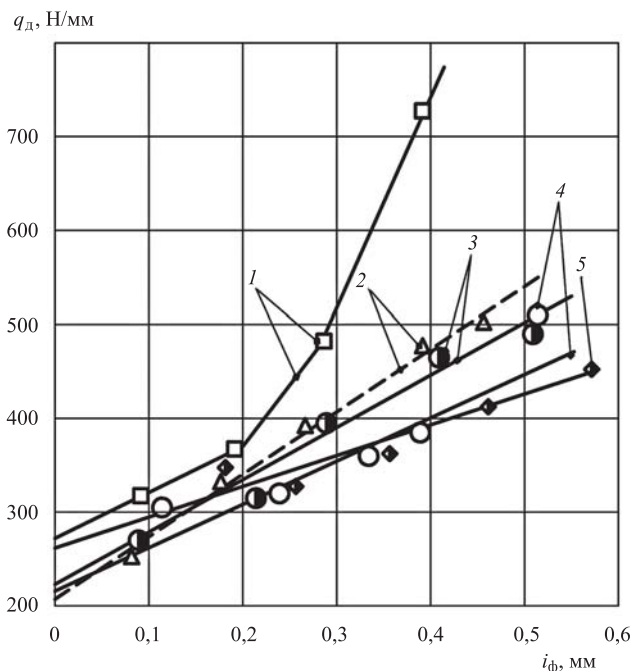


Рис. 1. Продольные профилограммы поверхностей образцов-заготовок с предварительно выполненным РМР:

$a - \Gamma_k = 18$  мкм;  $b - \Gamma_k = 25$  мкм;  $v - \Gamma_k = 30$  мкм



**Рис. 2.** Зависимость удельного усилия ОППД  $q_d$  от абсолютной фактической деформации  $i_\phi$ , характера и параметров микрогеометрии воздействующей поверхности инструмента и поверхности образцов-заготовок:

1 — инструмент и образцы-заготовки с ИМР поверхности (смазка И-40); 2 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с ИМР поверхности ( $\Gamma_k = 0$ , смазка И-40 + 50 % "Валены"); 3 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 18$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 4 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 25$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 5 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 30$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены")

удельного усилия ОППД связан с интенсивным адгезионным наростообразованием обрабатываемого материала на поверхности рабочего канала фильеры, что полностью исключает обработку при таких условиях. Это связано с низкой маслоскостью ИМР поверхности рабочего канала такого инструмента [11], высокой вязкостью обрабатываемого материала, низкой маслоскостью ИМР поверхности образцов-заготовок и невысокими экранирующими свойствами применяемой технологической смазки — минерального масла И-40.

Нелинейная графическая зависимость 1 на рис. 2 в дискретном виде, по диапазонам  $i_\phi$ , аналитически может быть представлена следующим образом, Н/мм:

$$q_d (i_\phi = 0 \dots 0,195 \text{ мм}) = 273,04 + 485,71i_\phi;$$

$$q_d (i_\phi = 0,195 \dots 0,288 \text{ мм}) = 130,86 + 1215,05i_\phi; \quad (1)$$

$$q_d (i_\phi = 0,288 \dots 0,391 \text{ мм}) = -209,32 + 2366i_\phi.$$

С другой стороны, при использовании металлоплакирующей смазки, инструмента и образцов-заготовок с РМР поверхности (рис. 2, зависимости 2...5) [11, 12] можно существенно сократить энергосиловые затраты на трение и деформирование, а также полностью исключить адгезию обрабатываемого материала.

Для точной оценки уменьшения удельного усилия ОППД представим графические зависимости 2...5, приведенные на рис. 2, в аналитическом виде, Н/мм:

$$q_d (\Gamma_k = 0) = 212,31 + 635,21i_\phi;$$

$$q_d (\Gamma_k = 18 \text{ мкм}) = 225,14 + 521,7i_\phi;$$

$$q_d (\Gamma_k = 25 \text{ мкм}) = 214,02 + 487,7i_\phi;$$

$$q_d (\Gamma_k = 30 \text{ мкм}) = 250,5 + 359,69i_\phi.$$

Сравнивая аналитически полученные экстремальные графические зависимости 1 и 5, приведенные на рис. 2, можно сделать вывод, что в диапазоне  $i_\phi = 0,1 \dots 0,4$  мм удельное усилие ОППД уменьшается на 10,9...46,4 % соответственно. При этом аналогично [1—7] еще раз наблюдается новое феноменальное явление — увеличение энергосилового эффекта с ростом абсолютной фактической деформации обрабатываемой заготовки. Другой технологический эффект заключается в увеличении производительности обработки при равном удельном усилии ОППД в виде соответствующего повышения абсолютной фактической деформации  $i_\phi$ .

Такой значительный эффект дополнительно объясняется существенными различиями в формировании очагов деформации, возникающих на рабочем конусе фильеры с РМР воздействующих поверхностей (рис. 3, 4). При ОППД образцов-заготовок с ИМР поверхности (зависимость 2, на рис. 2) на рабочем конусе фильеры возникает положительная волна внеконтактной деформации (см. рис. 3), которая, как известно [4], увеличивает площадь контакта с инструментом и усилие обработки, затрудняет поступление технологической смазки в очаг деформации и препятствует реализации гидродинамического режима трения. С эксплуатационной точки зрения [4] в положительной волне внеконтактной деформации преобладают растягивающие напряжения, вызывающие глубокие микротрещины, переходящие в поверхностный слой готового изделия и снижающие его служебные качества.

При ОППД образцов-заготовок с РМР поверхности (зависимости 3...5 на рис. 2) на рабочем конусе фильеры из-за наличия канавок РМР негативная положительная волна внеконтактной деформации полностью отсутствует (см. рис. 4). Такой эффект от



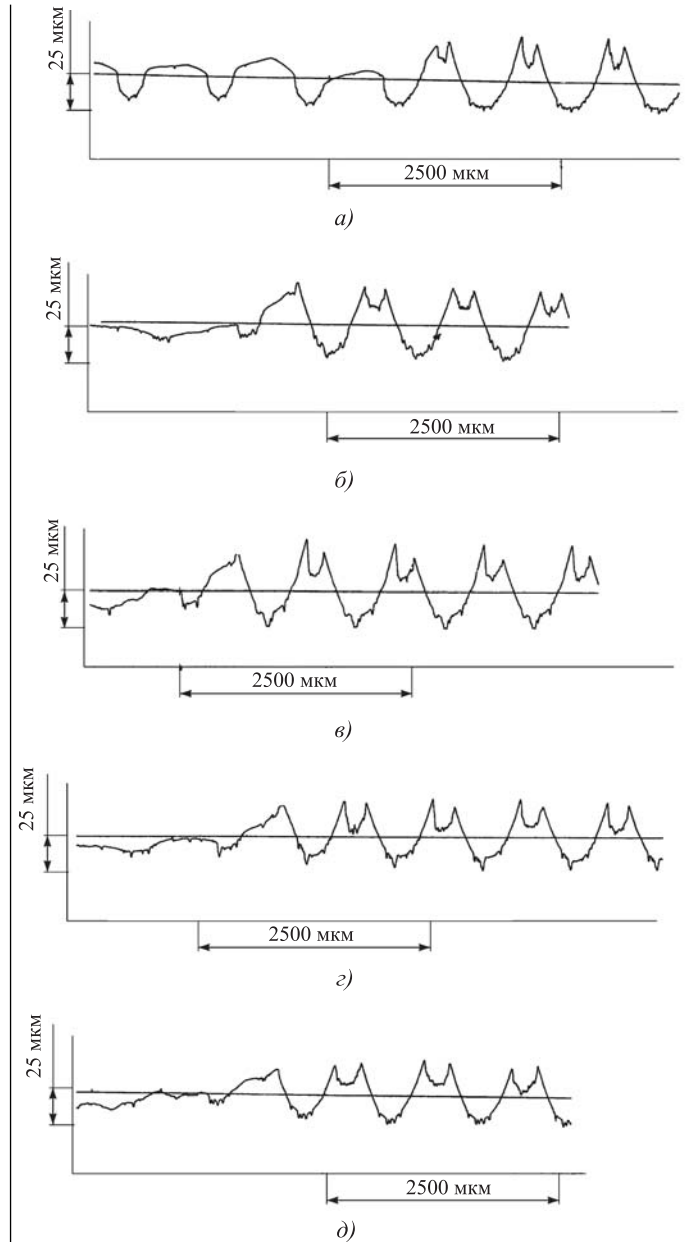
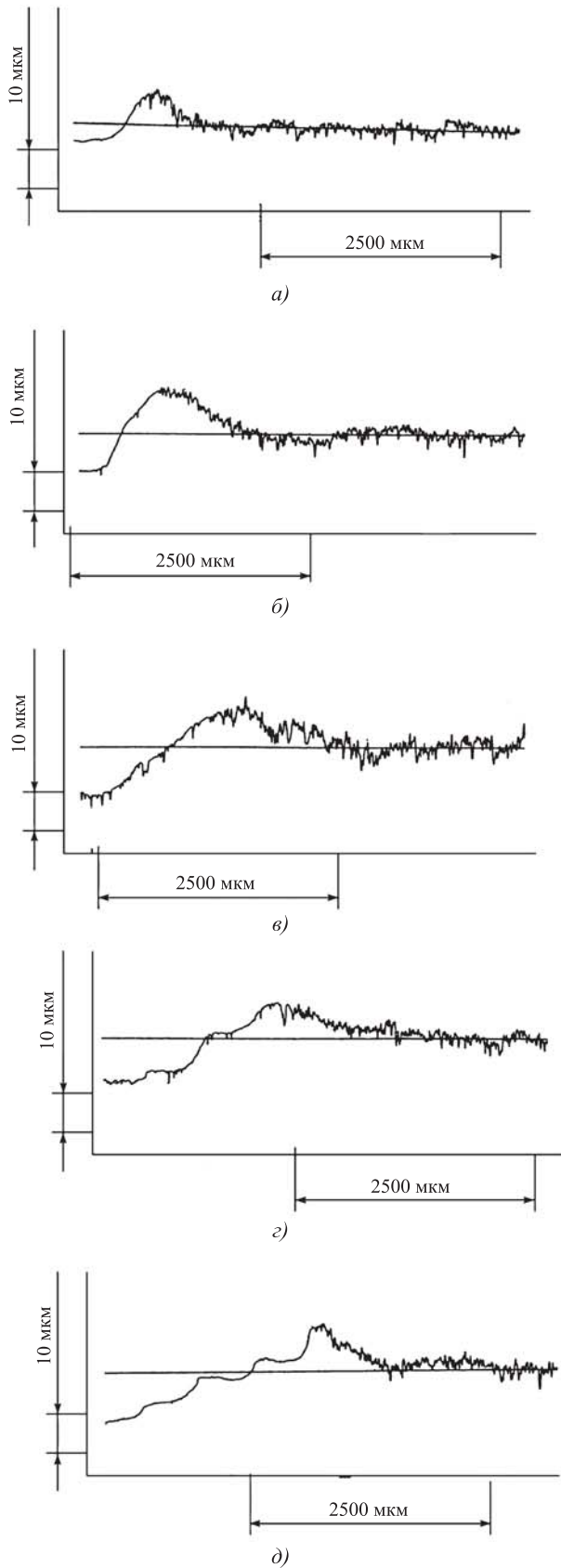


Рис. 4. Продольные профилограммы очагов деформации, возникающих на рабочем конусе фильеры с РМР при ОППД образцов-заготовок с РМР поверхности:

$a - i_{\phi} = 0,125 \text{ мм}$ ;  $б - i_{\phi} = 0,226 \text{ мм}$ ;  $в - i_{\phi} = 0,336 \text{ мм}$ ;  
 $г - i_{\phi} = 0,435 \text{ мм}$ ;  $д - i_{\phi} = 0,54 \text{ мм}$

Рис. 3. Продольные профилограммы очагов деформации, возникающих на рабочем конусе фильеры с РМР при ОППД образцов-заготовок с ИМР поверхности:

$a - i_{\phi} = 0,095 \text{ мм}$ ;  $б - i_{\phi} = 0,186 \text{ мм}$ ;  $в - i_{\phi} = 0,29 \text{ мм}$ ;  
 $г - i_{\phi} = 0,39 \text{ мм}$ ;  $д - i_{\phi} = 0,495 \text{ мм}$

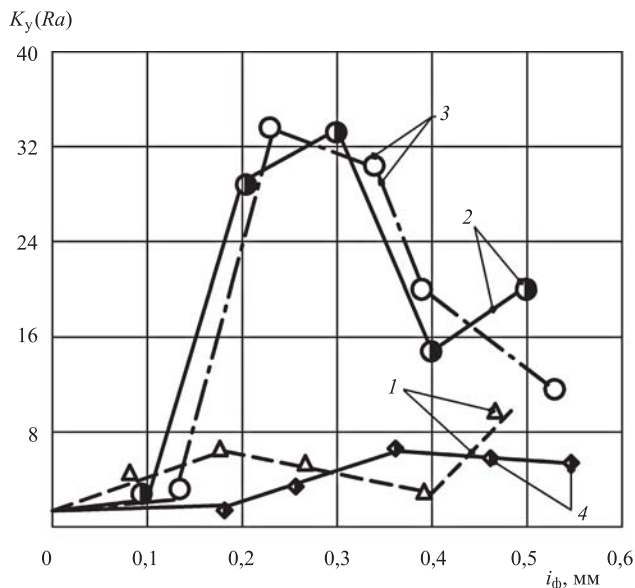


Рис. 5. Зависимость коэффициента уточнения  $K_y$  по параметру шероховатости поверхности  $Ra$  образцов-деталей от абсолютной фактической деформации  $i_\phi$ :

1 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с ИМР поверхности ( $\Gamma_k = 0$ , смазка И-40 + 50 % "Валены"); 2 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 18$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 3 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 25$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 4 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 30$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены")

канавок РМР поверхности образцов-заготовок объясняется нарушением сплошности деформируемого слоя.

На рис. 5 представлена зависимость коэффициента уточнения по параметру шероховатости поверхности образцов-деталей. Ее анализ показывает, что при глубине канавок РМР поверхности образцов-заготовок 18...25 мкм (зависимости 2, 3) за счет реализации эффекта Ребиндера интенсифицируется процесс пластифицирования деформируемого слоя на уровне его шероховатости. Это, как и в предыдущих случаях (см. рис. 2), объясняется тем, что при предварительной регуляризации микрогеометрии поверхности образцов-заготовок формируется развитая оптимальная дислокационная структура поверхностного слоя, ускоряющая химические реакции с поверхностно-активными компонентами металлоплакирующей смазки.

Построив объемные профили, полученных после ОПД образцов-деталей, пример которых представлен на рис. 6, где  $D_d$  — диаметр образца-детали в осевых сечениях в вертикальной и горизонтальной плоскостях, выполним анализ их размерно-геометрической точности и остаточных деформаций.

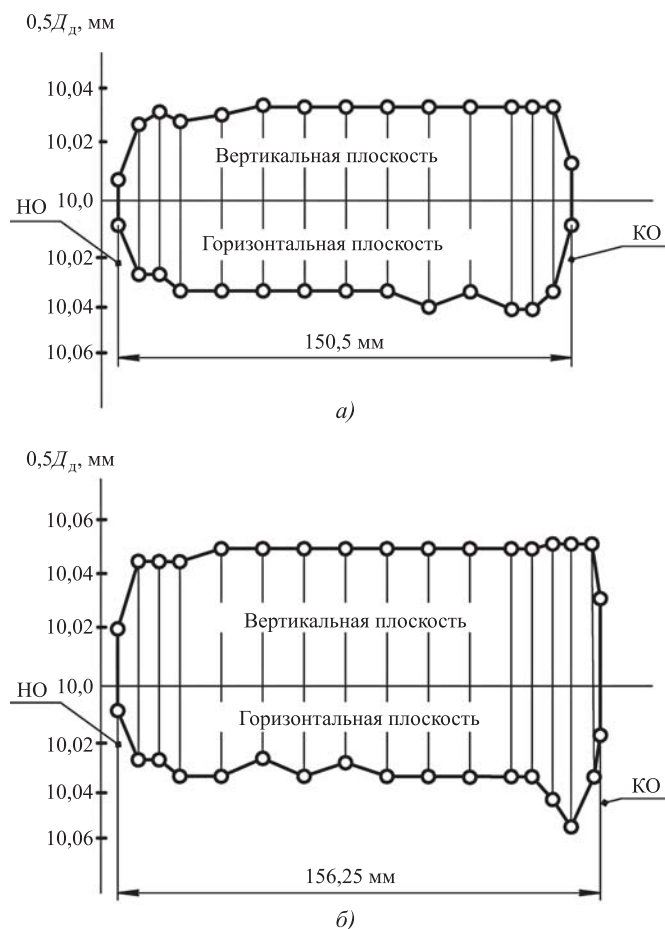
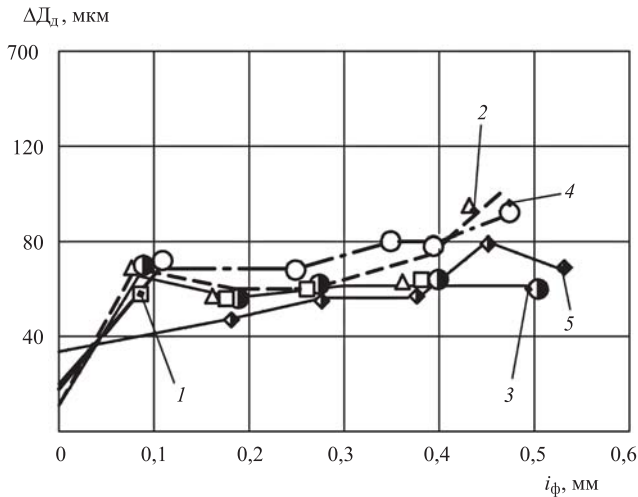


Рис. 6. Характерные профили образцов-деталей, полученных при ОПД образцов-заготовок с ИМР поверхности инструментом с РМР в условиях применения металлоплакирующей смазки:

a —  $i_\phi = 0,083$  мм; б —  $i_\phi = 0,475$  мм

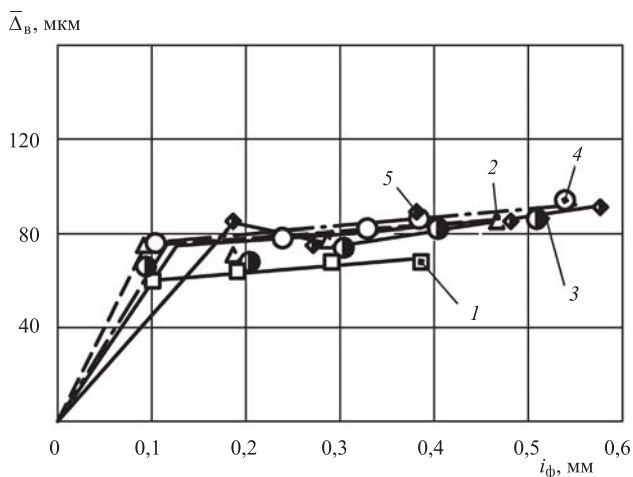
Анализ профилей образцов-деталей, приведенных на рис. 6, показывает, что размерная точность в виде поля рассеяния их диаметра (рис. 7) в большей степени зависит от отклонения профиля продольного сечения, чем от овальности. Отклонение профиля продольного сечения образцов-деталей (см. рис. 6) проявляется в виде фаски смятия на их переднем торце — в начале обработки (НО) и в виде упругого волнообразного восстановления их заднего торца — в конце обработки (КО).

Определив по профилям образцов-деталей (см. рис. 6) их средний диаметр и сравнив его с диаметром рабочего канала фильер, получим зависимость средней диаметральной остаточной деформации в виде упругого восстановления  $\bar{\Delta}_b$  (рис. 8). Анализ этой зависимости показывает, что средний диаметр получаемых образцов-деталей больше диаметра рабочего канала соответствующих фильер. Практическая значимость этой зависимости заключается в корректировке



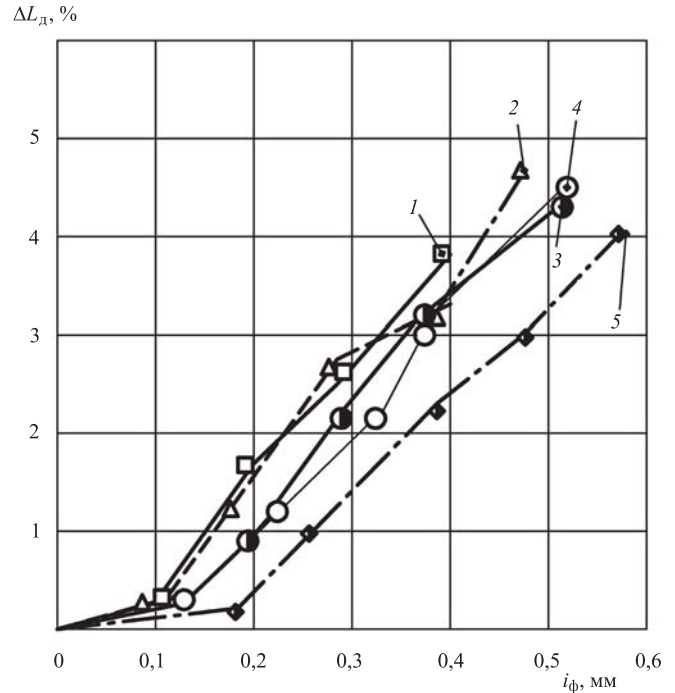
**Рис. 7. Зависимость поля рассеяния диаметра образцов-деталей  $\Delta D_d$  от абсолютной фактической деформации  $i_\phi$ :**

1 — инструмент и образцы-заготовки с ИМР поверхности (смазка И-40); 2 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с ИМР поверхности ( $\Gamma_k = 0$ , смазка И-40 + 50 % "Валены"); 3 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 18$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 4 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 25$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 5 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 30$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены")



**Рис. 8. Зависимость средней диаметральной остаточной деформации  $\bar{\Delta}_v$  образцов-деталей от абсолютной фактической деформации:**

1 — инструмент и образцы-заготовки с ИМР поверхности (смазка И-40); 2 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с ИМР поверхности ( $\Gamma_k = 0$ , смазка И-40 + 50 % "Валены"); 3 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 18$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 4 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 25$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 5 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 30$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены")



**Рис. 9. Зависимость относительного процентного удлинения образцов-деталей  $\Delta L_d$  от абсолютной фактической деформации образцов-заготовок  $i_\phi$ :**

1 — инструмент и образцы-заготовки с ИМР поверхности (смазка И-40); 2 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с ИМР поверхности ( $\Gamma_k = 0$ , смазка И-40 + 50 % "Валены"); 3 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 18$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 4 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 25$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены"); 5 — инструмент с РМР, образцы-заготовки с РМР поверхности ( $\Gamma_k = 30$  мкм, смазка И-40 + 50 % "Валены")

диаметра рабочего канала фильеры с РМР его воздействующих поверхностей в целях получения изделий с требуемыми размером и точностью по диаметру.

При этом максимальный и минимальный диаметры получаемого изделия (детали) будут определяться выражениями

$$\begin{aligned} D_d^{\max} &= D_n + \bar{\Delta}_v + 0,5\Delta D_d; \\ D_d^{\min} &= D_n + \bar{\Delta}_v - 0,5\Delta D_d. \end{aligned} \quad (3)$$

На рис. 9 представлена зависимость для осевой остаточной деформации образцов-деталей в виде их относительного удлинения в результате ОППД. Данная зависимость хорошо коррелируется с зависимостью, приведенной на рис. 2: чем меньше удельное усилие ОППД, тем меньше относительное удлинение образцов-деталей и наоборот.

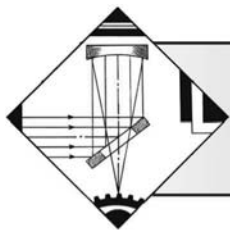
Другой вывод из совместного анализа зависимостей остаточных деформаций (см. рис. 8, 9): чем мень-

ше относительное процентное удлинение образцов-деталей (см. рис. 9), тем больше их средняя диаметральная остаточная деформация в виде упругого восстановления (см. рис. 8) и наоборот. Этот вывод вытекает из условия постоянства объема материала до и после ОППД. Зависимость, приведенная на рис. 9, обеспечивает получение изделия (детали) заданной длины.

Фрагментарно представленные полученные результаты расширяют информационную базу [1—4, 10—13] алгоритмических процедур "систем искусственного технологического интеллекта" [5, 6, 8, 9], используемых для целенаправленного синтеза инновационных методов ОППД инструментом с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей в условиях различных технологий применения современных металлоплакирующих смазок, реализующих фундаментальное научное открытие "эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского" [14—18].

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Ерохин В.В. и др. Повышение качества и производительности методов комбинированной обработки инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности на основе применения металлоплакирующих смазок // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 8. С. 21—25.
2. Гаврилов С.А., Зинин М.А. Применение эффекта безызносности при синтезе металлоплакирующих смазок для экстремальных условий трения // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 21—25.
3. Щедрин А.В., Козлов А.Ю. Совершенствование технологий применения металлоплакирующих смазочных материалов в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования инструментом с регулярной микрогеометрией // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 3. С. 8—12.
4. Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Косарев И.В. и др. Формирование очагов деформации при охватывающем поверхностном пластическом деформировании // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2014. № 10. С. 3—7.
5. Щедрин А.В. и др. Теоретические и экспериментальные исследования охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях применения металлоплакирующих смазочных материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 11—17.
6. Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Воронков В.И. Теоретико-экспериментальное исследование охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях противодействия металлоплакирующих смазочных материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 10. С. 11—15.
7. Гаврилов С.А. Совершенствование процесса поверхностного пластического деформирования на основе применения металлоплакирующих смазочных материалов // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2013. № 4. С. 33—39.
8. Щедрин А.В. и др. Трибология как фундаментальная основа системного проектирования конкурентоспособных технологических объектов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 4. С. 15—20.
9. Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачёва Н.Ю. Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20—26.
10. Щедрин А.В., Кострюков А.А. Перспективные инструменты для реализации методов комбинированной охватывающей обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 7. С. 45, 46.
11. Щедрин А.В. и др. Исследование комбинированного волочения инструментом с регулярным микрорельефом // Вестник машиностроения. 2008. № 4. С. 78—80.
12. Щедрин А.В. и др. Повышение эффективности методов комбинированного волочения за счет регуляризации микрогеометрии рабочей поверхности инструмента // Вестник машиностроения. 2006. № 11. С. 58—60.
13. Shchedrin A.V. Combined machining of parts // Russian Engineering Research. 1997. Vol. 17. No 5. P. 51—65.
14. Щедрин А.В. и др. Совершенствование комбинированных методов редуцирования и прошивания // Metallurg. 2005. № 10. С. 66—69.
15. Щедрин А.В., Гаврилов С.А. Перспективные методы комбинированного волочения сплошных и полых профилей // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 6. С. 51—53.
16. Щедрин А.В. и др. Проектирование инструмента со сферическими деформирующими элементами для охватывающей комбинированной обработки длинномерных заготовок // Вестник машиностроения. 2015. № 8. С. 59—61.
17. Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Сергеев Е.С. Исследование технологических возможностей комбинированного инструмента для охватывающей обработки с параллельным сочетанием резания и деформирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 5. С. 40—44.
18. Трибология на основе самоорганизации / Д.Н. Гаркунов, Э.Л. Мельников, В.Г. Вабель, А.Н. Щедрин и др. Германия: LAMBERT. 245 с.



## Мультифрактальный анализ микроструктур материалов после лазерной обработки

Микроструктуры, сформированные в результате взаимодействия сталей и сплавов с лазерным излучением, характеризуются неоднородностью и упорядоченностью, по-разному проявляемыми в структурной организации на микро- и мезомасштабных уровнях. Для количественной оценки таких структурных состояний использованы комплексные показатели, рассчитываемые по мультифрактальным спектрам. Показано, что в качестве мер для расчета мультифрактальных спектров можно использовать любые количественные характеристики микроструктур, но наиболее высокой информативностью обладает плотность границ зерен. Получена зависимость между микротвердостью и мультифрактальными показателями структуры коррозионно-стойкой стали после лазерной обработки, которая позволяет прогнозировать упрочнение и оптимизировать режимы обработки.

**Ключевые слова:** лазерная обработка, микроструктура, упорядоченность, однородность, фрактал, мультифрактал, твердость, границы зерен, плотность границ.

*The microstructures created as a result of interaction steel and alloys with a laser radiation are characterized by a heterogeneity and orderliness differently shown in the structural organization at the micro and meso large-scale levels. For a quantitative assessment of such structural states the complex indicators counted on multifractal ranges were used. It is shown that as measures for calculation of multifractal ranges it is possible to use any quantitative characteristics of microstructures, but with the highest informational content density of borders of grains answers. Dependence between the microhardness and multifractal indicators of structure of stainless steel after laser processing which allows to predict hardening is received and to optimize the processing modes.*

**Keywords:** laser processing, microstructure, orderliness, uniformity, fractal, multifractal, hardness, borders of grains, density of borders.

### Введение

Технологии обработки материалов концентрированными потоками энергии позволяют создавать поверхностные слои с уникальными физико-механическими и функциональными свойствами, поэтому являются объектами пристального изучения современного материаловедения. Взаимодействие металлических материалов с лазерным излучением как разновидностью концентрированных потоков энергии реализуется в условиях высоких температур и их градиентов, скоростей нагрева и охлаждения, внутренних напряжений, активных потоков вещества и дефектов кристаллического строения. Образование и развитие структур в этих условиях протекает по синергетическим алгоритмам неравновесной термодинамики. Их отличительной особенностью является одновременное сочетание неравновесности, упорядоченности и неоднородности различных структурных составляющих, по-разному проявляющихся на нано-, микро- и мезо-

масштабных уровнях. Такую структурную организацию сложно количественно оценить традиционными показателями, которые используются при описании равновесных состояний гетерогенных поликристаллических материалов.

Многие структурные характеристики материала, находящегося в неравновесном состоянии, долгое время оценивались только на качественном уровне. Как таковым, в частности, можно отнести степени неравновесности, упорядоченности, периодичности и т. п. Применение фрактального и мультифрактального формализма в структурном анализе открывает широкие возможности для количественной оценки структурной организации материала и раскрывает новые стороны известных механизмов структурных превращений.

Мультифрактальный формализм базируется на понятии статистической суммы, для составления которой в качестве меры можно использовать любой количественный показатель структурной организации

материала. Методика генерации мультифрактальных спектров и математический аппарат, описывающий эту процедуру, достаточно подробно изложены в научной литературе и используется в материаловедческих исследованиях [1, 2].

В статье приведены результаты сравнительного анализа мультифрактальных спектров при использовании в качестве мер различных количественных показателей структурной организации материала и приложение этого метода к анализу структурного состояния поверхностей, упрочненных лазерной обработкой.

### Методика исследования

Объектами исследования были микроструктуры быстрорежущей стали Р6М5К5 после стандартной закалки и трехкратного отпуска и коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после лазерной обработки и локального легирования графитом и порошком ВК8. Легирующие обмазки, представляющие собой смеси графита и порошка ВК8 с 5 %-ным раствором канифоли в этиловом спирте, наносили на обрабатываемые поверхности. Их толщина после высыхания и получасовой выдержки в сушильном шкафу при температуре 100 °С составляла ~ 0,1 мм.

Лазерную обработку осуществляли на технологической установке RLS-300 импульсного инфракрасного излучения с длиной волны  $\lambda = 1,06$  мкм на режимах, обеспечивающих плотность теплового потока  $B = (1,7...2,7) \cdot 10^5$  Вт/см<sup>2</sup>.

Изображения микроструктур исследуемых материалов получали с помощью металлографического микроскопа Nikon 200A при 1000-кратном увеличении. Металлографические шлифы изготавливали традиционным способом и травили реактивами, соответствующими составу и структуре материала [3].

При травлении металлографических шлифов идентификация структурных составляющих осуществляется за счет разной интенсивности из взаимодействия с реактивом. Микроструктурные компоненты с более высоким химическим потенциалом подвержены большему травлению и приобретают, как правило, более темный оттенок, поэтому при анализе фрактальных свойств и выборе меры для расчета мультифрактальных спектров применяли алгоритм снятия контрастной маски с исследуемого изображения микроструктуры, а при определении количественных показателей структурной организации использовали только "темные" структурные объекты.

В качестве мер для построения мультифрактальных спектров теоретически можно использовать любые количественные структурные показатели. В данных исследованиях в качестве мер приняли суммарную длину границ и количество микроструктурных объектов на единичной площади металлографического шлифа,

плотность границ и др., методика определения которых изложена в работах [4—6]. Сравнительный анализ мультифрактальных спектров при использовании в качестве мер разных показателей структурной организации материала выполняли на закаленной быстрорежущей стали Р6М5К5.

**Цель исследований** — установление информативности мультифрактальных спектров в зависимости от выбранной меры.

Для расчета мультифрактального спектра изображение микроструктуры, предварительно обработанное программой Image.Pro.Plus.5.1, покрывали сеткой из  $k$  одинаковых ячеек прямоугольной формы. Обработка изображения включала снятие контрастной маски, выделение границ с помощью фильтра Лапласа и калибровку. Затем в каждой ячейке вычисляли количественные показатели структурной организации материала, такие как суммарные значения периметров, площадей и плотность границ всех микроструктурных объектов. По совокупности выбранного количественного структурного показателя для всех ячеек определяли их относительную величину, которая представляет меру для расчета мультифрактального спектра.

Статистическую сумму вычисляли по формуле

$$Z(q, \varepsilon) = \sum_{i=1}^k p_i^q(\varepsilon),$$

где  $p_i$  — величина меры каждой ячейки;  $k$  — число ячеек,  $k = 16$ ;  $q$  — произвольные вещественные целые числа от  $-\infty$  до  $+\infty$ ;  $\varepsilon = (1/k)^{0,5}$  — характеристический линейный размер ячейки.

Компоненты мультифрактального спектра рассчитывали по формуле

$$D_q = \frac{1}{q-1} \lim_{\varepsilon \rightarrow 0} \frac{\ln[Z(q, \varepsilon)]}{\ln \varepsilon}.$$

Значение мультифрактала при  $q = 1$  определяли по отдельной формуле

$$D_1 = \frac{\sum_{i=1}^k p_i \ln(p_i)}{\ln \varepsilon}.$$

Компоненты мультифрактального спектра использовали для расчета ряда показателей структурной организации материала, в частности

$$\Delta_q = D_1 - D_q;$$

$$K_\infty = D_{-\infty} - D_{+\infty}.$$



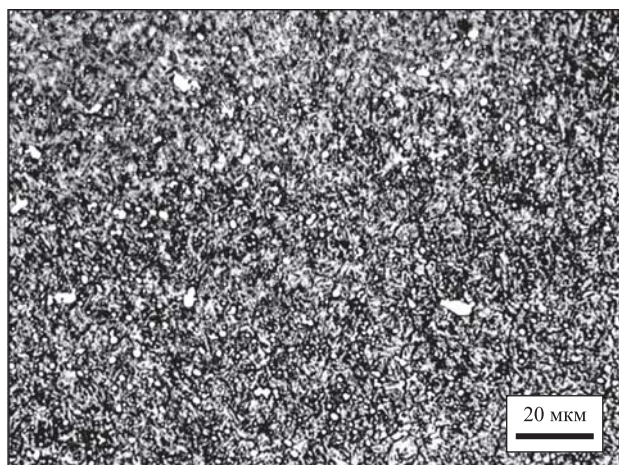


Рис. 1. Микроструктура закаленной быстрорежущей стали Р6М6К5

С их помощью оценивали степени упорядоченности и периодичности микроструктуры соответственно. На практике для вычисления комплексных мультифрактальных показателей достаточно  $q = 40$ . При более точных исследованиях  $q$  равно 100 или даже 200.

Микротвердость определяли на микротвердомере НМV (SHIMADZU).

### Анализ мультифрактальных спектров, рассчитанных по разным мерам

Для выявления информационных свойств мультифрактального спектра в зависимости от принятой меры была выполнена обработка изображения микроструктуры закаленной быстрорежущей стали Р6М5К5, представленной на рис. 1. В качестве меры использовали суммарную длину периметров  $p$ , суммарную площадь "темных" объектов  $f$  и плотность границ  $q$  всех микроструктурных составляющих, зафиксированных в каждой ячейке. Мультифрактальные спектры представлены на рис. 2, а комплексные мультифрактальные показатели сведены в табл. 1.

Таблица 1

Комплексные показатели мультифрактального спектра

Показатель	Суммарный периметр микроструктурных объектов	Суммарная площадь "темных" микроструктурных объектов	Плотность границ микроструктурных объектов
$D_1$	1,9456	1,9972	1,9155
$\Delta_{40} = D_1 - D_{40}$	0,3757	0,0349	0,4675
$K_{40} = D_{-40} - D_{40}$	0,8064	0,1482	1,0291

Информативность мультифрактального спектра оценивали по разнице между максимальными и минимальными значениями составляющих спектра при

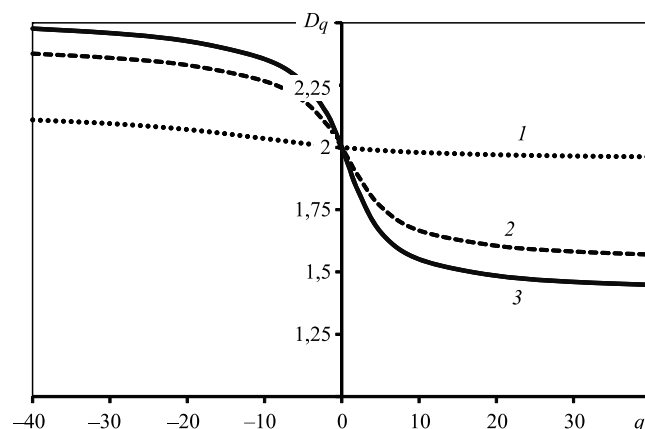


Рис. 2. Мультифрактальные спектры при различных мерах структурной организации материала: суммарной площади (1), суммарном периметре (2), суммарной плотности границ (3) микроструктурных объектов в одной ячейке

$q \rightarrow \pm\infty$ . Сравнительный анализ показывает, что низкой информативностью характеризуется спектр, рассчитанный по суммарной длине периметров, а самой высокой среди рассматриваемых мер — спектр, рассчитанный по плотности границ микроструктурных объектов. Но это не означает, что всегда нужно отдавать предпочтение тем мерам, которые обеспечивают более высокую информативность, так как разные структурные показатели характеризуют различные стороны структурной организации материала.

Показатель  $p$  характеризует суммарную длину границ микрообъектов, которые оказывают наиболее сильное влияние на торможение скользящих дислокаций, генерируемых пластической деформацией. Показатель  $q$  отражает размер микроструктурного объекта и развитость границ, которые также вносят свой вклад в торможение скользящих дислокаций. Поэтому при анализе механизмов формирования упрочненных структур в качестве меры лучше использовать суммарную длину и плотность границ. Границы зерен являются активными каналами диффузионной проводимости, поэтому при анализе микроструктур, сформированных в результате химико-термической обработки, локального легирования и структурной дегградации за счет диффузии водорода и кислорода, предпочтительней использовать показатель  $p$ . Пластичные свойства материала в значительной степени определяются размерами зерен, в этом случае можно использовать мультифрактальные спектры, рассчитанные по суммарной площади микроструктурных объектов.

Плотность границ  $q$  отражает кривизну границ микроструктурных объектов, при этом чем меньше его размер, тем больше величина показателя  $q$ . Этот показатель характеризует внутренние напряжения на границах и их активность с точки зрения генерации

дислокаций, образования концентраторов напряжений микромасштабного уровня и развития первичных очагов разрушения.

Все компоненты мультифрактального спектра связаны между собой, так как изменение меры в одной ячейке вызывает изменение всех остальных, с учетом, что при  $q = 1$  статистическая сумма  $Z(q, \epsilon) = 1$ . Различные ветви зависимости мультифракталов  $D_q$  от показателя  $q$  характеризуют вклад в структурную организацию микроструктурных компонентов с большими и малыми мерами. При  $q \rightarrow -\infty$  степень увеличения  $D_q$  определяется долей мер с малыми значениями, а при  $q \rightarrow +\infty$  степень снижения  $D_q$  — совокупностью мер с большими значениями. Следовательно,  $\Delta_q$  при  $q > 0$  характеризует степень размерной однородности, при этом чем меньше  $\Delta_q$ , тем выше однородность, а при  $\Delta_q = 0$  структура теряет фрактальные свойства.

Показатель  $K_q$  характеризует степень упорядоченности и масштабной инвариантности. Наибольшее значение  $K_q$  соответствует неоднородной структуре, в которой имеется значительное число составляющих с большими и малыми структурными показателями.

### Мультифрактальный анализ структур после лазерной обработки

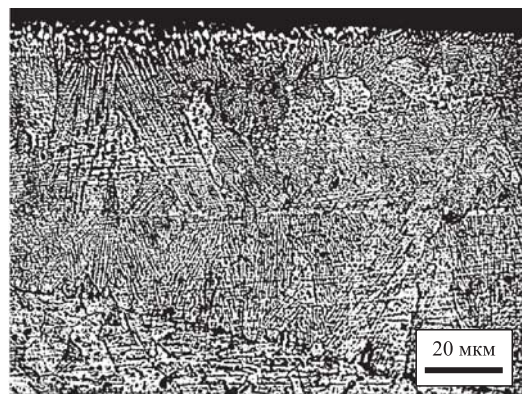
На рис. 3 представлены микроструктуры коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после лазерной обработки и локального лазерного легирования.

В качестве меры при расчете мультифрактальных спектров коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после лазерной обработки приняли плотность границ, учитывая, что развитость границ зерен оказывает наиболее активное влияние на торможение подвижности скользящих дислокаций при пластической деформации и определяет степень повышения микротвердости при упрочнении металлов. Кроме того, структура, сформированная при лазерной обработке, отличается высокими внутренними напряжениями, склонностью к образованию микротрещин. Такое структурное состояние материала также может быть оценено плотностью границ. На рис. 4 приведены мультифрактальные спектры поверхностных микроструктур коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т в исходном состоянии и после различных видов лазерной обработки.

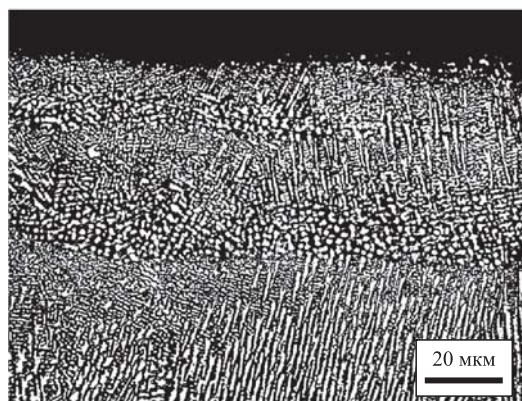
Мультифрактальные спектры структуры, сформированной в результате воздействия чисто лазерного излучения, практически не отличаются от мультифрактальных спектров исходного структурного состояния. Это еще раз подтверждает, что коррозионно-стойкая сталь аустенитного класса практически не поддается упрочнению, хотя имеют место

визуальные различия между исходной структурой и структурой, сформированной при лазерной термообработке (см. рис. 3, а).

Микроструктуры, сформированные при лазерной цементации (см. рис. 3, б) и лазерном легировании с использованием покрытия из ВК8 (см. рис. 3, в), характеризуются дендритным строением, имеющим локальную упорядоченность, и четким очерчиванием границ. При лазерной цементации образу-



а)



б)



в)

Рис. 3. Микроструктура поверхностного слоя коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т после лазерной термообработки (а); лазерной цементации (б); лазерного легирования ВК8 (в)

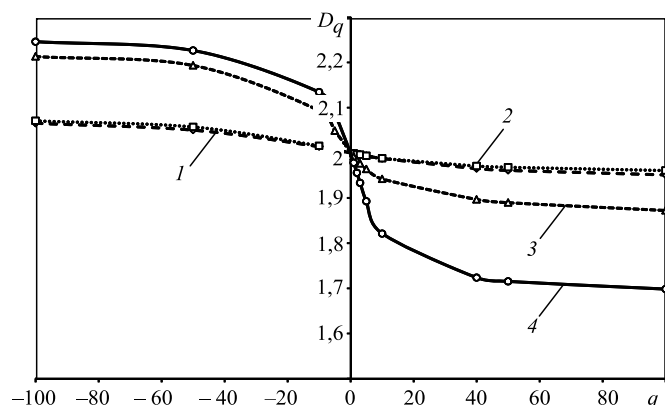


Рис. 4. Мультифрактальные спектры поверхностных микроструктур, полученных различными видами лазерной обработки коррозионно-стойкой стали 12X18H10T:

1 — исходная структура; 2 — после лазерной обработки; 3 — после лазерной цементации; 4 — после лазерного легирования ВК8

ются исключительно дендриты первого порядка, а при легировании ВК8 наблюдаются небольшие отростки дендритов второго порядка, что приводит к соответствующему повышению развитости границ. Наличие в структуре высокой плотности точечных микрообразований создает структурную неоднородность, которая проявляется в падающем характере мультифрактального спектра в области  $0 < q < \infty$  (см. рис. 4).

Анализ комплексных мультифрактальных показателей, приведенных в табл. 2, показывает следующее:

структура, образованная при лазерной термообработке, отличается от исходной незначительной упорядоченностью и однородностью;

структуры, сформированные лазерным легированием, характеризуются более высокими неравномерностью и упорядоченностью, при этом упорядоченность микроструктуры после цементации выше, чем после лазерной термообработки;

наибольшая неравномерность характерна для микроструктур, полученных лазерным легированием ВК8.

На рис. 5 показано влияние неравномерности структурной организации коррозионно-стойкой стали в исходном состоянии (темная точка) и после лазерной

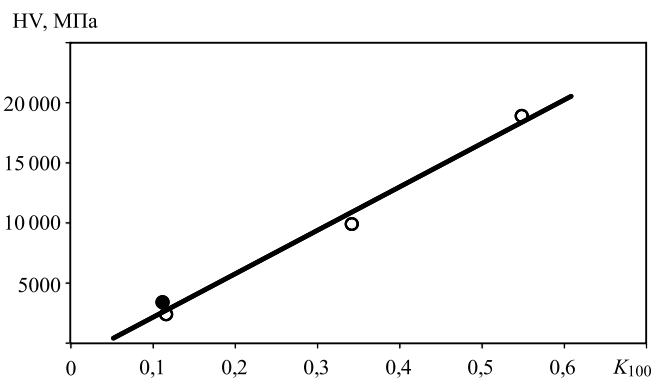


Рис. 5. Связь микротвердости поверхностной структуры, сформированной в результате лазерной обработки коррозионно-стойкой стали, с ее неравномерностью  $K_{100}$

обработки на ее микротвердость. Приведенная зависимость наглядно демонстрирует эффективность лазерного локального легирования как способа повышения поверхностной прочности.

### Выводы

1. Для расчета мультифрактальных спектров можно использовать любые количественные характеристики структурной организации материала. При этом наибольшие комплексные мультифрактальные показатели обеспечиваются плотностью границ  $q$ .

2. Мультифрактальные спектры структурной организации коррозионно-стойкой стали 12X18H10T после лазерной термообработки и в исходном состоянии совпадают. Хотя изображения микроструктур имеют некоторые визуальные различия, микротвердость при этом остается неизменной.

3. Более высокая неравномерность микроструктуры при лазерном легировании коррозионно-стойкой стали обеспечивает повышенное значение микротвердости, а полученная зависимость микротвердости от комплексных мультифрактальных показателей позволяет прогнозировать эффективность легирующего покрытия и режимов обработки.

Таблица 2

Мультифрактальные характеристики исследуемых структур

Мультифрактальная характеристика	Исходная структура	После лазерной термообработки	После лазерной цементации	После лазерного легирования ВК8
$D_1$	1,9987	1,9986	1,9915	1,9781
$D_{40}$	1,9651	1,8968	1,8968	1,7236
$\Delta_{40} = D_{40} - D_1$	0,0336	0,1018	0,0947	0,2545
$K_{100} = D_{-100} - D_{100}$	0,1143	0,1101	0,3409	0,5479

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Божокин С.В., Паршин Д.А.** Фракталы и мультифракталы. Ижевск: НИЦ "Регулярная и хаотичная динамика", 2001. 128 с.
2. **Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж.** Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Москва—Ижевск, НИЦ "Регулярная и хаотичная динамика", 2001. 116 с.
3. **Брандон Д., Каплан У.** Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2004. 384 с.
4. **Ким В.А., Белова И.В., Золоторева С.В.** Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т.80. № 4. С. 43—46.
5. **Башков О.В., Ким В.А., Попкова А.А.** Методика цифровой обработки изображений микроструктуры алюминиевых сплавов в среде MATLAB // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 10. С. 34—40.
6. **Ким В.А., Катунцева Н.Л., Кочетков М.С.** Мультифрактальный анализ структурных превращений армко-железа при лазерной обработке // Ученые записки КнАГТУ. 2016. № I-1 (25). С. 97—104.

УДК 621.785.5

**В.П. Панков, А.В. Баженов** (Научно-производственное предприятие "Плазма", г. Ставрополь),  
**Д.В. Панков** (Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики), **И.П. Шепеть** (Ставропольский технологический институт сервиса)  
 E-mail: pankovvp61@list.ru

## Исследование электромагнитной проницаемости плазменных покрытий на углеродном волокне\*

*Представлены результаты математического моделирования и экспериментальных исследований электромагнитной проницаемости плазменных покрытий на углеродном волокне. Плазменное покрытие толщиной 100 мкм, нанесенное на углеродную ткань, уменьшает электромагнитное излучение на тысячи децибел.*

**Ключевые слова:** электромагнитное излучение, электромагнитное поле, электромагнитная проницаемость, скин-слой, плазменное покрытие, углеродное волокно, коэффициент ослабления.

*The results of mathematical modeling and experimental studies of electromagnetic permeability of the plasma coating on the carbon fiber are presented. Plasma coating thickness of 100 microns, deposited on carbon cloth, reduces the electromagnetic radiation at a thousand decibels.*

**Keywords:** electromagnetic radiation, electromagnetic field, electromagnetic permeability, skin-layer, plasma coating, carbon fiber, attenuation coefficient.

За последние годы значительно увеличилось количество разнообразных источников электромагнитных излучений. Появление систем спутниковой и сотовой связи, мобильной радиосвязи, радарных систем и радиовещательных станций привело к росту напряженности электромагнитных полей (ЭМП), приводящей к неблагоприятным биологическим последствиям. Выделяют четыре системы организма человека, наиболее подверженных воздействию электромагнитного излучения: нервную, иммунную, эндокринную и половую [1].

Для обеспечения единого и эффективного контроля и предотвращения возможных нарушений здоровья от радиочастотных и микроволновых воздействий необходимо установить допустимые дозы воздействия. Необходимо также организовать соответствующие

\* Работа выполнена при поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (грант № 11912p/21584 от 13.05.2013).

защитные мероприятия. Американским национальным институтом стандартов (АНИС) рекомендован допустимый уровень облучения 10 МВт/см<sup>2</sup>. В России максимально допустимые уровни мощности или рекомендованные безопасные дозы установлены СанПиН 2.2.4.1191—03 "Электромагнитные поля в производственных условиях" [2].

Для защиты от вредных последствий неионизирующих излучений используются разработки фирмы TorsionTM, защитные чипы которой устанавливаются на внутренней рамке микроволновой печи. Разработчики технологии SmartSense предлагают защиту от электромагнитного излучения бытовых приборов при помощи специального шарфа SmartShawl и накидки SmartCover. Согласно информации производителя возможности ткани SmartSense были проверены Американским обществом тестирования материалов и показали 99,8 %-ную защиту от излучения частотой 2450 МГц [2].



Однако авторы статьи считают данные изделия узконаправленными и недостаточно эффективными.

**Цель исследований** — разработка конструкционных материалов на основе углеродных высокоактивированных тканей с плазменным напылением, имеющих небольшую глубину проникновения электромагнитного излучения, обладающих свойствами защиты от электромагнитных излучений.

В процессе работы проведен анализ составов материалов для защиты от электромагнитных излучений, основных методов их напыления и распыления, физико-химических процессов и работы установок, используемых в данных методах при нанесении покрытий. Анализ структурно-фазового состава, механических и специальных свойств покрытий, нанесенных различными методами, позволил установить, что наиболее приемлемыми для формирования эксплуатационных свойств покрытий на углеродном волокне являются плазменные методы формирования покрытий. Воздушно-плазменное напыление позволяет наносить покрытия практически любой толщины не только на металлы, но и на другие материалы (стеклоткани, керамику, бетон, пластмассы и т. д.) [3—6].

Плазменные покрытия состава  $ZrO_2—Y_2O_3—NiCr—Al—NiAl$  (НПП "Плазма" совместно с ООО "Ассоциация Полиплазма", г. Санкт-Петербург) наносили на углеродные активированные ткани и ленты "Бусофит", "Бусофит-Л" Светлогорского производственного объединения "Химволокно" и "Углен-9", "Грален" ООО "Балаково Карбон Продакшн". Для напыления использовали установку воздушно-плазменного напыления типа УВПН-40, в состав которой входили источник питания АПР-404, плазматрон ПН-В1, дозатор подачи Д-40(М). Напыление проводили в среде аргона для исключения окисления компонентов механической порошковой смеси при высокой температуре при токе  $I = 120...200$  А, напряжении  $U = 200$  В. Использовали порошки компонентов грануляцией 50...100 мкм. Толщина покрытий — 20...250 мкм. Фазовый анализ покрытий: пористость — 2...4 %; соотношение керамика—металл — 15...85 %.

Измерения микроволнового излучения бытовых машин и приборов проводили с помощью измерителя уровней электромагнитных излучений ПЗ-31 и анализатора электромагнитного поля Aktacom АТТ-2592, рекомендованных к применению для измерения излучений, создаваемых беспроводными средствами связи (CDMA, DECT, GSM, Wi-Fi) и бытовыми приборами. Глубину проникновения электромагнитного излучения определяли как расстояние, за которое амплитуда поля уменьшалась в  $e$  (2,718) раз [2, 7].

Задачу оценки защитных свойств углеродного материала с плазменным металлическим покрытием рассматривали в следующей постановке.

Имеется источник электромагнитного излучения, частота которого изменяется в заданных пределах. Между источником излучения и измерителем напряженности электрического поля размещен экран из исследуемого материала. Толщина экрана изменяется за счет набора из нескольких полотен углеволокна. Исследования проводятся в одинаковых условиях для углеродного волокна с плазменным покрытием и без него. Результаты экспериментальных исследований сравниваются с результатами математического моделирования.

Как известно [8], характер затухания электромагнитных волн в материалах существенно зависит от частоты излучения. При этом углеродное волокно может рассматриваться и как диэлектрик без потерь, и как диэлектрик с потерями, а при наличии металлических покрытий как хороший проводник. Тонкий слой плазменного покрытия во всем диапазоне частот излучения рассматривался как проводник.

Теоретической основой исследований является решение волновых уравнений Гельмгольца [8]

$$\nabla^2 \dot{E} + \gamma^2 \dot{E} = 0; \quad \nabla^2 \dot{H} + \gamma^2 \dot{H} = 0,$$

где  $\dot{E}$ ,  $\dot{H}$  — комплексные напряженности электрического и магнитного полей соответственно.

Коэффициент распространения электромагнитной волны  $\gamma$  зависит от ее частоты  $\omega = 2\pi f$  и характеристик среды:  $\dot{\epsilon}_a$  — абсолютной диэлектрической проницаемости;  $\mu_a$  — абсолютной магнитной проницаемости.

Общее решение данного уравнения для напряженности электрического поля имеет вид

$$\dot{E}_x = \dot{A}_1 e^{-j\gamma z} + \dot{A}_2 e^{j\gamma z}, \quad (1)$$

где  $\dot{A}_1, \dot{A}_2$  — произвольные комплексные постоянные.

Коэффициент распространения  $\gamma$  является комплексной величиной, определяемой выражением

$$\dot{\gamma} = \beta - j\alpha = \omega \sqrt{\mu_a \left( \epsilon \epsilon_0 - j \frac{\sigma}{\omega} \right)}, \quad (2)$$

где  $\beta = \text{Re} \dot{\gamma}$  — коэффициент фазы волны в среде;  $\alpha = \text{Im} \dot{\gamma}$  — коэффициент затухания волны в среде.

Записывая уравнение (1) с учетом соотношения (2), получим

$$\dot{E}_x = \dot{E}_0^+ e^{-\alpha z} e^{-j\beta z} + \dot{E}_0^- e^{\alpha z} e^{j\beta z}. \quad (3)$$

Уравнение Гельмгольца (3) получено для монохроматического поля, для которого изменение векторов происходит по закону

$$\bar{E} = \dot{E} e^{j(\omega t + \psi)}. \quad (4)$$

Согласно формуле (4) мгновенные значения напряженности поля определяются выражением

$$\begin{aligned} \dot{E}_x(t, z) &= \sqrt{2} \operatorname{Re} [\dot{E}_0^+ e^{j\psi} e^{-\alpha z} e^{j(\omega t - \beta z)} + \dot{E}_0^- e^{j\psi} e^{\alpha z} e^{j(\omega t + \beta z)}] = \\ &= \sqrt{2} E_0^+ e^{-\alpha z} \cos(\omega t - \beta z + \psi) + \sqrt{2} E_0^- e^{\alpha z} \cos(\omega t + \beta z + \psi). \end{aligned}$$

Магнитную составляющую поля оценивали с помощью второго уравнения Максвелла

$$\operatorname{rot} \dot{E} = -j\omega\mu_a \dot{H}.$$

Откуда

$$\dot{H} = -\frac{1}{j\omega\mu_a} \operatorname{rot} \dot{E}.$$

Принимаем, что вектор  $\bar{E}$  имеет только поперечную составляющую  $E_x$ . Тогда

$$\begin{aligned} \dot{H}_x &= -\frac{1}{j\omega\mu_a} \left( \frac{\partial E_z}{\partial y} - \frac{\partial E_y}{\partial z} \right) = 0; \\ \dot{H}_y &= -\frac{1}{j\omega\mu_a} \left( \frac{\partial E_x}{\partial z} - \frac{\partial E_z}{\partial x} \right) = -\frac{1}{j\omega\mu_a} \frac{\partial E_x}{\partial z} = \frac{\gamma}{\omega\mu_a} \dot{E}_x; \\ \dot{H}_z &= -\frac{1}{j\omega\mu_a} \left( \frac{\partial E_y}{\partial x} - \frac{\partial E_x}{\partial y} \right) = 0. \end{aligned}$$

Следовательно, если вектор напряженности электрического поля имеет единственную составляющую  $\dot{E}_x$ , то вектор напряженности магнитного поля будет иметь также единственную составляющую  $\dot{H}_y$ , перпендикулярную как к напряженности электрического поля, так и к направлению его распространения. Из теории линий с распределенными параметрами известно, что между комплексным напряжением  $\dot{U}$  и током  $\dot{I}$  в бегущей волне существует пропорциональность; величина  $Z_c = \dot{U}/\dot{I}$  называется характеристическим (волновым) сопротивлением данной линии. Волновое сопротивление определяется выражением

$$\dot{Z}_c = |Z_c| e^{j\psi} = \frac{\dot{E}}{\dot{H}} = \frac{j\omega\mu_a}{\gamma} = \frac{j\omega\mu_a}{j\omega\sqrt{\epsilon_a\mu_a}} = \sqrt{\frac{\mu_a}{\epsilon_a}}.$$

Здесь  $\dot{Z}_c$  — некоторая постоянная, называемая характеристическим (волновым) сопротивлением данной среды. Знание характеристического сопротивления данной среды позволяет находить электрическое поле в плоской волне по известному магнитному полю и наоборот.

Формула для вычисления глубины поверхностного слоя (глубины проникновения), т. е. расстояния, за которое электромагнитная волна затухает в среде в  $e$  раз, имеет следующий вид:

$$d = \sqrt{2/(\omega\mu_a\sigma)}, \quad (5)$$

где  $\sigma$  — удельная проводимость среды.

На рис. 1 представлены зависимости, полученные в результате математического моделирования в среде Matlab, проникновения электромагнитного излучения в глубину исследуемого материала с помощью выражения (9). Как следует из рис. 1, ослабление электромагнитного излучения в 2,72 раза наблюдается значительно в диапазоне от сотен мегагерц до десятков гигагерц. Эти же частоты яв-

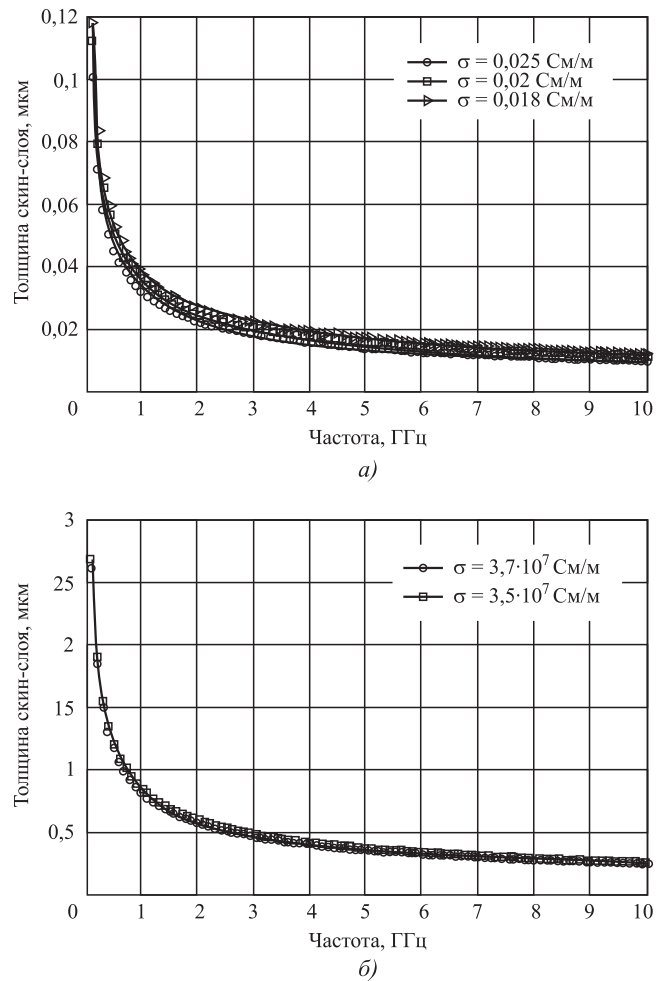
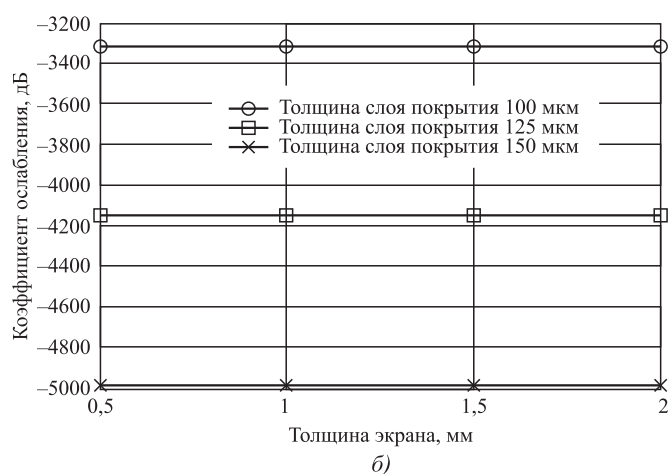
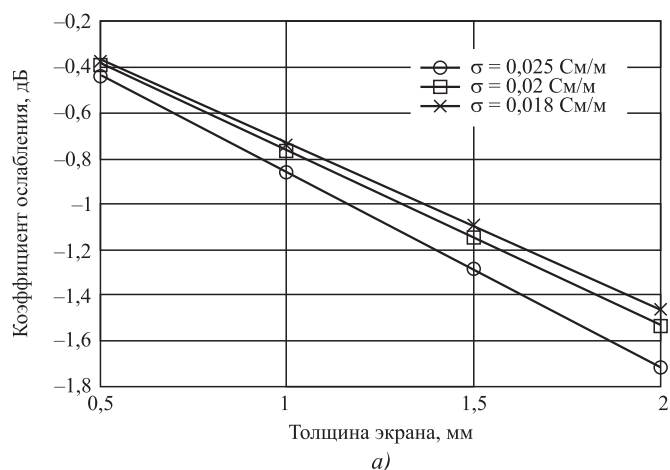


Рис. 1. Зависимость глубины проникновения электромагнитного излучения от его частоты для углеродного волокна без покрытия (а) и с плазменным покрытием (б)





**Рис. 2. Ослабление амплитуды электромагнитных волн в зависимости от толщины экрана углеродного волокна без покрытия (а) и с плазменным покрытием (б)**

ляются наиболее вредными для человеческого организма. Толщина скин-слоя для углеродного волокна без покрытия не превышает 5 см, а с покрытием не более 1 мкм.

На рис. 2 представлены результаты вычисления коэффициента ослабления электромагнитного излучения с частотой 10 ГГц.

Как следует из рис. 2, плазменное покрытие, даже нанесенное на тонкий слой углеродного волокна (0,5 мм), сводит на нет электромагнитное излучение за экраном. Коэффициент ослабления имеет порядок  $10^{-167}$ .

Экспериментальное исследование электромагнитной проницаемости плазменных покрытий на углеродном волокне проводили на установке, имеющей в составе:

- генератор излучения на диоде Ганна (частота 10 ГГц) с рупорным излучателем, блоком питания и индикатором напряженности поля (рис. 3);

- приемную антенну с детекторной секцией и измеритель амплитуды поля на микровольтметре (рис. 4);

- экран из углеродного волокна (один слой 0,5 мм) без плазменного покрытия (рис. 4) и с плазменным покрытием (рис. 5).



**Рис. 3. Генератор излучения на диоде Ганна**



**Рис. 4. Приемная антенна с детекторной секцией с экраном из углеродного волокна без плазменного покрытия (справа) и измерителем амплитуды поля (слева)**



**Рис. 5. Экран из углеродного волокна с плазменным покрытием**

Максимальный уровень амплитуды электромагнитного излучения обеспечивает амплитуду напряжения на детекторной секции, равную 0,4 В. Уровень шума (напряжение на микровольтметре при отсутствии излучения) составляет 1 мкВ.

Результаты экспериментальных исследований представлены в табл. 1, 2.

На рис. 6 показаны графики коэффициента ослабления, полученные с помощью моделирования и экспериментально. При использовании экрана из углеродного волокна с плазменным покрытием уровень электромагнитного излучения за экраном не превышает уровня собственных шумов.

В табл. 3 приведены значения глубины проникновения электромагнитного излучения для углеродного волокна без покрытия и с плазменным покрытием.

Таблица 1

$U_0, В$	Амплитуда поля за экраном $U_э, В$			
	Толщина экрана, мм			
	0,5	1,0	1,5	2,0
0,4	0,379	0,363	0,344	0,329
0,38	0,364	0,348	0,332	0,317
0,4	0,385	0,368	0,352	0,333
0,4	0,383	0,368	0,350	0,339

Таблица 2

Коэффициент ослабления	Толщина экрана, мм			
	0,5	1,0	1,5	2,0
Вычисленный по результатам экспериментов	0,9475	0,9075	0,86	0,8225
	0,957895	0,915789	0,873684	0,834211
	0,9625	0,92	0,88	0,8325
	0,9575	0,92	0,875	0,8475
Среднее значение	0,956349	0,915822	0,872171	0,834178

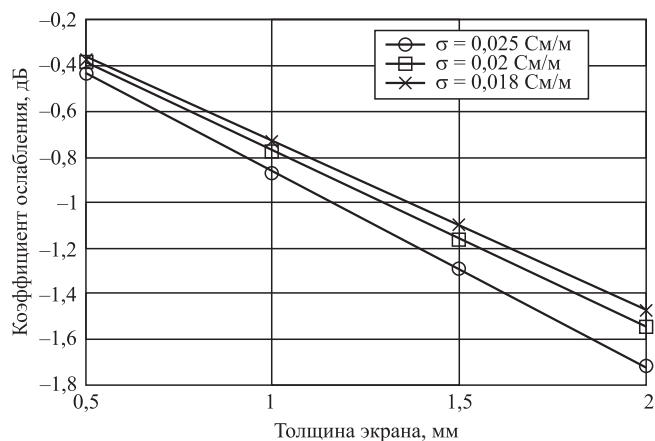


Рис. 6. Коэффициент ослабления электромагнитного излучения при экспериментальных и теоретических исследованиях

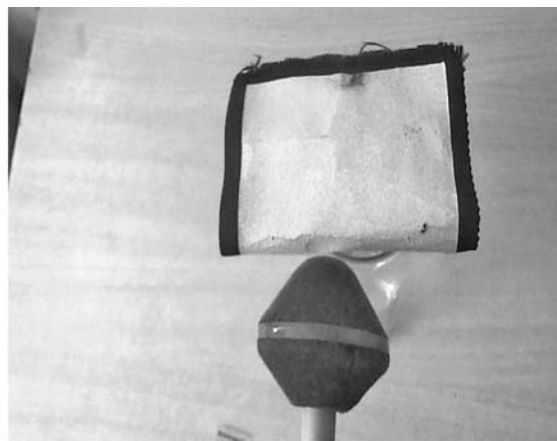


Рис. 7. Измеритель уровней электромагнитных излучений ПЗ-31

Таблица 3

Характеристики покрытий

Материал (покрытие)	Глубина проникновения электромагнитного излучения, м (на частоте 1ГГц)
Углеродное волокно (УВ)	$2,33 \cdot 10^{-4}$
УВ + $ZrO_2 - Y_2O - NiCr - Al - NiAl$	$1,85 \cdot 10^{-6}$

Таблица 4

Результаты измерений плотности потока энергии (ППЭ) на расстоянии 1 см от источника излучения с частотой 1 ГГц

Измерения	ППЭ, мкВт/см <sup>2</sup>	Предельно допустимый уровень ППЭ, мкВт/см <sup>2</sup>
Без применения образца углеродного полотна с напылением	30,3	10
С применением образца углеродного полотна с напылением	< 0,265	10

Защитные свойства углеродного волокна с плазменным напылением [9] подтверждены аккредитованной испытательной лабораторией Федеральной службы по надзору в сфере защиты прав потребителей и благополучия человека. Проведена оценка ослабления электромагнитного поля радиочастотного диапазона от источника излучения — мобильного телефона марки Samsung Wave 525 GT-S5250 в режиме вызова-приема сигналов, частота — 1 ГГц, с использованием измерителя ПЗ-31 (рис. 7). Результаты измерений приведены в табл. 4.

Выводы

1. Результаты экспериментального исследования электромагнитной проницаемости углеродного волокна имеют хорошую сходимость с результатами математического моделирования.
2. Плазменное покрытие углеродного волокна тол-

щиной порядка 100 мкм уменьшает электромагнитное излучение на тысячи децибел.

3. Исследование электромагнитной проницаемости комбинированных плазменных покрытий на углеродном волокне, совершенствование технологического процесса нанесения плазменных покрытий на углеродные волокна и ткани позволили разработать качественный материал для защиты от электромагнитного излучения и технологический процесс с устойчивыми оптимизированными параметрами.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудряшов Ю.Б., Перов Ю.Ф., Рубин А.Б. Радиационная биофизика: радиочастотные и микроволновые электромагнитные излучения: Учеб. для вузов. М.: Физматлит, 2008. 184 с.

2. Панков В.П., Соловьев В.А., Шепеть И.П., Баженов А.В. Диагностика микроволновых печей // НаукаПарк. 2015. № 2 (32). С. 62—67.

3. Жидков В.Е., Панков В.П. Металлические покрытия для повышения долговечности деталей бытовых машин // НаукаПарк. 2013. № 6 (16). С. 81—87.

4. Жидков В.Е., Панков В.П., Соловьев В.А. Материалы для оборудования пищевых производств // НаукаПарк. 2014. № 2-2 (22). С. 38—42.

5. Панков В.П., Соловьев В.А., Шепеть И.П., Баженов А.В. Физико-химическое взаимодействие материалов в процессе газотермического напыления // НаукаПарк. 2015. № 3 (33). С. 66—71.

6. Жидков В.Е., Панков В.П. Обработка деталей и покрытий поверхностным пластическим деформированием // Инновационные направления развития в образовании, экономике, технике и технологиях: Сб. ст. В 2 ч.; под общей ред. В.Е. Жидкова. 2014. С. 292—297.

7. Панков В.П., Баженов А.В., Соловьев В.А. Анализ микроволнового излучения печей СВЧ с разработкой технологических мероприятий по его снижению // НаукаПарк. 2014. № 2-2 (22). С. 47—51.

8. Зима Т.Е. Теоретические основы электротехники. Основы теории электромагнитного поля: учеб. пособие. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2005. 198 с.

9. Пат. 2511146 РФ. Способ нанесения теплозащитного электропроводящего покрытия на углеродные волокна и ткани / Панков В.П., Баженов А.В., Панков Д.В. и др. Опубл. 10.04.14. Бюл. № 10.

## Продолжается подписка на журнал "Упрочняющие технологии и покрытия"

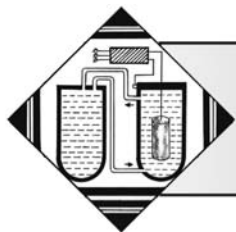
- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией  
в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2

Тел.: (495) 785-60-69

e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru



УДК 621.785.533

Т.В. Емельянова (АО "МК ОРМЕТО-ЮУМЗ", г. Орск),  
В.И. Грызунов, Е.Ю. Приймак, Н.В. Фирсова  
(Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) Оренбургского государственного университета)  
E-mail: tatyana.emelyanova.90@mail.ru

## Структура и свойства штамповой стали 4Х5МФС после низкотемпературного цианирования

*Исследован процесс цианирования штамповой стали 4Х5МФС. Металлографическими методами установлены состав, расположение и протяженность поверхностного слоя. Показано значительное повышение его микротвердости и износостойкости. Описан механизм образования упрочненного слоя.*

**Ключевые слова:** цианирование, температура, сталь, азот, углерод, структура, микротвердость, износостойкость, диффузия.

*Investigated the process of cyanidation die steel 4H5MFS. With using metallographic method set up location and extent of the surface layer. Demonstrated considerable increase its wear resistance and microhardness. Described the mechanism of formation of the hardened layer.*

**Keywords:** cyanidation, temperature, steel, nitrogen, carbon, structure, microhardness, wear resistance, diffusion.

### Введение

Проблема повышения работоспособности и долговечности штампового инструмента несмотря на многочисленные исследования и многолетние поиски сохраняет свою актуальность в металлообрабатывающем производстве.

Получение высокопрочного штампового инструмента возможно двумя путями. Первый — разработка высоколегированных и, соответственно, весьма дорогостоящих сталей. Второй путь — разработка рациональных способов поверхностного упрочнения сталей. Существуют различные методы упрочнения поверхностных слоев, такие как напыление износостойких соединений, наплавление легированным металлом, пластическое деформирование, обработка в магнитном поле. К числу наиболее эффективных способов повышения износостойкости деталей и инструмента следует отнести методы химико-термической обработки (ХТО), такие как цементация, цианирование, борирование. Изменяя структуру поверхностного слоя, эти и многие другие методы ХТО способствуют повышению прочности, износостойкости и теплостойкости инструментального материала за счет образования более устойчи-

вых при нагреве соединений (карбидов, нитридов, боридов).

Углерод и азот растворяются в железе по способу внедрения и поэтому могут быстро диффундировать на значительную глубину. Активные среды, содержащие эти элементы, дешевы, а фазы, образующиеся с участием углерода и азота в процессе насыщения или при последующей термообработке, резко изменяют механические и физико-химические свойства стали. Тем не менее, цианирование превосходит цементацию в твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, а также отличается меньшей продолжительностью процесса. Совместное насыщение сталей азотом и углеродом, в свою очередь, уступает в эффективности более перспективному методу — борированию. Тем не менее, цианирование экономически выгоднее борирования, что является немаловажным фактором [1—3].

Таким образом, второй путь, подразумевающий применение цианирования, более предпочтителен, поскольку позволяет решить вопрос о замене дорогостоящих легированных сталей на более дешевые.

**Цель работы** — оценка возможности применения низкотемпературного цианирования для повышения эксплуатационных свойств штампового инструмента, изготовленного из стали 4Х5МФС.

### Материалы и методики исследования

Для исследования влияния различных параметров низкотемпературного цианирования на структуру и свойства штамповой стали 4X5MΦC была проведена серия экспериментов. Химический состав исследуемой стали представлен в табл. 1.

Из анализа литературных данных выявлено, что перед цианированием сталь целесообразно подвергать закалке и высокому отпуску. Данная операция способствует повышению прочности и вязкости сердцевины. Нами установлено, что в качестве оптимальной термической обработки стали 4X5MΦC, предшествующей цианированию, следует применять закалку от 1050 °C в масле + отпуск при 500 °C.

Цианирование образцов из стали 4X5MΦC проводили при температурах: 560, 600, 620 и 640 °C. Длительность насыщения 6 и 8 ч. Охлаждение проводили в масле.

Поскольку применение высокоцианистых солей требует очень сложной технологической схемы, изолированных производственных помещений с мощной приточно-вытяжной вентиляцией, был предложен состав насыщающей смеси на основе желтой кровяной соли, которая нетоксична в твердом состоянии. Желтая кровяная соль при нагревании разлагается с выделением атомарных азота и углерода, которые частично усваиваются поверхностью, диффундируют в сталь, насыщая поверхностные слои. Таким образом, в качестве твердого карбюризатора выступала смесь, состоящая из следующих компонентов: 50 % древесного угля + 40 % желтой кровяной соли  $K_4[Fe(CN)_6]$  + 10 % кальцинированной соды  $Na_2CO_3$ . Насыщающую смесь можно было использовать многократно (10...12 раз) без существенного корректирования ее состава.

Микрошлифы образцов приготавливали на специальных шлифовально-полировальных станках по обычной методике.

Микроструктуру изучали с помощью оптического металлографического микроскопа AXIOJZEISSE и электронного микроскопа JEOL JSM-6460LV с приставкой энергодисперсионного анализатора INCA energy. Травление шлифов осуществляли 4%-ным раствором азотной кислоты. Микротвердость образцов измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 1 Н. Износ определяли методом трения образца по абразивному кругу, время испытания каждого образца — 5 мин.

С помощью программы для анализа и визуализации научных и статистических данных SigmaPlot со-

ставлены графические зависимости микротвердости от различных параметров процесса насыщения.

### Результаты исследования и их обсуждение

Металлографический анализ показал (рис. 1), что на поверхности стали 4X5MΦC после низкотемпературного цианирования образуется упрочненный слой, состоящий из двух зон. Верхняя зона, собственно цианированный слой, выявляется в виде тонкой светлой полоски (10...15 мкм) на поверхности. Визуально он отличается от структуры основного металла. Данный слой представляет собой фазу  $Fe_3(CN)$ , полученную в результате твердофазной реакции. Она состоит из ряда стадий, кинетика которых описывается различными закономерностями. На первой стадии атомы углерода и азота адсорбируются на поверхности образца. На второй — образуется неустойчивый реакционный слой, содержащий химическое соединение. С течением времени вследствие появления кристаллических зародышей соединение принимает характерную для него гексагональную структуру.

Под цианированным слоем располагается диффузионная зона, структура которой практически не отличается от структуры основного металла. Диффузионная зона выделяется лишь несколько большей травимостью границ.

Глубина упрочненного слоя равномерно возрастает с увеличением температуры насыщения и времени выдержки в насыщающей среде. Данные получены по результатам как минимум пяти замеров глубины слоя на каждом образце.

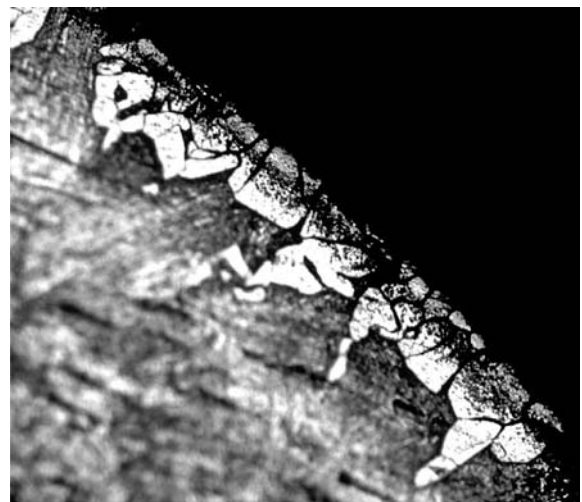


Рис 1. Микроструктура цианированного слоя, полученного при температуре 560 °C с выдержкой 6 ч,  $\times 200$

Таблица 1

Химический состав стали 4X5MΦC, % мас.

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu
0,32...0,4	0,9...1,2	0,2...0,5	До 0,35	До 0,03	До 0,03	4,5...5,5	1,2...1,5	0,3...0,5	До 0,3

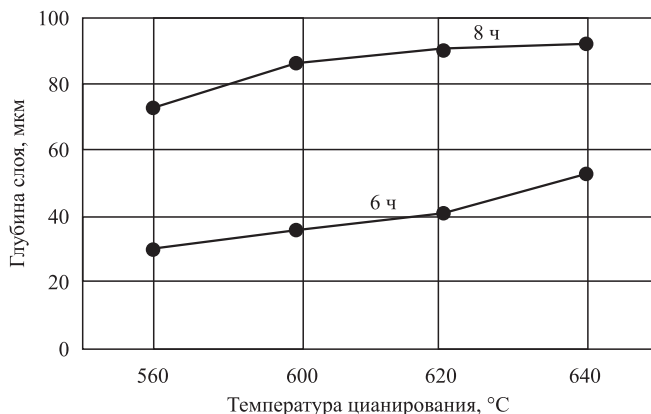


Рис. 2. Зависимость глубины упрочненного слоя от температуры и продолжительности цианирования

На рис. 2 видно, что минимум глубины упрочненного слоя приходится на цианирование при температуре 560 °C с выдержкой 6 ч — глубина слоя в среднем составляет 30 мкм. Цианирование при температуре 640 °C с выдержкой 8 ч обеспечивает получение максимального значения глубины слоя 92 мкм.

Экспериментальные данные качественно подтверждаются расчетами. В табл. 2 приведены экспериментальные и расчетные данные.

Так как легирующие элементы Cr, Mo, V имеют с железом одинаковые кристаллические ОЦК-решетки, а размеры атомов близки, образующийся раствор замещения по своим свойствам мало отличается от железа. Поэтому образующуюся систему можно рассматривать как трехкомпонентную: Fe—C—N.

Принимая, что коэффициенты диффузии при данной температуре являются постоянными, будем иметь следующую систему уравнений:

$$\begin{aligned} \frac{\partial C_1}{\partial t} &= D_{11}^3 \frac{\partial^2 C_1}{\partial x^2} + D_{12}^3 \frac{\partial^2 C_2}{\partial x^2}; \\ \frac{\partial C_2}{\partial t} &= D_{21}^3 \frac{\partial^2 C_1}{\partial x^2} + D_{22}^3 \frac{\partial^2 C_2}{\partial x^2}, \end{aligned} \quad (1)$$

где  $C_1$  и  $C_2$  — концентрации азота и углерода соответственно на основе железа, в данном случае представляющего собой растворитель, при этом  $C_1 + C_2 + C_3 = 1$ ,  $C_3$  — концентрация железа (здесь и далее по тексту зна-

чения концентраций  $C_1, C_2, C_3$  приводятся в атомных долях);  $D_{11}^3, D_{22}^3$  — коэффициенты диффузии элементов азота и углерода;  $D_{12}^3, D_{21}^3$  — коэффициенты, учитывающие влияние потока атомов второго компонента на поток атомов первого и потока атомов первого компонента на поток второго соответственно, символом "3" обозначен растворитель.

В литературе отсутствуют экспериментальные значения матрицы коэффициентов диффузии, однако ее можно рассчитать. В силу справедливости предельных соотношений [4] и учитывая, что концентрации элементов внедрения незначительны, можно принять, что  $D_{11}^3 \rightarrow D_1^3$  и  $D_{22}^3 \rightarrow D_2^3$ , где  $D_1^3$  и  $D_2^3$  — коэффициенты диффузии азота и углерода в железе соответственно. Их значения взяты из работы [5]. Глубина диффузионного слоя подчиняется параболической зависимости от времени. Для описания процесса роста диффузионного слоя необходимо знать полную матрицу коэффициентов диффузии. Связь между диагональными и недиагональными коэффициентами можно рассчитать следующим образом [6]:

$$\begin{aligned} D_{12}^3 &= \varphi_{12} D_{11}^3; \\ D_{21}^3 &= \varphi_{21} D_{22}^3, \end{aligned} \quad (2)$$

где

$$\begin{aligned} \varphi_{12} &= \frac{C_1}{1 - C_2}; \\ \varphi_{21} &= \frac{C_2}{1 - C_1}. \end{aligned} \quad (3)$$

Их значения оказались следующими:  $\varphi_{12} = 0,054$ ;  $\varphi_{21} = 0,019$ .

В случае трехкомпонентных систем перераспределение компонентов во многом определяется значением  $D_{12}$ . Азот в процессе отжига оттесняется во внутренние области образца, оказывая влияние на конечное распределение элементов. При температурах ниже эвтектоидного превращения (560 °C)  $\gamma'$ -фаза не образуется, и в диффузионном слое при этой температуре имеет место  $\varepsilon$ -фаза с весьма значительной протяженностью.

Таблица 2

Протяженность упрочненного слоя в зависимости от температуры и времени выдержки

Температура, °C	Глубина слоя, мкм			
	Время выдержки 6 ч		Время выдержки 8 ч	
	Экспериментальная	Расчетная	Экспериментальная	Расчетная
560	30	24	73	27
600	36	53	87	61
620	41	64	91	74
640	53	77	92	89



При начальных и граничных условиях

$$\begin{aligned} C_1(x, 0) = C_1^0; \quad C_1(\varepsilon, t) = C_1^i; \\ C_2(x, 0) = C_2^0; \quad C_2(\varepsilon, t) = C_2^i \end{aligned} \quad (4)$$

для ее протяженности  $\Delta y$  будем иметь соотношение

$$\Delta y = \frac{2}{D} \sqrt{\frac{t}{\pi}} \left[ \frac{\vartheta + \frac{C_2^0 - C_2^i}{C_1^0 - C_1^i} D_{12}}{\sqrt{K_1}} - \frac{U + \frac{C_1^0 - C_1^i}{C_2^0 - C_2^i} D_{21}}{\sqrt{K_2}} \right], \quad (5)$$

где  $C_1^0, C_1^i, C_2^0, C_2^i$  — концентрации азота и углерода на границах диффузионного слоя, согласно экспериментальным данным, их значения в атомных долях соответственно равны 0,125; 0,053; 0,125; 0,018;

$$\begin{aligned} D &= \sqrt{(D_{11} - D_{22})^2 + 4D_{12}D_{21}}; \\ U &= \frac{1}{2}(D_{11} + D_{22} - D); \\ \vartheta &= \frac{1}{2}(D_{11} + D_{22} + D); \\ K_1 &= \frac{2}{D_{11} + D_{22} - D}; \\ K_2 &= \frac{2}{D_{11} - D_{22} + D}. \end{aligned} \quad (6)$$

Насыщение штамповой стали 4Х5МФС азотом и углеродом, а также наличие в ее составе большого количества легирующих элементов (хрома, молибдена)

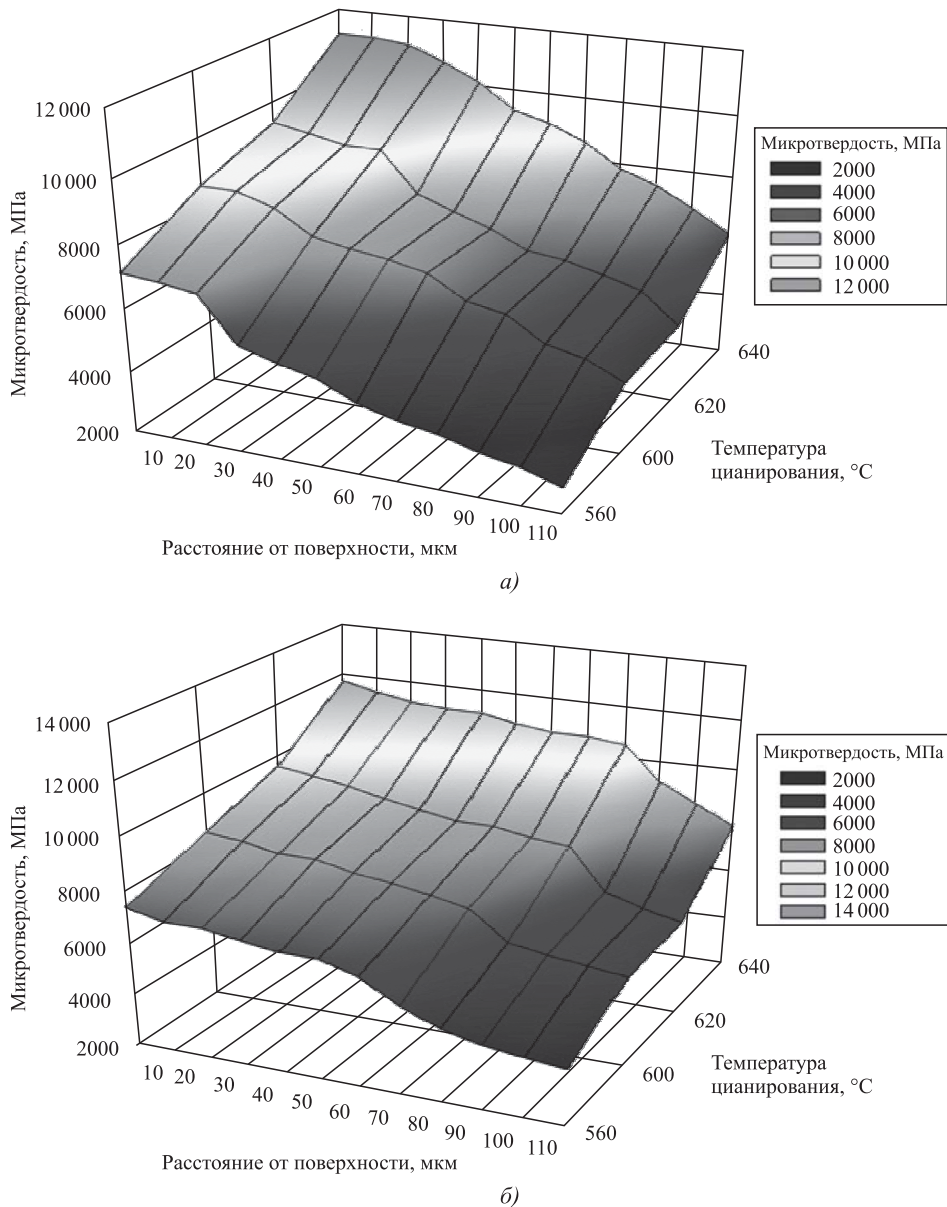


Рис. 3. Распределение микротвердости цианированного слоя в зависимости от температуры цианирования: а — выдержка 6 ч; б — 8 ч

Таблица 3

Оценка абразивной износостойкости стали 4Х5МФС

Состояние образца	Время выдержки, ч	Температура цианирования, °С	Масса образца, г		Высота образца, мм		Износ по массе $\Delta m$ , г	Линейный износ $\Delta h$ , мм
			до испытания	после испытания	до испытания	после испытания		
Исходное	—	—	16,212	9,592	12,95	9,8	6,62	3,15
После цианирования	6	560	7,306	6,269	13,7	11,975	1,037	1,725
		600	6,149	5,619	13,23	11,67	0,53	1,56
		620	7,887	7,415	10,02	8,9	0,472	1,12
		640	7,034	6,691	12,14	11,325	0,343	0,815
	8	560	6,144	4,915	10,2	8,525	1,229	1,675
		600	6,725	5,792	10,2	8,975	0,933	1,225
		620	7,051	6,302	11,19	10,35	0,749	0,84
		640	7,271	6,778	12,3	11,74	0,493	0,56

обеспечивают получение весьма высокой твердости цианированных слоев. Как видно на рис. 3, микротвердость пропорционально возрастает как с увеличением температуры цианирования, так и с увеличением времени выдержки в насыщающей среде. Максимальное значение микротвердости 11 740 МПа получено на поверхности образца после цианирования при 640 °С с выдержкой 8 ч.

Проведены испытания на определение износа стали, подвергавшейся цианированию. Полученные при испытаниях данные позволяют провести некоторую систематизацию особенностей изнашивания диффузионного покрытия. Для цианированной стали можно выделить три основные стадии. Первая стадия соответствует приработке и износу верхней части цианированного слоя и занимает незначительное место в износе. Следующая стадия отличается исключительно низкой скоростью износа карбонитридной фазы. Происходит изнашивание слоя без выкрашивания и сколов, что свидетельствует о его высокой пластичности и вязкости. Третья фаза характеризуется износом гетерофазного слоя. Здесь в составе феррита присутствуют дисперсные карбиды и нитриды железа и легирующих элементов, такая структура вообще характеризуется высоким сопротивлением износу.

В табл. 3 приведены количественные зависимости массового и линейного износов от температуры насыщения и времени выдержки в насыщающей среде. Видно, что износ штамповой стали имеет параболическую зависимость от времени. Кроме того, представленные данные свидетельствуют о снижении износа при увеличении температуры насыщения в азотисто-углеродистой среде. Таким образом, более длительные выдержки при высокой температуре (640 °С) цианирования способствуют повышению износостойкости стали.

Следует отметить, что износ образцов после цианирования значительно меньше износа образцов в ис-

ходном состоянии, что, в свою очередь, подтверждает эффективность диффузионного упрочнения штамповой стали совместно азотом и углеродом. Вполне вероятно, что меньшему изнашиванию упрочненных слоев способствовало сильное легирование исследуемой стали карбидообразующими элементами (5 % Cr + 1,4 % Mo), которые значительно повышают стойкость карбонитридов против действия абразивных частиц.

Следует отметить, что способ цианирования, представленный в данной работе, не требует больших энергозатрат и дорогостоящего оборудования и может быть применен в любом производстве, как крупносерийном, так и ремонтном, мелкосерийном. Кроме того, цианирование в твердой среде практически безопасно с экологической точки зрения.

### Выводы

1. Глубина упрочненного слоя равномерно возрастает с увеличением температуры насыщения и времени выдержки в насыщающей среде. Максимальное значение получено в результате проведения цианирования при температуре 640 °С с выдержкой 8 ч (92 мкм).
2. Установлен диффузионный механизм образования поверхностного слоя. Описана кинетика процесса.
3. Проведение низкотемпературного цианирования в твердой среде позволяет получить слой с весьма высокой твердостью — до 11 740 МПа.
4. Износ образцов после цианирования в несколько раз меньше износа образцов в исходном состоянии.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки стали: учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1986. 421 с.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Металлургия, 1986. 480 с.

3. Костин Н.А., Трусова Е.В. Цианирование конструкционной стали в азотисто-углеродной пасте // Auditorium. 2015. № 4 (8). С. 1—5.

4. Shuck F.O., Toor H.L. Diffusion in the three component liquid methyl alcohol-n-propyl elcoholisoputil // J. Phys. Chem. 1963. 67. P. 540—545.

5. Краткий справочник физико-химических величин / Н.М. Барон, Э.И. Квят, Е.А. Подгорная и др. М.—Л.: Химия, 1956. 159 с.

6. Грызунов В.И. Метод расчета коэффициентов взаимной диффузии в тройных металлических системах // ФММ, 1981. Т. 52. Вып. 5. С. 1117—1120.

УДК 669-15:621.793.6

У.Л. Мишигдоржийн, И.Г. Сизов

(Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления, г. Улан-Удэ)

E-mail: druh@mail.ru

## Исследование влияния порошкового бороалитирования на механические свойства хромомарганцевой стали\*

*Исследованы микроструктура, элементный состав и микротвердость стали 30ХГТ после порошкового бороалитирования с печным охлаждением и охлаждением на спокойном воздухе. Испытаниями на растяжение установлены характеристики прочности стали 30ХГТ и дана оценка пластичности бороалитированных слоев.*

**Ключевые слова:** химико-термическая обработка, бороалитирование, металлография, прочность, пластичность.

*The microstructure, element ratio and microhardness of steel 30CrMnTi after powder boroaluminizing with furnace cooling and with cooling in still air are investigated. Strength characteristics of steel 30CrMnTi and a plasticity estimation of boroaluminized layers are established by tensile test.*

**Keywords:** thermo-chemical treatment, boroaluminizing, metallographic, strength, plasticity.

### Введение

Сталь 30ХГТ используется для изготовления деталей, работающих при высоких скоростях, знакопеременных нагрузках и повышенных удельных давлениях под действием ударных нагрузок (ГОСТ 4543—71). Детали из данной стали подвергают упрочняющей термической обработке (улучшению, закалке со средним и низким отпуском, нормализации). Для получения высокой поверхностной твердости детали из стали 30ХГТ подвергаются цементации. Повысить поверхностную твердость можно и другими методами химико-термической обработки (ХТО), например борированием. Борированные слои обладают высокой микротвердостью (до 2000 НВ) и низкой пластичностью. Последнее обстоятельство не позволяет использовать их в условиях ударных и знакопеременных нагрузок. Более предпочтительными для этих целей являются многокомпонентные диффузионные слои, где твердые структурные составляющие (например, бориды железа) располагаются в вязкой сплошной матрице.

В настоящее время продолжается активное изуче-

ние процессов в области многокомпонентного насыщения поверхности сталей: борохромирования, борованадия, ванадийалитирования, хромоалитирования, алюмосилицирования и др., которые позволяют получить более широкий спектр требуемых свойств по сравнению с однокомпонентным насыщением [1—4]. Бороалитирование — процесс одновременного или последовательного насыщения металлов и сплавов бором и алюминием — применяется преимущественно для повышения жаростойкости и износостойкости, реже — коррозионной стойкости. Для бороалитирования используют различные методы: 1) газовый; в порошках бор- и алюминийсодержащих веществ; 2) в пастах и суспензиях; 3) жидкий [4, 5]. Перечисленные методы реализуются различными способами: изотермическим печным нагревом, электронагревом, нагревом токами высокой частоты (ТВЧ), лазерным и электронно-лучевым нагревом.

Порошковое бороалитирование с печным нагревом предусматривает насыщение деталей бором и алюминием в герметичных контейнерах с порошковой смесью. Насыщение осуществляется при температуре 800...1100 °С в течение 2...6 ч. Длительная выдержка в данном диапазоне температур может привести к укрупнению зерна и появлению других структурных дефектов в стали. Для устранения этого недостатка и

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых — кандидатов наук (грант МК-3112.2015.8).

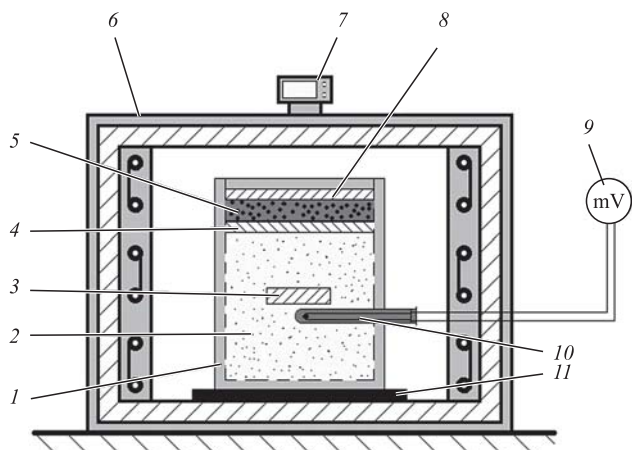


Рис. 1. Печь с тиглем:

1 — контейнер; 2 — порошковая смесь; 3 — образец; 4 — пластина из коррозионно-стойкой стали; 5 — песок; 6 — муфельная печь; 7 — терморегулятор; 8 — плавкий затвор; 9 — мультивольтметр; 10 — термопара; 11 — поддон

достижения требуемой структуры насыщаемой стали возможно использование ХТО с последующей термической обработкой.

В настоящей работе исследовано влияние порошкового бороалитирования на структуру и механические свойства стали 30ХГТ, в частности на прочность и микротвердость. Кроме того, проведена оценка пластичности бороалитированных слоев при двух способах охлаждения контейнера после процесса: в печи и на воздухе.

### Методика проведения исследований

Бороалитирование стальных образцов проводили в насыщающей порошковой смеси 98 % мас. ( $70\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 10\% \text{B}_2\text{O}_3 + 20\% \text{Al}$ ) + 2 % мас. NaF в контейнерах с плавким затвором (рис. 1). Процесс проводили при температуре 950 °С в течение 4 ч. По истечении времени выдержки контейнер охлаждали вместе с печью (первый способ) или охлаждали вне печи на спокойном воздухе (второй способ). В качестве исследуемого материала выбрали конструкционную легированную сталь 30ХГТ (табл. 1).

Исследование микроструктуры проводили с помощью оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 0,5 Н (0,05 кгс). Рентгеноспектральный микроанализ проводили на раст-

ровом электронном микроскопе JSM-6510LV JEOL с системой микроанализа INCA Energy 350; исследования фазового состава — на рентгеновском дифрактометре Bruker D8. Съемку осуществляли в режиме  $2\theta-\theta$ . Источник рентгеновского излучения — рентгеновская трубка с анодом из меди; интервал съемки 10...70°. Испытания на растяжение проводили на разрывной машине Zwick/Materialprüfung 1474. После испытаний на растяжение массу образцов регистрировали на аналитических весах с точностью до четвертой цифры после запятой. Исследования проводили в Восточно-Сибирском государственном университете технологий и управления, на кафедре "Металловедение и ТОМ" и в Центре коллективного пользования "Прогресс", а также в Институте материаловедения Технического университета, г. Дрезден.

### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлены микроструктуры стали 30ХГТ после бороалитирования с охлаждением в печи и на воздухе. В результате обработки на поверхности стали получены слои, состоящие из трех основных зон: верхней пористой зоны, средней сплошной зоны и зоны столбчатых кристаллов на границе слой—основа. Толщина слоя различна при разных способах охлаждения. После бороалитирования с печным охлаждением она составляет 250 мкм, после охлаждения на воздухе — 220 мкм.

После совместного насыщения бором и алюминием, как правило, на поверхности бороалитированных слоев располагается наиболее богатая алюминием фаза. Рентгеноспектральный микроанализ показал, что содержание алюминия в верхней пористой зоне составляет 52 % мас.; в средней сплошной зоне плавно снижается по направлению к основному металлу с 33 до 1,5 % мас., а в зоне игольчатых кристаллов составляет 0,8...1,5 % (рис. 3). Известно, что концентрация алюминия в  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$  составляет 52 % мас., в  $\text{FeAl}$  — 24...32 % мас., в  $\text{Fe}_3\text{Al}$  — 13...24 % мас., в твердом растворе алюминия в  $\alpha\text{-Fe}$  не более 13 % мас. [6, 7]. Таким образом, алитированная часть слоя состоит из располагающихся слоями  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$  на поверхности,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и твердого раствора алюминия в  $\alpha\text{-Fe}$  на границе с зоной игольчатых кристаллов.

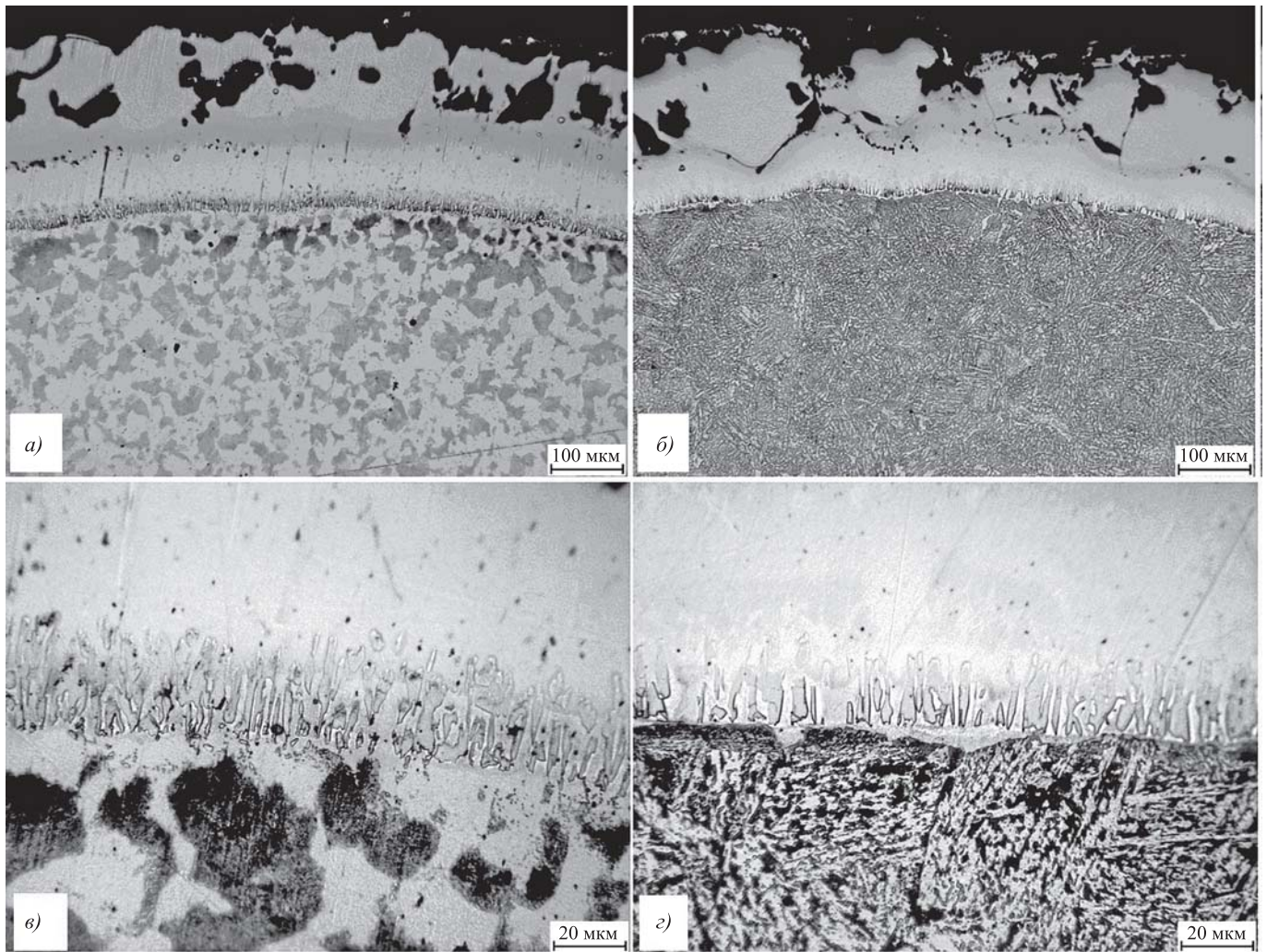
Известно, что при бороалитировании бориды железа преимущественно формируются на границе слой—основа [4—6]. Рентгеноспектральный микроанализ показал, что в зоне кристаллов содержится

Таблица 1

Химический состав, % мас., стали 30ХГТ (ГОСТ 4543—71)

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Ti	Cu
0,24...0,32	0,17...0,37	0,8...1,1	До 0,3	До 0,035	До 0,035	1...1,3	0,03...0,09	До 0,3





**Рис. 2. Микроструктуры бороалитированных слоев на стали 30ХГТ:**  
*а, в* — с печным охлаждением; *б, г* — с охлаждением на воздухе

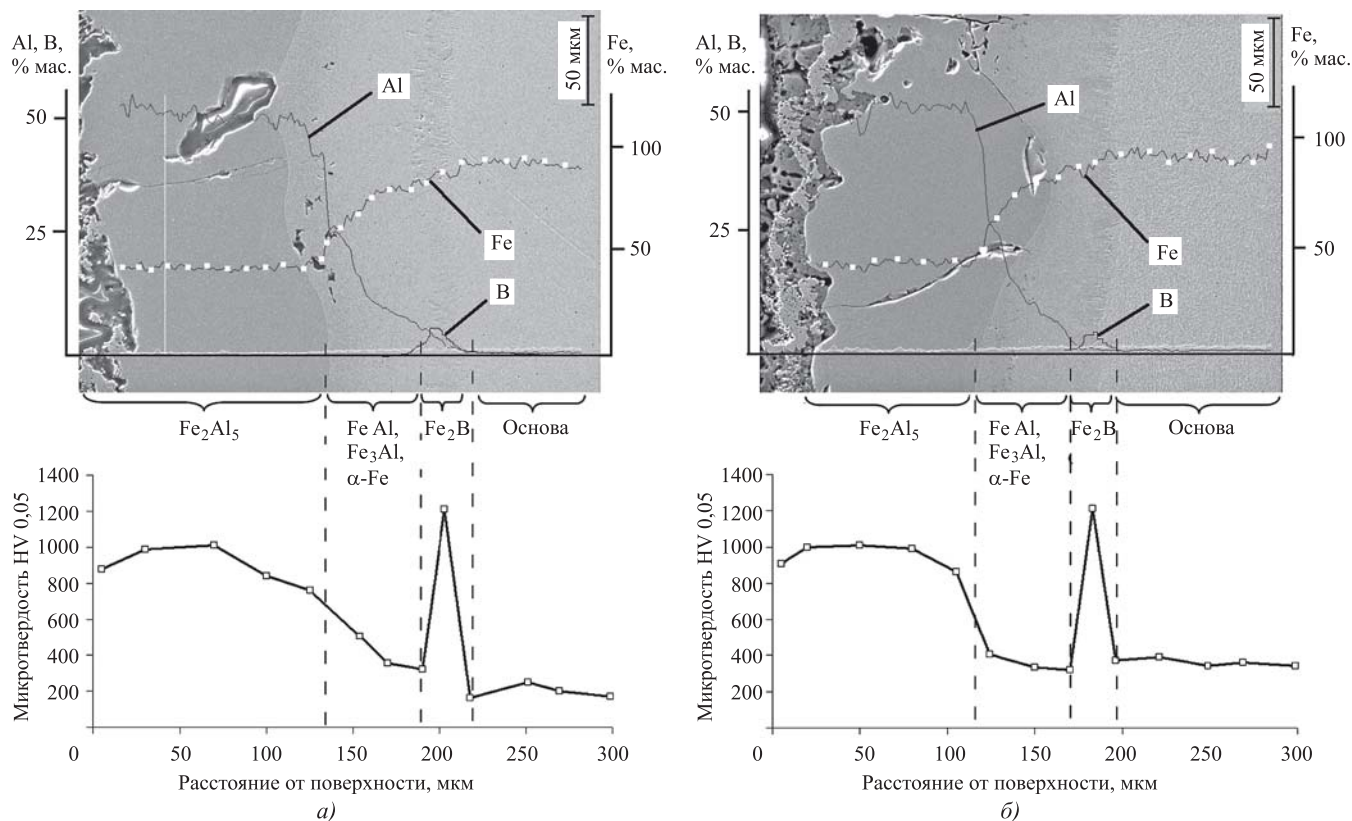
8 % мас. бора и 0,4...1,6 % мас. алюминия. Такое содержание бора соответствует бориду железа  $Fe_2B$ , легированному алюминием [8]. Кристаллы боридов достигают до 25 мкм в длину, имеют столбчатую форму и ориентированы по направлению к основному металлу (см. рис. 2, *в, г, е*). Такая ориентация объясняется диффузией бора в одном кристаллографическом направлении [001].

Распределение микротвердости в связи с микроструктурой и распределением элементов по глубине бороалитированного слоя представлено на рис. 3. На глубине до 100 мкм от поверхности микротвердость составляет 800...1000 HV. Данная область повышенной микротвердости соответствует зоне алюминидов  $Fe_2Al_5$ . В средней зоне микротвердость снижается по направлению к основному металлу с 800 до 300 HV. В зоне боридов  $Fe_2B$  микротвердость резко возрастает до 1200 HV. В зависимости от способа охлаждения микротвердость в самой стали значительно различается. Так, после

бороалитирования с печным охлаждением микротвердость составляет 150...200 HV по всему сечению; после бороалитирования с охлаждением на воздухе — 300...350 HV на глубине до 700 мкм от поверхности и 200...300 HV в сердцевине.

Разница в микротвердости материала основы связана с его микроструктурой. После охлаждения в печи структура состоит из феррита и перлита, после охлаждения на воздухе — из верхнего бейнита до 700 мкм от поверхности, а также из феррита и троостита в сердцевине.

*Последовательность формирования бороалитированного слоя и эволюция микроструктуры металлической основы.* Микроструктурный анализ не выявил значительных различий в морфологии бороалитированных слоев для двух способов охлаждения после бороалитирования. Формирование бороалитированного слоя начинается с образования твердого раствора внедрения бора в железе. Затем, при превышении предела



**Рис. 3. Микроструктуры бороалитированных слоев на стали 30ХГТ с кривыми распределения элементов и микротвердости:**  
*а* — при печном охлаждении; *б* — при охлаждении на воздухе

растворимости бора в железе, появляются кристаллы фазы  $Fe_2B$ , последующий рост которых происходит в направлении диффузии. Затем, с увеличением концентрации алюминия на поверхности, начинают формироваться твердые растворы алюминия в  $\alpha$ -Fe и бориде  $Fe_2B$ . Известно, что растворимость Al в  $Fe_2B$  при  $800\text{ }^\circ\text{C}$  может достигать 11 % ат. за счет Fe/Al-замещения по условию  $(Fe_{1-x}Al_x)_2B$  [7]. На данном этапе образование и рост боридов полностью прекращаются. По достижении предела растворимости алюминия в  $\alpha$ -Fe начинают последовательно формироваться фазы  $Fe_3Al$  и  $FeAl$ . Формирование бороалитированного слоя заканчивается образованием на его поверхности алюминида  $Fe_2Al_5$ .

Микроструктура материала основы различна для разных способов охлаждения. Феррито-перлитное строение после бороалитирования с печным охлаждением является результатом длительной выдержки при температуре насыщения и последующего медленного охлаждения.

Согласно диаграмме Fe— $Fe_3C$  при медленном охлаждении стали с содержанием углерода 0,3 % в интервале температур  $A_3$  и  $A_1$  из аустенита выделяется избыточный феррит. Ниже линии  $A_1$  оставшийся  $\gamma$ -раствор превращается в перлит. В результате структура данной стали приобретает ферритно-перлитное строение. Этот процесс протекает при малой степени переохлаждения, например при охлаждении с печью.

При охлаждении на воздухе степень переохлаждения выше. Известно, что эвтектоид (перлит) имеет строго определенный состав лишь в условиях кристаллизации без переохлаждения [9]. Следовательно, перлит, образовавшийся из переохлажденного аустенита, имеет состав, отличный от эвтектоидного. В результате в структуре доэвтектоидной стали может образоваться квазиэвтектоид с содержанием углерода ниже 0,8 %. При этом чем ниже температура перлитного превращения, тем меньше должно выделиться избыточного феррита.

В сердцевине стали 30ХГТ после охлаждения на воздухе формируется структура из феррита и квазиэвтектоида в виде троостита. Непосредственно под боридами на глубине до 700 мкм в основном металле формируется однородная микроструктура, состоящая из верхнего бейнита.

Рентгеноспектральный микроанализ выявил некоторое повышение содержания легирующих элементов (хрома и марганца) в прилегающей к диффузионному слою зоне. Известно, что хром и марганец замедляют скорость распада аустенита и увеличивают прокаливаемость сталей [9]. Это позволило получить после охлаждения на воздухе мелкодисперсную структуру, состоящую из верхнего бейнита. Повышение концентрации легирующих



элементов в прилегающей к бороалитированному слою области основного металла является результатом их вытеснения с поверхности насыщающими элементами — бором и алюминием. Помимо этого имеет место встречная диффузия Сг и Мп из сердцевины. Кроме того, известно, что незначительное содержание бора в стали также повышает ее прокаливаемость [9].

Результаты испытаний на растяжение проводили в Институте материаловедения Технического университета, г. Дрезден, в соответствии со стандартом DIN EN 10002 "Прочность на разрыв металлических материалов". Образцы для испытаний изготавливали из стали 30ХГТ с размерами  $l_0 = 25$  мм;  $d_0 = 5$  мм. В ходе испытаний установлено, что после бороалитирования с охлаждением на воздухе условный предел текучести стали 30ХГТ повысился в 2 раза, предел прочности — в 1,5 раза, а относительное удлинение уменьшилось в 2...3 раза по сравнению с бороалитированием с печным охлаждением (табл. 2).

Таблица 2

Характеристики прочности стали 30ХГТ после ХТО

Характеристика	Цементация, закалка и низкий отпуск [10]	Бороалитирование	
		Охлаждение с печью	Охлаждение на воздухе
Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	700	260	518
Предел прочности $\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	850	417	719
Относительное удлинение после разрыва $\delta$ , %	12	19,44	5,84

Прочностные характеристики коррелируют со структурой основы. Как было упомянуто выше, после охлаждения на воздухе в структуре основного металла формируются верхний бейнит и феррит с трооститом в сердцевине. Наличие этих мелкодисперсных структур повышает прочность стали 30ХГТ.

В ходе испытаний на растяжение кроме прочностных характеристик определялась прочность связи бороалитированного слоя с поверхностью стали методом взвешивания образцов на аналитических весах до и после испытания.

Испытания показали, что основная потеря массы происходит в области деформационного упрочнения до момента достижения предела прочности. Установлено, что потеря массы у образцов после бороалитирования с охлаждением на воздухе в 1,5...2 раза меньше, чем у образцов после охлаждения с печью (табл. 3). От-

части это объясняется тем, что после медленного охлаждения в печи формируется более протяженный по глубине слой. Скалывание такого слоя вызывает наибольшую потерю массы. Тем не менее отношение набора массы после бороалитирования к ее потере после испытания на растяжение составляет 1,348 при бороалитировании с печным охлаждением и 1,181 при использовании охлаждения на воздухе. Из этого следует, что в результате испытания на растяжение бороалитированные слои в первом случае скололись в большей степени, чем во втором. Это косвенно свидетельствует о повышении пластичности слоя после бороалитирования с охлаждением на воздухе.

Таблица 3

Влияние способов охлаждения при бороалитировании на свойства слоя

Характеристика	Охлаждение с печью	Охлаждение на воздухе
Толщина бороалитированного слоя, мкм	250	220
Набор массы после бороалитирования, г	0,5156	0,3985
Потеря массы после испытания на растяжение, г	0,6954	0,4709

Известно, что бороалитирование в несколько раз повышает эксплуатационную стойкость деталей машин, инструмента и технологической оснастки, работающих в условиях интенсивного износа, в контакте с расплавленными металлами, при воздействии ударных нагрузок, при высоких температурах и т. д. [5].

Результаты проведенных исследований могут применяться в кузнечно-штамповочном и литейном производстве. Детали с бороалитированным покрытием предполагается использовать в качестве:

молотовых и прессовых вставок (толщиной или диаметром до 200...250 мм) при горячем деформировании конструкционных сталей и алюминиевых сплавов;

матрицы для штамповки головок болтов из сталей обыкновенного качества на горизонтально-ковочных машинах;

деталей литейных оснасток, оформляющих внутреннюю полость отливок из цинковых, алюминиевых и магниевых сплавов.

## Выводы

1. Бороалитирование стали 30ХГТ позволяет получить диффузионный слой с высокой поверхностной твердостью.
2. Бороалитирование с охлаждением на воздухе

обеспечивает более высокие показатели прочности, чем при охлаждении с печным охлаждением. Это достигается за счет формирования бейнитно-трооститной структуры в стали 30ХГТ, что позволяет в некоторых случаях упрочнить рабочую деталь без последующей термической обработки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Petrova L.** Progress in theory and practice of thermochemical treatment of steels // International Heat Treatment & Surface Engineering. 2012. Vol. 6 (4). P. 168—170.
2. **Microstructure**, and Properties of Borocarbured, and Baser-modified 17CrNi6-6 Steel / M. Kulka, N. Makuch, A. Pertek and A. Piasecki // Journal of Optics and Laser Technology. 2012. Vol. 44. P. 872—881.
3. **Suwattananont N., Petrova R.** Formation of Multi-component Boronization by Adding Transition Metal Group VIB // Journal of Solid State Science. 2012. Vol. 14. P. 1669—1672.
4. **Земсков Г.В., Коган Р.Л.** Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 208 с.
5. **Химико-термическая** обработка металлов и сплавов / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. : Справочник. М.: Металлургия, 1981. 424 с.
6. **Boron-aluminide** coatings applied by pack cementation method on low-alloy steels / N.E. Maragoudakis, G. Stergioudis, H. Omar et al. // Materials Letters. 2002. Vol. 53. P. 406—410.
7. **Martienssen W., Effenberg G., Pyenko S.** Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data. 2008. Berlin-Heidelberg. Springer.
8. **Крукевич М.Г., Прусаков Б.А., Сизов И.Г.** Пластичность борированных слоев. М.: Физматлит, 2010. 384 с.
9. **Гуляев А.П.** Металловедение: Учеб. для вузов. М.: Металлургия, 1986, 544 с.
10. **Марочник** сталей и сплавов / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др. М.: Машиностроение, 2003. 784 с.

### Уважаемые читатели!

В журнале «Упрочняющие технологии и покрытия» № 2 за 2017 г. на стр. 90 была допущена ошибка. Ширина и глубина упрочненного слоя на рисунке 14 должна быть в микрометрах (мкм).

*Просим извинения за допущенную неточность.*

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение".

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

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

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96.

Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Пчелкина Т.В.*

Сдано в набор 02.02.2017 г. Подписано в печать 21.03.17 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)

# POWER ELECTRONICS



Ufi  
Approved  
Event

14-я Международная выставка  
компонентов и систем  
силовой электроники

**24-26 октября 2017**  
Москва, Крокус Экспо

Организаторы:



primexpo



ITE

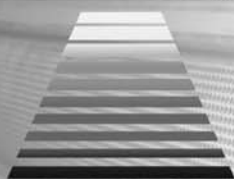
+7 (812) 380 6003 / 07 / 00  
power@primexpo.ru

Подробнее о выставке:

**powerelectronics.ru**

12+





# ТЕРМООБРАБОТКА

11-я международная специализированная выставка

18 - 20 сентября 2017

Россия, Москва,  
ЦВК «Экспоцентр»,  
павильон 7, зал 1

Единственная в России выставка термического оборудования и технологий

18 - 19  
сентября

Международная конференция  
«ИННОВАЦИОННЫЕ  
ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМООБРАБОТКИ»

## Тематика выставки:

- Термическое, химико-термическое, индукционное оборудование
- Вакуумная техника и компоненты вакуумных систем
- Лабораторные печи, сушильные шкафы; Лабораторное оборудование
- Установки нанесения покрытий
- Оборудование для электронно-лучевой сварки и сварки в среде аргона
- Лазерно-технологическое оборудование
- Комплексы глубокого охлаждения (криогенная обработка)
- Оборудование для исследования свойств материалов, неразрушающий контроль
- Центробежное литье коррозионных, жаропрочных и специальных сталей и сплавов
- Отливки из жаропрочной стали, технологическая оснастка
- Огнеупоры, теплоизоляция и футеровка тепловых агрегатов
- Изделия из графита, углеродного войлока и углерод-углеродных композитов



Факты о выставке 2016 года:

97 экспонентов из 12 стран мира

3015 кв.м. экспозиции

Информационная поддержка:

2780 посетителей-специалистов



Организатор: «Выставочная Компания «Мир-Экспо», ООО

115230, Россия, Москва, Хлебозаводский проезд,

дом 7, строение 10, офис 507 | Тел./факс: 8 495 988-1620

E-mail: info@htexporus.ru | Сайт: www.htexporus.ru

Твиттер: @htexpo\_ru | YouTube: youtube.com/user/termoobrabotka