

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 4 (124)  
апрель  
2015

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.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.  
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.  
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.  
В.А. ЛАШКО, 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 Министерстве РФ по делам печати, телерадиовещания и средств массовых коммуникаций. Свидетельство о регистрации  
П/И № 77-17733 от 09.03.04 г.

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Кокорева О.Г., Шлапак Л.С. Влияние скорости пластической деформации и схемы напряженного состояния на первичную рекристаллизацию металлов .....3



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Зайдес С.А., Горбунов А.В. Повышение эффективности упрочнения маложестких валов центробежным обкатыванием .....6

Сорокин В.М., Тудакова Н.М., Крайнов В.В. Особенности обработки цилиндрических отверстий в деталях дорнованием (протягиванием) с противодавлением технологических жидкостей .....13



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксёнова Л.И., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачёв М.С. Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением .....18

Балдаев Л.Х., Хамицев Б.Г., Прокофьев М.В., Балдаев С.Л., Ахметгареева А.М., Исмагилова Р.Р. Особенности полиморфных превращений детонационных покрытий из оксида алюминия .....25

Будилов В.В., Мухин В.С., Ягафаров И.И., Агзамов Р.Д., Киреев Р.М. Исследование влияния расположения поверхностей конструкционных сталей при нанесении покрытия TiN из плазмы вакуумно-дугового разряда на шероховатость поверхности ....34

Панков В.П. Плазменные покрытия поршневых колец автотракторной техники .....37



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Олефиренко Н.А., Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Лукьяненко Е.В. Износостойкость деталей из стали марки 45, имплантированной ионами металлов .....43

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Nº 4 (124)  
April  
2015

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. BEZYAZYCHNYI

**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.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
V.A. SHULOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

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

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Kokoreva O.G., Shlapak L.S.** Influence rate of plastic deformation and stress state schemes for metals primary recrystallization.....3



### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Zaydes S.A., Gorbunov A.V.** The improving of the hardening efficiency of the non-rigid shafts by the centrifugal roller rotation.....6

**Sorokin V.M., Tudakova N.M., Krainov V.V.** Particular features working cylindrical holes in details burnishing (to delay) with against-pressure technological fluids .....13



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Arhipov V.E., Dubravina A.A., Kuksonova L.I., Londarsky A.F., Moskvitin G.V., Pugachev M.S.** Structure and properties of the coverings put with a gasdynamic dusting ...18

**Baldaev L.Kh., Khamitsev B.G., Prokofjev M.V., Baldaev S.L., Ahmetgaree va A.M., Ismagilova R.R.** Aspects polymorphous transformations of aluminum oxide during detonation spray .....25

**Budilov V.V., Mukhin V.S., Yagafarov I.I., Agzamov R.D., Kireev R.M.** The influence of workpiece location on surface roughness after coating deposition by vacuum arc plasma ....34

**Pankov V.P.** Plasma coverings of piston rings of autotractor equipment .....37



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

**Olefirenko N.A., Ovchinnikov V.V., Borovin Yu.M., Lukyanenko E.V.** Wear parts made of steel grade St45, concentration metal ions .....43

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

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



УДК 548.53:621.7

О.Г. Кокорева, Л.С. Шлапак

(Муромский институт (филиал) Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых)

E-mail: kokoreva\_olga\_2.11@mail.ru

## Влияние скорости пластической деформации и схемы напряженного состояния на первичную рекристаллизацию металлов

*Представлены результаты исследования влияния скорости пластической деформации и схемы напряженного состояния на первичную рекристаллизацию металлов.*

*Зависимость микроструктуры металлов от скорости поверхностной пластической деформации и схемы напряженного состояния является определяющим фактором, формирующим механические свойства металлов в целом, особенно при их нагреве после пластической деформации. Для исследований использовались классические способы рентгенографического и микроструктурного анализа.*

*Анализ полученных результатов показал, что скорость рекристаллизации уменьшается в результате предварительного упрочнения металлов, величина которого оценивалась по степени деформации в зависимости от схемы напряженного состояния.*

**Ключевые слова:** *пластическая деформация, напряженное состояние, рекристаллизация металлов, упрочнение, механические свойства, микроструктура, рентгенографический анализ, кристаллическая решетка, растяжение, сжатие.*

*Results of research of the influence of the rate of plastic deformation and the stressed state scheme for primary recrystallization metals are presented.*

*The dependence of the microstructure of metals from the rate of surface plastic deformation and the stressed state scheme is the defining factor in shaping the mechanical properties of metals in general, especially during heating after plastic deformation. The classical methods of X-ray and microstructure analysis were used for investigations.*

*Analysis of the obtained results showed that the rate of recrystallization reduced as a result of prior hardening of metals, the value of which was estimated according to the degree of strain depending on the stressed state scheme.*

**Keywords:** *plastic deformation, stress state, metals recrystallization, hardening, mechanical properties, microstructure, X-ray analysis, the crystal lattice, tension, compression.*

Одним из главных процессов упрочнения металлов и сплавов является рекристаллизация, которая формирует структуру и изменяет механические свойства при нагреве металла после пластической деформации. На рекристаллизацию металлов оказывает влияние большое число факторов, в том числе скорость и вид деформации (схема напряженного состояния) [1]. Однако влияние этих факторов недостаточно изучено и, на наш взгляд, требует дальнейшего исследования.

Для этой цели были выбраны металлы с разным типом кристаллической решетки: медь (99,91 % Cu), имеющая ГЦК-решетку и армко-железо (99,45 % Fe), имеющее ОЦК-решетку. Образцы из этих металлов предварительно отжигались и деформировались при комнатной температуре с разными скоростями. Статическая деформация измерялась на универсальной гидравлической машине УММ-50, динамическая — на пороховом копре.

При исследовании влияния схемы напряженного состояния были выбраны два вида деформации: растяжение и сжатие. Образцы подвергались предварительной деформации на величину  $\varepsilon = 10$ .

В качестве эквивалентной деформации принят октаэдрический сдвиг  $q_{\text{окт}} = 0,145$ , рассчитываемый по формулам:

для растяжения

$$q_{\text{окт}} = \sqrt{2 \ln \frac{F_0}{F}};$$

для сжатия

$$q_{\text{окт}} = \sqrt{2 \ln \frac{H_0}{H}};$$

где  $F_0$  — начальная площадь полученного сечения, мм<sup>2</sup>;  $H_0$  — начальная высота образца, мм;  $F$ ,  $H$  — текущие площадь сечения и высота образца соответственно.

Отжиг деформируемых образцов производился в специальной безынерционной печи с выдержкой от 30 до 60 мин.

В качестве параметров рекристаллизации были выбраны температуры начала  $T_p^H$  и конца  $T_p^K$  рекристаллизации и время появления зародышей рекристаллизованных зерен  $\tau_p^H$ . Эти параметры определялись методом измерения твердости (по Виккерсу), рентгено- и микроструктурными методами.

$T_p^H$  определялась по резкому снижению твердости с повышением температуры нагрева и уточнялась рентгенографическим методом по появлению точечных рефлексов на рентгенограммах [2].  $T_p^K$  определялась по твердости и исчезновению фона на рентгенограммах.

Характеристикой скорости рекристаллизации являлось время  $\tau_p^H$  появления зародышей, фиксируемых по рефлексу на рентгенограмме, которое уточнялось с помощью микроструктурного анализа [3].

Анализ результатов исследования показывает, что скорость деформации не оказывает существенного влияния на  $T_p^H$  и  $T_p^K$ , хотя есть склонность к снижению  $T_p^H$  и температурного интервала  $T_p^H - T_p^K$  (табл. 1).

Таблица 1

Металл (степень чистоты)	Исследованная область температур	Скорость деформации					
		2 мм/мин			50 м/с		
		Параметры первичной рекристаллизации					
		$T_p^H, ^\circ\text{C}$	$T_p^K, ^\circ\text{C}$	$\tau_p^H, \text{мин}$	$T_p^H, ^\circ\text{C}$	$T_p^K, ^\circ\text{C}$	$\tau_p^H, \text{мин}$
Медь (99,91 % Cu)	200...270	160	250	15	140	200	6,5
Армко-железо (99,45 % Fe)	550...700	550	650	10	530	610	7,0

Скорость рекристаллизации, оцененная по  $\tau_p^H$ , увеличивается с возрастанием скорости деформации (см. табл. 1). Об этом свидетельствуют результаты микроструктурного анализа.

Полученные результаты можно объяснить тем, что с увеличением скорости деформации возникает большее число искажений кристаллической решетки, большей становится доля запасенной (скрытой) энергии при деформации [4—6], которая является движущей силой первичной рекристаллизации.

Анализ результатов исследования образцов, подвергнутых деформированию растяжением и сжатием, имеющих различную схему напряженного состояния, показал, что вид деформации (схема напряженного состояния) не влияет на  $T_p^H$  и  $T_p^K$ . Скорость рекристаллизации, оцененная по  $\tau_p^H$ , уменьшается в последовательности растяжение-сжатие у меди, и сжатие-растяжение у армко-железа. Это связано с разной степенью упрочнения при различных схемах напряженного состояния. Величина степени упрочнения оценивалась по октаэдрическому напряжению  $\tau_{\text{окт}}$  в зависимости от эквивалентной деформации (октаэдрический сдвиг  $q_{\text{окт}}$ ). Изменение упрочнения связано с изменениями в тонкой кристаллической структуре и разной плотностью дислокаций, возникающих при различных схемах напряженного состояния у металлов с разным типом кристаллической решетки (табл. 2).

Следует учесть, что время начала рекристаллизации  $\tau_p^H$  определялось при температуре 180 °С для меди и 550 °С для армко-железа.

Таким образом, проведенные исследования показали, что скорость пластической деформации и схема напряженного состояния оказывают непосредственное влияние на рекристаллизацию металлов. Выполнена количественная оценка определяющих характеристик с помощью рентгенографического и структурного анализа опытных металлических образцов.

В результате исследований установлено, что скорость рекристаллизации металлов уменьшается при предварительном их упрочнении методом поверхност-

Таблица 2

Металл (степень чистоты)	Исследованная область температур	Механическая схема деформации							
		Растяжение				Сжатие			
		Параметры первичной рекристаллизации							
		$T_p^H, ^\circ\text{C}$	$T_p^K, ^\circ\text{C}$	$\tau_p^H, \text{мин}$	$\tau_{\text{окт}}, \text{мин}$	$T_p^H, ^\circ\text{C}$	$T_p^K, ^\circ\text{C}$	$\tau_p^H, \text{мин}$	$\tau_{\text{окт}}, \text{мин}$
Медь (99,91 % Cu)	320...370	270	480	15,5	8	280	480	18,2	6
Армко-железо (99,45 % Fe)	650...700	630	700	28,2	16	630	700	12,7	22

ной пластической деформации, что оказывает влияние на механические свойства металлов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Швецов А.Н., Кокорева О.Г. Механизм статико-импульсной обработки поверхностной пластической деформации // Матер. III Международной научно-технической конференции. Владимир, 2000.

2. Кокорева О.Г., Баринов С.В. Исследование характера общих пластических деформаций в очаге контакта при статико-импульсной обработке // Сб. научн. трудов Муромского института Владимирского государственного университета по итогам XXXIX НТК, 2004.

3. Орлов В.В., Кокорева О.Г., Ядров М.А. Пути повышения качества поверхностей осей колесных пар, упрочненных поверхностным пластическим деформированием // СТИН. 2006. № 9.

4. Кокорева О.Г. Применение методов упрочнения поверхностно-пластического деформирования тяжело нагруженных поверхностей зубчатых передач // Машиностроение и безопасность жизнедеятельности. 2011. № 1.

5. Ерохин М.Н., Кокорева О.Г. Термодинамический критерий упрочнения деталей динамическими методами поверхностной пластической деформации // Матер. Междунар. научн. конф. "Современные проблемы освоения новой техники, технологий и организации технологического сервиса в АПК", Минск, 2014.



## ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ



Цена 3000 р.

### ТЕХНОЛОГИЯ И ИНСТРУМЕНТЫ

отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностным пластическим деформированием

Справочник (в 2-х томах)

Под общей редакцией А.Г. Суслова

2014 г. Объем 928 с. ISBN 978-5-94275-709-0

**Том 1.** Приведены общие положения отделочно-упрочняющей обработки деталей поверхностно-пластическим деформированием и статические методы ОУО ППД: накатывание, вибронакатывание, алмазное выглаживание, дорнование и калибрование.

Последняя глава посвящен ОУО ППД деталей с закономерным изменением качества поверхностного слоя.

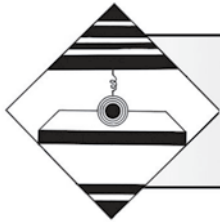
**Том 2.** Приведены динамические и комбинированные методы отделочно-упрочняющей обработки деталей машин поверхностным пластическим деформированием. Одна из глав посвящена формообразованию резьб пластическим деформированием, отделочно-упрочняющей и комбинированной обработке резьбовых поверхностей и технологии гладкорезьбовых соединений.

Для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий, преподавателей, студентов и аспирантов технических вузов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

По факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефону: (499) 269-52-98 или на сайте WWW.MASHIN.RU



УДК 621.7.011 + 621.9.011

С.А. Зайдес (Иркутский ГТУ),  
А.В. Горбунов (ИркутскНИИХиммаш)  
E-mail: zsa@istu.edu

## Повышение эффективности упрочнения мало жестких валов центробежным обкатыванием

*Предложена новая конструкция обкатника центробежного типа для эффективного упрочнения мало жестких валов. Представлены расчетные зависимости для основных режимов обкатки. Приведены экспериментальные результаты определения параметров шероховатости, твердости и остаточных напряжений упрочненных валов.*

**Ключевые слова:** центробежный обкатник, поверхностный слой, шероховатость, твердость, остаточные напряжения.

*For the effective hardening of non-rigid shafts the new construction of a centrifugal roller is proposed. The calculated dependences are presented for the main running mode. The experimental results of characteristics' determination of roughness, hardness and residual stress of hardened shafts.*

**Keywords:** centrifugal roller, surface layer, roughness, hardness, residual stress.

**Особенности упрочнения мало жестких валов.** Создание новых конструкционных материалов с повышенной прочностью и стремление к экономии металлов приводят к увеличению номенклатуры класса мало жестких изделий.

Поверхностное пластическое деформирование является отделочно-упрочняющей обработкой и, как правило, завершающей операцией технологического процесса изготовления деталей машин. В совокупности с предшествующими операциями поверхностное пластическое деформирование обеспечивает требуемые параметры качества обработки поверхностного слоя, которые зависят от эксплуатационных требований. Кроме качества поверхностного слоя и его механических характеристик мало жесткие стержневые детали должны обладать определенной стабильностью формы.

Многие исследования [1–3] показывают чрезвычайную важность равномерности обработки, обеспечивающей однородность деформации, уравновешенность остаточных напряжений и их равномерную релаксацию в процессе эксплуатации. Основную роль в процессах релаксации играет поверхностный объем. Протекание деформирующих процессов в нем в большей степени зависит не от макроскопических свойств материала детали, а от способности к микроскопиче-

ской деформации поверхностного слоя и его механических характеристик. В работе авторов "Определение механических свойств поверхностного слоя мало жестких валов, упрочненных поверхностным пластическим деформированием"\* были представлены результаты экспериментального определения механических свойств поверхностного слоя. Ниже рассмотрено определение режимов и параметров упрочнения, обеспечивающих стабильность формы и качество обработки мало жестких деталей типа валов.

Выбор конструкции обрабатываемого инструмента определяется основными качественными показателями обработки поверхностного слоя. Однородность упрочнения, отсутствие изогнутости, малые остаточные напряжения, их уравновешенность и равномерная релаксация во время эксплуатации и другие показатели связаны с усилием прижима деформирующего инструмента. Обкатник должен обеспечивать постоянство этого усилия при любых изменениях формы детали, наличии пространственной погрешности и колебаний в технологической системе.

Рациональная глубина деформационного упрочнения мало жестких деталей не должна превышать размеры зоны взаимного влияния, в пределах которой

\* Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 3.

формируется, сохраняется и через которую передается технологическая наследственность.

**Конструкция и параметры центробежного обкатника.**

Чтобы избавиться от большей части проблем, обусловленных динамикой взаимодействия частей технологической системы, необходимо остановить вращение детали и использовать деформирующий инструмент с полным силовым замыканием. Для создания рабочего усилия прижима деформирующего тела (шарика, ролика, диска и др.) в настоящее время известно большое число различных конструкций [1]. По характеру нагружения деформирующих элементов инструменты подразделяют на механические, пружинные, пневматические, гидравлические и комбинированные. Однако эти инструменты не позволяют в должной мере обеспечить требуемое качество маложестких деталей [1, 4]. Для обработки нежестких валов необходим инструмент с высокой стабильностью рабочего усилия, простой по конструкции и не требующий значительных затрат времени на настройку.

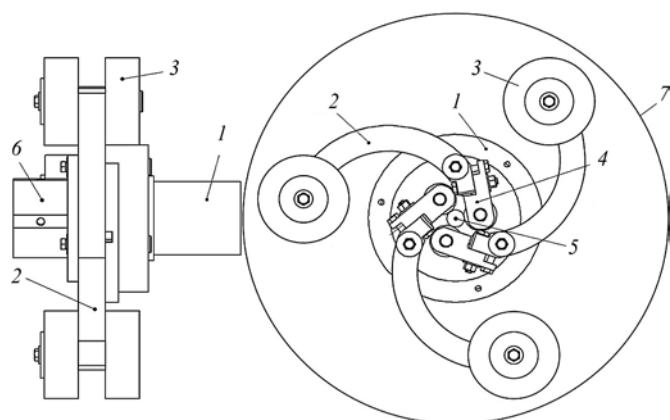
Весьма перспективной является идея использования в обкатниках центробежной силы инерции. При вращении тела вокруг неподвижной оси на него действует сила инерции

$$F_{ин} = m\omega^2r, \quad (1)$$

где  $m$  — масса тела;  $\omega$  — угловая скорость тела;  $r$  — радиус вращения.

Для обеспечения стабильности силы инерции (она же рабочее усилие) разработан инструмент [4], в котором контролируются только два фактора: радиус вращения и угловая скорость. На рычаге закрепляются деформирующий инструмент и груз (рис. 1).

Вся система вращается относительно неподвижной оси заготовки, и сила инерции груза создает момент



**Рис. 1. Конструкция центробежного обкатника:**

1 — корпус и лекало; 2 — криволинейный рычаг; 3 — груз; 4 — державка с деформирующим роликом; 5 — обкатываемая деталь; 6 — дополнительная опора; 7 — защитный кожух

относительно точки закрепления рычага, который уравнивается моментом рабочего усилия относительно той же точки.

Усилие прижима роликов к поверхности заготовки  $P_r$  пропорционально квадрату частоты вращения центробежного обкатника:

$$P_r = (15P_3 + 65)n^2 \cdot 10^{-5}, \quad (2)$$

где  $P_3$  — вес груза, Н;  $n$  — частота вращения инструмента, мин<sup>-1</sup>.

Для данного типоразмера центробежного обкатника изменение диаметра обрабатываемого вала более чем в 3 раза не приводит к существенному изменению усилия прижима инструмента, что позволяет обрабатывать детали с конусностью 1:8 без каких-либо затрат времени на настройку инструмента.

Из условия распространения пластической деформации на глубину, не превышающую размер зоны взаимного влияния, установлены аналитические зависимости, ограничивающие расстояние между опорами  $L$ , поддерживающими вал при центробежном обкатывании,

$$L \leq \frac{4M_x}{(15P_r + 65)n^2 \cdot 10^{-5}} \quad (3)$$

и частоту вращения инструмента

$$n_2 \leq \sqrt{\frac{T \cdot 10^5}{0,18d(15P_r + 65)}}, \quad (4)$$

где  $d$  — диаметр обрабатываемого вала;  $M_x$ ,  $T$  — изгибающий и крутящий моменты соответственно, рассчитанные с учетом пластического течения в поверхностном слое на глубину  $r_f$ . Методика расчета  $M_x$  и  $T$  представлена в работе [5].

Крутящий и изгибающий моменты зависят от размера  $r_f$ , поэтому проектирование инструмента должно происходить с учетом микроструктуры нежесткого вала. Выполнение неравенств, предложенных для выбора основных размеров центробежного обкатника, обеспечивает большую однородность обработки в пределах зоны взаимного влияния.

Получена аналитическая зависимость, позволяющая рассчитать глубину упрочнения  $h_1$  в пределах зоны взаимного влияния,

$$h_1 = \frac{1}{K} \left( \sqrt{\frac{(15P_3 + 65)n^2 \cdot 10^{-5}}{\pi\alpha_1\sigma_n} + \frac{1}{4}(a-b)^2} - \frac{1}{4}(a+b) \right) + t, \quad (5)$$

где  $a$ ,  $b$  — полуоси эллипса пятна контакта роли-

ка с деталью;  $t$  — глубина невосстановленной лунки;  $\sigma_n$  — нормальное напряжение в очаге деформации;  $K$  — коэффициент, характеризующий глубину распространения пластической деформации от давления ролика;  $\alpha_1$  — коэффициент, учитывающий изменение площади пятна контакта при вращении инструмента. Коэффициенты определяют экспериментально.

Размеры полуосей  $a$ ,  $b$  контура пятна контакта и глубину лунки  $t$  можно рассчитать по методике, изложенной в работе [6]. Нормальное напряжение  $\sigma_n$  в очаге деформации определяется выражением

$$\sigma_n = (2,5...2,6)\sigma_{кр} = K_\sigma \sigma_{кр},$$

где  $\sigma_{кр}$  — критическое напряжение;  $K_\sigma$  — коэффициент, учитывающий соотношение между нормальным и критическим напряжениями.

Глубина невосстановленной лунки рассчитывается по закону Майера. При усилиях прижима инструмента до 1000 Н глубина невосстановленной лунки  $t$  для углеродистых сплавов от стали 10 до стали 45 может быть определена по зависимости

$$t = 0,038P_r - 0,00148,$$

где  $P_r$  — усилие вдавливания, кН.

Установлена аналитическая зависимость для расчета рациональной частоты вращения центробежного обкатника, обеспечивающей глубину упрочнения, равную размеру зоны взаимного влияния,

$$n = 100 \sqrt{\frac{10\pi K_\sigma \alpha_1 \left( \left( KK_d d^{0,792} - t + \frac{1}{4}(a+b) \right) \right)^2 - \frac{1}{4}(a-b)^2}{15P_3 + 65}} \sigma_{кр}, \quad (6)$$

где  $K_d = 0,0257$ ;  $K_\sigma = 2,5...2,6$ ;  $K = 1...10$ .

При малых нагрузках и большой твердости материала можно пренебречь величинами  $\frac{1}{4}(a+b) - t \approx 0$  и  $\frac{1}{4}(a-b)^2 \approx 0$ . Тогда

$$n = K_{общ} \sqrt{\frac{d^{1,584}}{15P_3 + 65}} \sigma_{кр}, \quad (7)$$

где  $K_{общ} = 100 \sqrt{10\pi K_\sigma \alpha_1 K^2 K_d^2}$ .

Частота вращения, рассчитанная по формуле (6), не должна превышать предельную частоту вращения (формула (4)).

В качестве объектов исследования выбраны тонкие нежесткие валы из малоуглеродистых сталей, широко ис-

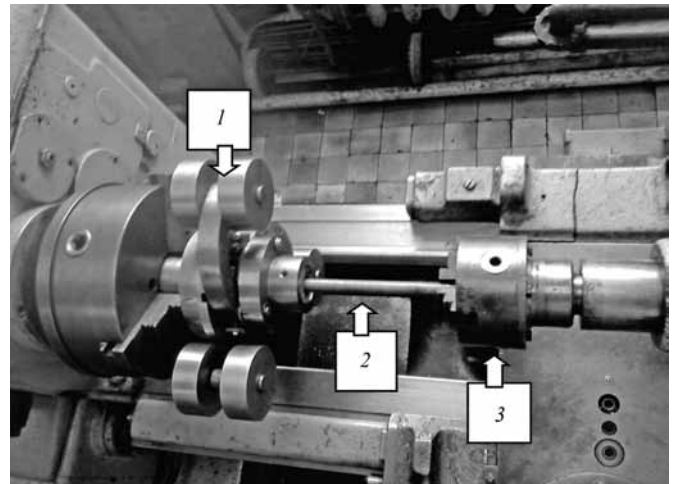


Рис. 2. Общий вид экспериментальной установки со снятым защитным кожухом:

1 — центральный обкатник; 2 — заготовка; 3 — устройство закрепления заготовки в задней балке токарного станка 1К62

пользуемые в сельскохозяйственном машиностроении, в горной, текстильной промышленности и других отраслях.

Экспериментальная установка для обработки нежестких валов показана на рис. 2. Ее основной частью является центробежный обкатник 1, закрепленный в патроне станка 1К62. Обрабатываемая заготовка 2 одним концом закреплена в самоцентрирующемся трехлапчатом патроне 3, другой конец свободен. Продольная подача заготовки обеспечивается движением задней бабки, скрепленной замковым устройством с суппортом станка.

**Определение рациональных параметров упрочнения.** Рассмотрим основные результаты экспериментального определения рациональных параметров упрочнения маложестких валов и результаты исследования качественных показателей поверхностного слоя при центробежном обкатывании.

Измерение шероховатости поверхности заготовок до и после обработки центробежным обкатником выполнено с использованием стандартизованной методики на приборе "Абрис ПМ 7".

Для оценки шероховатости использованы четыре параметра: среднее арифметическое отклонение профиля  $Ra$ , средний шаг неровностей  $Sm$ , распределение опорных линий по уровням  $t_p$ , коэффициент несущей способности. Результаты экспериментов, полученные после обработки профилограмм, представлены на рис. 3...5.

С увеличением частоты вращения обкатника происходит трансформация исходных микронеровностей. При частоте вращения 250 мин<sup>-1</sup> и подаче, близкой к оптимальной, наблюдалось смятие вершин профиля с одновременным увеличением радиусов закруглений и углов при его вершине. Высота неровностей про-



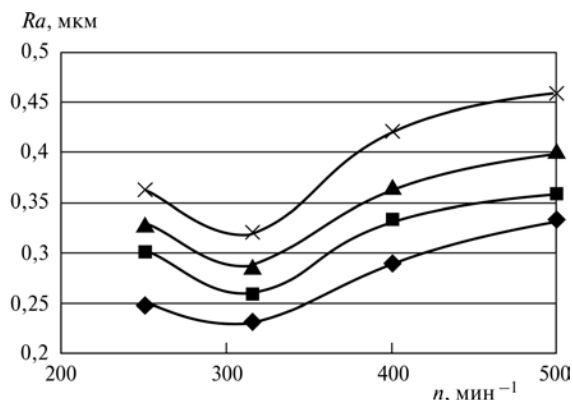


Рис. 3. Зависимость шероховатости от частоты вращения обкатника  $n$  при разной продольной подаче  $S$ :

◆ —  $S = 0,75$  мм/об; ■ —  $S = 0,11$  мм/об; ▲ —  $S = 0,15$  мм/об; × —  $0,21$  мм/об; начальная шероховатость  $Ra = 1,25$  мкм

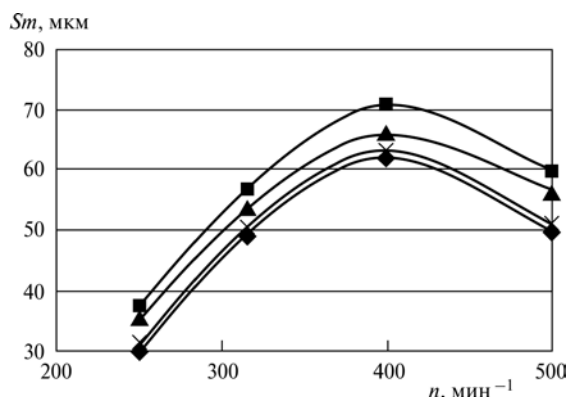


Рис. 4. Зависимость среднего шага неровностей  $Sm$  профиля от частоты вращения обкатника при разной продольной подаче  $S$ :

◆ —  $S = 0,07$  мм/об; × —  $S = 0,11$  мм/об; ▲ —  $S = 0,15$  мм/об; ■ —  $S = 0,21$  мм/об; начальная шероховатость  $Ra = 1,25$  мкм

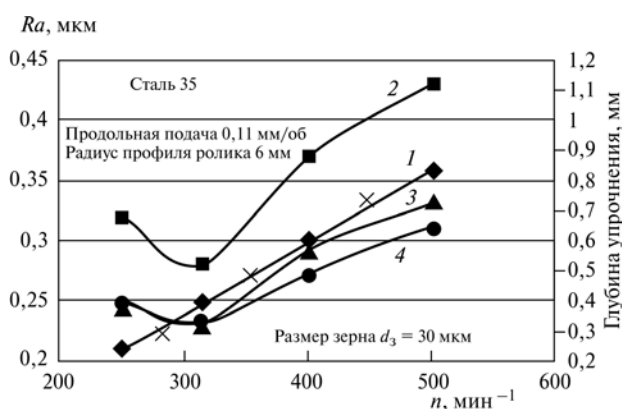


Рис. 5. Зависимость глубины упрочнения ( $l$ ) и шероховатости  $Ra$  поверхности вала (2, 3, 4) от частоты вращения центробежного обкатника  $n$ :

■ — исходная шероховатость  $Ra = 5,0$  мкм; ▲ — исходная шероховатость  $Ra = 1,25$  мкм; • — исходная шероховатость  $Ra = 2,5$  мкм; × — глубина упрочнения, определенная экспериментально

филя по десяти точкам уменьшилась в 40,5 раза, средний шаг неровностей профиля — в 6 раз. В интервале частот вращения от 315 до 400 мин<sup>-1</sup> сформировалась шероховатость с минимальным отклонением микропрофиля от средней линии и минимальным средним шагом неровностей. По сравнению с исходной шероховатостью эти параметры уменьшились в 33 и 10 раз соответственно.

Обработка с частотой вращения, выходящей за пределы оптимального интервала, приводит к формированию вторичной (наведенной) шероховатости, наблюдается отслоение (выкрашивание) с поверхности. Средний шаг неровностей увеличивается в 3,5 раза, а высота неровностей по 10 точкам — в 5 раз.

Глубина упрочнения поверхностного слоя при центробежном обкатывании монотонно возрастает с увеличением числа оборотов (см. рис. 5, кривая 1). В исследованном диапазоне шероховатостей (5,00... 1,25 мкм) минимальная шероховатость поверхности заготовок из стали 35 с размером зерна 30 мкм наблюдалась при частоте вращения 315 мин<sup>-1</sup>, которой соответствует глубина упрочнения около 400 мкм. Эта величина близка к толщине ослабленного поверхностного слоя (размеру зоны взаимного влияния).

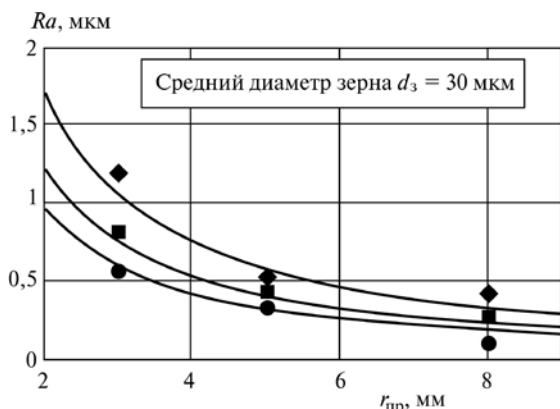
Размер шероховатости существенно не изменяется по сравнению с минимальной при уменьшении глубины упрочнения почти в 2 раза (см. рис. 5). Этот экспериментальный факт позволяет утверждать, что рациональные технологические параметры обработки поверхностным пластическим деформированием (ППД) нежестких деталей следует искать вблизи границы зоны взаимного влияния.

Шероховатость обкатываемой поверхности зависит также от профильного радиуса ролика, который может быть рассчитан по формуле

$$r_{\text{пр}} = a^{2,2} \sqrt{\frac{h_s^4 A^{1,8}}{\epsilon_{\text{кр}}^3}}, \quad (8)$$

где  $a = 3,1^{1,1} \sqrt{K_{\text{общ}}}$  — постоянная величина;  $K_{\text{общ}}$  — коэффициент, учитывающий все поправочные коэффициенты;  $h_s$  — глубина распространения пластической деформации;  $A = \frac{1}{D_b} + \frac{1}{D_p}$ ,  $D_b$  — диаметр заготовки,  $D_p$  — диаметр ролика.

Размер профильного радиуса зависит от критической деформации  $\epsilon_{\text{кр}}$ , размера зоны взаимного влияния, диаметра заготовки и диаметра ролика. С увеличением критической деформации поверхностного слоя зерен уменьшается профильный радиус. При критической деформации более 8 % значение профильного радиуса ролика практически не зависит от диаметра заготовки.



**Рис. 6. Шероховатость поверхности после обкатывания при разной начальной шероховатости образцов:**

♦ —  $Ra = 5$  мкм; ■ —  $Ra = 2,5$  мкм; • —  $Ra = 1,25$  мкм; частота вращения обкатника  $n = 500$  мин<sup>-1</sup>; подача на оборот  $S = 0,11$  мм/об; диаметр ролика  $d_p = 30$  мм; диаметр заготовки  $d_b = 16$  мм

Увеличение профильного радиуса ролика при центробежном обкатывании более 6 мм приводит к существенному увеличению нагрузки на ролик и увеличению глубины упрочнения за пределы границы зоны взаимного влияния. Обобщая результаты, полученные из анализа формулы (8), можно определить интервал изменения отношения  $r_{пр}/a$  для нежестких деталей в пределах от 1,5 до 2. При размере зерна около 30 мкм этому интервалу соответствует профильный радиус ролика в пределах от 3 до 8 мм.

Уменьшение профильного радиуса ролика приводит к увеличению шероховатости обрабатываемой центробежным обкатником поверхности заготовки (рис. 6). Чем больше исходная шероховатость, тем больше шероховатость и после центробежного обкатывания.

Для нежестких валов глубина упрочнения ограничена размером зоны взаимного влияния, критическими напряжением и деформацией, однозначно определяемыми для данного материала. При наличии названных ограничений усилие прижима ролика и профильный радиус определяются из достаточно узких диапазонов их значений. Это приводит к тому, что подача, обеспечивающая необходимый интервал значений шероховатости, в значительной степени зависит от исходной шероховатости поверхности заготовки (см. рис. 6). Для проверки этого положения проведены эксперименты на образцах из стали 35. Обработка их результатов позволила получить зависимость продольной подачи от исходной и получаемой после обработки центробежным обкатником шероховатости

$$S = \psi R_{ak} - \Omega, \quad (9)$$

где  $S$  — продольная подача, мм/об;  
 $\psi = 0,092 Ra_i^2 - 0,614 Ra_i + 2,357$ ;

$\Omega = 0,025 Ra_i^2 - 0,167 Ra_i + 0,517$ ;  $Ra_k$  — шероховатость обкатанной поверхности, мкм;  $Ra_i$  — исходная шероховатость поверхности заготовки, мкм.

Важными показателями качества обработки нежестких валов являются равномерность упрочнения и связанная с ней равномерность распределения остаточных напряжений по длине вала. Изменение кинематики упрочнения обработки существенно повлияло на условия формирования остаточных напряжений в поверхностном слое.

Наибольшее значение в обеспечении стабильности геометрических параметров обработанной ППД заготовки имеют продольные остаточные напряжения, их величина и распределение по длине заготовки. Остаточные напряжения оценивали по величине макроскопического напряжения течения поверхностного слоя  $\sigma_{вс}$  (рис. 7...9) и по результатам рентгеноструктурного измерения (рис. 8, точки ▲). Остаточные напряжения в поверхностном слое определяли на рентгеновском анализаторе напряжений Xstress 3000G3/G3R.

Наиболее интенсивно остаточные напряжения повышаются при увеличении частоты вращения обкатника до 330 мин<sup>-1</sup>. Затем интенсивность роста существенно уменьшается. При массе груза 2 кг этой частоте соответствует глубина упрочнения, близкая к размеру зоны взаимного влияния. Такие же результаты получены на других сталях. При напряжении  $\sigma_{вс}$  в поверхностном слое начинается микропластическое течение, в результате которого происходит релаксация остаточных напряжений. Чем больше это напряжение, тем больше релаксационная стойкость. На рис. 9 показано изменение  $\sigma_{вс}$  по длине нежесткого вала после обработки одним роликом и центробежным обкатыванием. Центробежная обкатка существенно уменьшила неоднородность распределения напряжений течения поверхностного слоя по длине вала.

Степень упрочнения образцов оценивали по изменению микротвердости (рис. 10) и твердости по Бриггеллю.

Твердость НВ на поверхности интенсивно возрастает, пока глубина упрочнения не приблизится к границе зоны взаимного влияния. Затем рост твердости существенно замедляется. Изучение микротвердости по глубине поверхностного слоя показало (см. рис. 10), что при частоте вращения меньше 200 мин<sup>-1</sup> максимум твердости лежит на или вблизи свободной поверхности. При дальнейшем увеличении частоты вращения максимум твердости смещается вглубь.

Центробежная обкатка обеспечивает достаточную однородность упрочнения и может существенно изменить неоднородности предшествующей обработки точением, если глубина их распространения не превышает размеров зоны взаимного влияния.

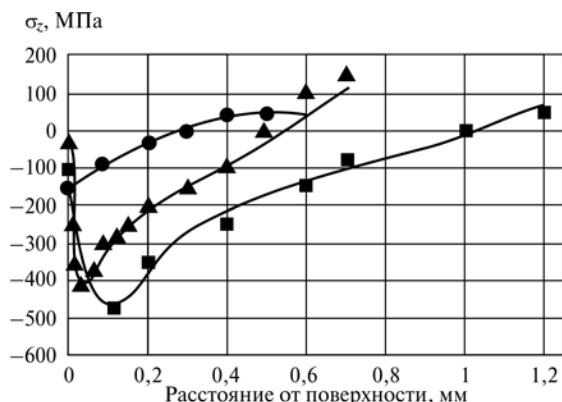


Рис. 7. Изменение осевых остаточных напряжений  $\sigma_z$  по глубине поверхностного слоя при различной частоте вращения обкатника  $n$ :

• —  $n = 200 \text{ мин}^{-1}$ ; ▲ —  $n = 315 \text{ мин}^{-1}$ ; ■ —  $n = 500 \text{ мин}^{-1}$ ; сталь 35 с размером зерна 30 мкм; ролик с профильным радиусом 5 мм; подача 0,11 мм/об; масса груза 2 кг

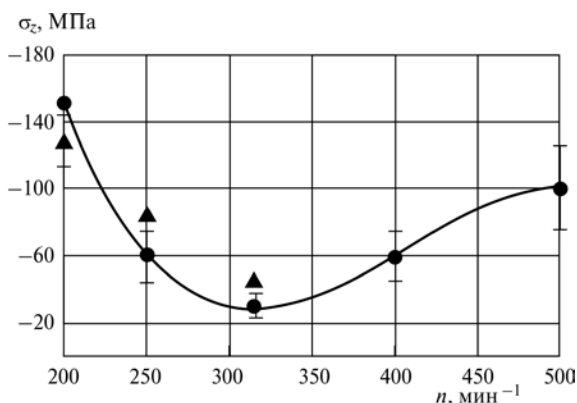


Рис. 8. Зависимость осевых остаточных напряжений  $\sigma_z$  на поверхности от частоты вращения обкатника  $n$ :

• — напряжения определены электромагнитным способом; ▲ — напряжения определены рентгеновским способом; сталь 35 с размером зерна 30 мкм; ролик с профильным радиусом 5 мм; подача 0,11 мм/об; масса груза 2 кг

Теоретические и экспериментальные результаты, полученные в работе, позволяют выбрать технологические параметры центробежного обкатывания. Вначале определяется средний размер зерна микроструктуры, выбирается масса груза в пределах от 0,5 до 2 кг, рассчитывается критическое напряжение [7]:

$$\sigma_{кр} = 229,1C + 127,6, \quad (10)$$

где  $C$  — содержание углерода в стали, %.

Рациональная частота вращения центробежного обкатника определяется по формулам (6), (7). Если рассчитанная частота вращения меньше минимальной частоты вращения шпинделя станка, то следует уменьшить массу груза.

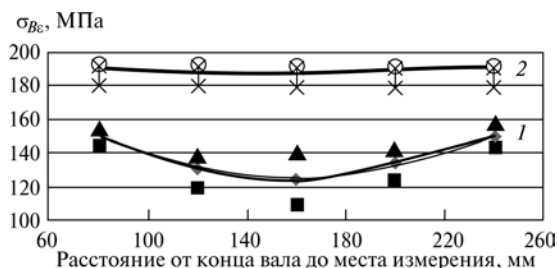


Рис. 9. Изменение напряжения  $\sigma_{Be}$  по длине образца:

1 — образец после обработки одним роликом; 2 — образец после центробежного обкатывания роликом; сталь 45, нормализация; ролик с профильным радиусом 5 мм; подача 0,11 мм/об; масса груза 2 кг; размер зерна 30 мкм

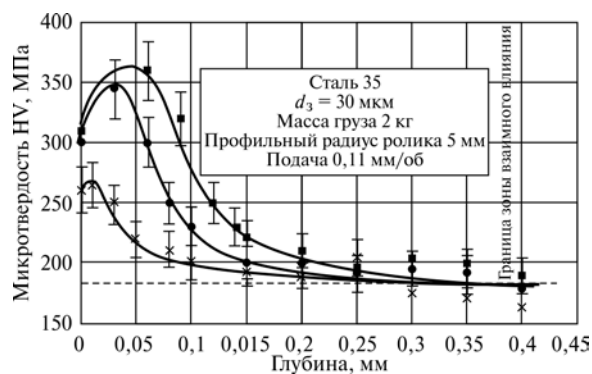


Рис. 10. Зависимость микротвердости от глубины упрочненного слоя:

• —  $n = 315 \text{ мин}^{-1}$ ; ■ —  $n = 400 \text{ мин}^{-1}$ ; × — сталь 45;  $d_3$  — диаметр заготовки

Для расчета продольной подачи необходимо определить из конструктивных соображений допустимый интервал изменения шероховатости обкатанной поверхности. Он определяется, прежде всего, точностью исполнения сопрягаемых поверхностей. Из анализа технологии обработки заготовки, предшествующей центробежному обкатыванию, прогнозируется исходная шероховатость поверхности заготовки. Рациональную продольную подачу рассчитывают по формуле (9).

Основные параметры упрочнения маложестких валов центробежным обкатыванием представлены в таблице. Экспериментальная проверка методики расчета технологических параметров показала удовлетворительное совпадение расчетных и экспериментальных данных.

Таким образом, экспериментальные исследования выявили достаточно высокую эффективность обработки маложестких валов центробежным обкатыванием. Установлено, что при упрочнении, например, стали 35 в поверхностных слоях формируются остаточные напряжения сжатия, максимальное значение которых достигает 400...450 МПа; глубина упрочненного слоя составляет 0,1...0,2 мм; твердость повышается на 50...55 %; исходный параметр шероховатости  $Ra$  снижается в 10...25 раз.

Расчетные и экспериментальные значения технологических параметров

Параметр упрочнения	Малоуглеродистые стали			
	Сталь 15	Сталь 25	Сталь 35	Сталь 45
Твердость до обработки НВ	177	178	191	229
Размер зерна, мкм	30...32	25...30	27...32	28...33
Размер зоны взаимного влияния, мкм	380...400	330...380	350...400	360...410
Глубина упрочнения, мкм	Расчет	380...400	330...380	350...400
	Эксперимент	390	350	410
Масса груза, кг	2	2	2	2
Частота вращения, мин <sup>-1</sup>	Расчет	300...315	290...320	300...330
	Эксперимент	315	315	315
Подача, мм/об	Расчет	0,10...0,13	0,10...0,12	0,10...0,12
	Эксперимент	0,11	0,11	0,11
Диаметр ролика, мм	40	40	40	40
Профильный радиус, мм	Расчет	4...7	4...7	3...6
	Эксперимент	5	5	5

Результаты выполненных исследований показали, что качество обработки нежестких валов центробежным обкатником зависит от размеров и свойств зоны взаимного влияния, толщина которой зависит от среднего размера зерна микроструктуры. Неоднородность свойств этого приповерхностного объема и особенности его пластической деформации определяют результат отделочно-упрочняющей обработки.

### Выводы

1. Разработана конструкция центробежного обкатника, обеспечивающая неизменность рабочего усилия, стабильность деформации и напряжений по длине заготовки при изменении диаметра вала в 3 раза.
2. Разработан аналитический аппарат для расчета конструктивно-технологических параметров центробежного обкатника, обеспечивающего необходимые качественные показатели обработки ППД нежестких валов.
3. Установлена и теоретически и экспериментально подтверждена рациональная глубина упрочнения поверхностного слоя нежестких валов при отделочно-упрочняющей обработке ППД. Она не должна быть больше размера зоны взаимного влияния.
4. Разработана и экспериментально проверена методика расчета технологических параметров обработки нежестких валов центробежным обкатником, учитывающая особые механические характеристики и закономерности деформационного упрочнения поверхностного слоя.

5. Экспериментально установлены качественные показатели поверхностного слоя, упрочненного центробежным обкатыванием: исходная шероховатость *Ra* снижается в 10...25 раз, глубина упрочненного слоя составляет 0,1...0,2 мм, твердость возрастает на 50...55 %, в поверхностных слоях формируются осевые остаточные напряжения сжатия величиной 400...450 МПа.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник. М.: Машиностроение. 1987. 328 с.
2. **Овсенко А.Н.** Технологические остаточные деформации малоуглеродистых деталей и методы их снижения // Вестник машиностроения. 1991. № 2. С. 58—61.
3. **Сулов А.Г.** Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 318 с.
4. **Зайдес С.А.** Охватывающее поверхностное пластическое деформирование. ИрГТУ, 2002. 311 с.
5. **Горбунов А.В., Горбунов В.Ф.** Сопrotивление пластическому деформированию круглых валов при изгибе с учетом особых свойств поверхностного слоя / Межвуз. сб. научн. тр.; под ред. С.А.Зайдеса. Иркутск: Из-во ИрГТУ, 2010. С. 25—38.
6. **Дрозд М.С., Матлин М.М., Седакин Ю.И.** Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.
7. **Горбунов А.В., Горбунов В.Ф.** Закономерности деформационного упрочнения поверхностного слоя стали 25 // Вестник ИрГТУ. № 6. 2011. С. 50—52.

**В.М. Сорокин**, (Нижегородская государственная сельскохозяйственная академия),  
**Н.М. Тудакова** (Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева),  
**В.В. Крайнов** (ОАО ПКО "Теплообменник", г. Н. Новгород)  
 E-mail: tnmngtu@mail.ru

## Особенности обработки цилиндрических отверстий в деталях дорнованием (протягиванием) с противодавлением технологических жидкостей

*Рассмотрены результаты исследований параметров процесса дорнования отверстий при полужидкостном (смешанном) трении между инструментом и деформируемой поверхностью. Показана эффективность такой обработки.*

**Ключевые слова:** цилиндрические отверстия, обработка дорнованием с противодавлением, полужидкостное трение, параметры, режим, испытание, эффективность, обработка.

*Presented the results of research of parameters of holes burnishing processing at half-liquidating friction between instruments and deformation surface and effectiveness such working.*

**Keywords:** cylindrical holes, burnishing processing with against-pressure, half-liquidating friction, parameters, regime, test, effectiveness, working.

Практически любая современная машина или прибор включает в себя изделия (корпусные детали, узлы различных механизмов) с расположенными в них цилиндрическими отверстиями. В зависимости от длины и диаметра отверстия, точности и шероховатости поверхности обработка точных отверстий производится в несколько операций, технологических переходов (до 5...10) с использованием различных режущих, абразивных, упрочняющих и калибрующих инструментов. При этом в стружку уходит от 20 до 40 % металла, а трудоемкость обработки отверстий составляет 40...90 % всей трудоемкости механической обработки [1—3].

В последние годы в машино- и приборостроении для обработки отверстий большое распространение получили методы поверхностно-пластического деформирования (ППД) [4—6]. Внедрение методов ППД взамен резания дает возможность во многих случаях исключить из процесса предварительную механическую обработку резцом, абразивом, что существенно снижает расход металла; в 2...4 раза уменьшает трудоемкость обработки; снижает затраты по инструменту, электроэнергии, вспомогательным материалам, амортизационные отчисления.

Для достижения большего эффекта при ППД обычно применяют способы, обеспечивающие высокое давление инструментов в очаге деформации, создаваемое большими статическими или динамическими нагрузками: деформационное протягивание, или дорнование, центробежно-ударное раскатывание и др. [2, 4, 5].

Для отверстий диаметром до 60 мм и даже более широко применяется процесс дорнования, при котором инструмент — дорн, перемещаясь вдоль обра-

зующей поверхности заготовки, обеспечивает за счет натяга 0,05...0,25 мм сглаживание микронеровностей, формирование новой структуры и упрочнение поверхностного слоя, образование остаточных сжимающих напряжений, при этом обеспечивается высокая точность (6...8-й квалитет) отверстий и шероховатость  $Ra < 0,3$  мкм. Такие параметры качества можно получать при обработке отверстий длиной до 100 мм.

В целях совершенствования процесса дорнования, расширения его технологических возможностей, повышения производительности и улучшения триботехнических характеристик обрабатываемых цилиндрических поверхностей отверстий, особенно при изготовлении длинномерных деталей (цилиндры, гильзы гидросистем, специзделий) из труднообрабатываемых материалов, работающих в условиях трения изнашивания, предложен новый процесс совмещенного комбинированного дорнования (СКД) или вибрдорнования (СКВД) с противодавлением технологических жидкостей (ТЖ) — смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ), раствора антифрикционной смеси (РАС) и комбинированные инструменты (КИ) для его осуществления [6, 7]. На рис. 1 показана схема одного из них.

Основными отличительными особенностями данного комбинированного инструмента является наличие двух цилиндрических поясков 1, 2, разделенных канавкой 3 с наклонным основанием 4, плавно переходящим в коническую часть 5, выполняющую функцию заборного конуса дорна, а затем в цилиндрический поясик 2, а также радиальных каналов 6. Первый цилиндрический поясик диаметром, равным внутреннему диаметру за-

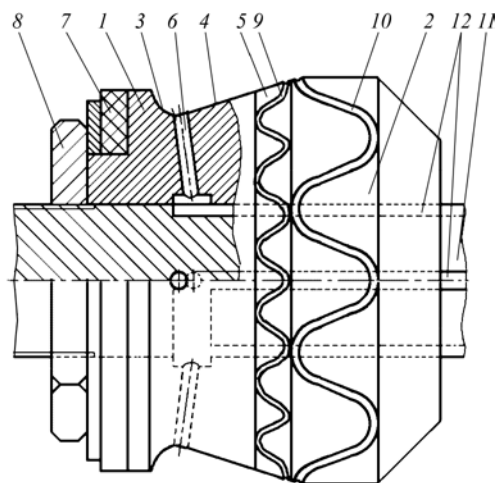


Рис. 1. Схема комбинированного инструмента

готовки  $d_3$  (см. рис. 2), служит для размещения уплотнительного элемента в виде фторопластовой шайбы 7, поджатой гайкой 8 к торцу пояска. Второй поясок 2 является деформирующе-выглаживающим элементом дорна диаметром  $d_{II}$ , шириной  $b_k$ , отличающейся от диаметра первого пояска 1 на величину натяга  $i$ . На заборном конусе 5, примыкающем к пояску, и на самом пояске расположены синусоидальные канавки 9 и 10 с напльями по краям, соизмеримыми с глубиной канавок, и имеющие продольные прорезы, выполненные равномерно по окружности дорна в напльях (не показаны). Для осуществления обработки дорн монтируется на оправку 11 с осевыми каналами 12 (впаянные трубки) для подвода ТЖ.

При обработке внутренних цилиндрических поверхностей втулок, гильз, цилиндров для придания им высоких триботехнических свойств в зону обработки под давлением подается РАС, в состав которого входят мелкодисперсные порошки антифрикционных материалов, например неорганические соли металлов переменной валентности: меди, свинца, олова, никеля, а также металлоорганические соединения (до 15%), уксусная и плавиковая кислоты, мочевины, глицерин (до 70%), вода (10%).

При поступательном движении дорна в зоне контакта между поверхностями заготовки и деформирующих элементов в результате высоких удельных давлений (до 8000 МПа) и температур (~ 1200 °С) возникают физико-химические реакции, происходит диффузионное проникновение элементов (ионов, молекул) антифрикционных материалов в глубь металла основы, на поверхности заготовки происходят структурно-фазовые изменения, благодаря которым образуется антифрикционно-упрочненный поверхностный слой (АУПС) металла с тонкой текстурой.

Механизм формирования АУПС при дорновании заключается в следующем: деформирующий элемент под действием нормальной силы  $N$  ( $q_c$ ), где  $q_c$  — кон-

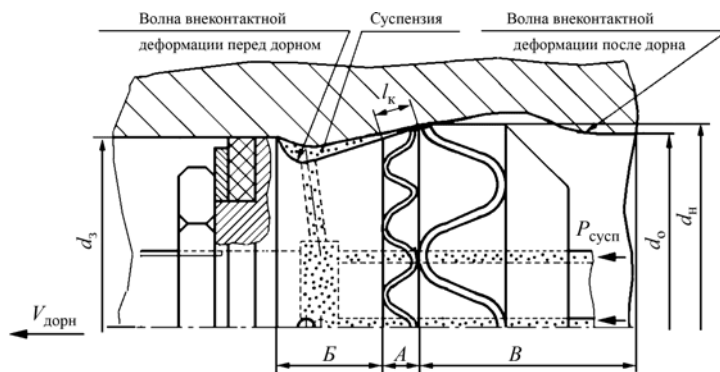


Рис. 2. Схема формирования АУПС

турное давление, внедряется в обрабатываемую поверхность в режиме скольжения со скоростью, равной скорости дорна. Выдавленный деформирующим элементом материал заготовки образует волну (зоны  $B$ ,  $B$ ) по краям очага деформации (рис. 2). В работе [8] приводятся следующие эмпирические зависимости для расчета длины волны  $\lambda$  внеконтактной деформации перед дорном и расстояния  $L$  от начала цилиндрического пояска до вершины волны ( $L = A + B$ , см. рис. 2):

$$\lambda = 2,46i^{0,12}d_{II}^{0,5}t^{0,46}HB^{-0,07}, \quad (1)$$

$$L = 0,478i^{0,15}d_{II}^{0,64}t^{0,48}HB^{-0,12}, \quad (2)$$

где  $i$  — натяг;  $d_{II}$  — диаметр деформирующего элемента;  $t$  — толщина стенки заготовки (детали);  $HB$  — твердость по Бринеллю.

В пределах волны поверхностный слой получает прогиб в связи с выпучиванием и сдвигом, испытывает деформацию растяжения с соответствующим его удлинением, происходит формирование активной дислокационной структуры с высокими растягивающими напряжениями, что увеличивает химическую активность поверхности, максимальные растягивающие напряжения возникают на гребне волны, и в этом случае химическая активность поверхности еще больше (на порядок) повышается.

В этих условиях элементы (ионы, молекулы) РАС интенсивно взаимодействуют с обрабатываемой поверхностью изделия, проникают через сеть капилляров развитой дислокационной структуры в зоны контакта инструмент—заготовка. В нашем случае, при вибродорновании с противодействием РАС, происходит значительное увеличение и усиление функциональных параметров при обработке. Возникает дополнительная кинетическая энергия за счет как виброколебаний дорна, так и возникающих при этом частотных колебаний замкнутого объема РАС в кольцевой полости инструмента, не совпадающих по фазе из-за наличия синусоидальных канавок и других элементов процесса обработки, а также вновь формирующихся в виде капилля-

ров и других пустот. Кроме того, возникают различные физические явления, сопровождающие процесс вибродорнования, в частности электромагнитные поля, которые неизбежно появляются при трении инструмента о поверхность обрабатываемого металла, аналогично их появлению в процессе фреттинга. При этом мельчайшие (нано) частицы РАС или смазочно-охлаждающей технологической смеси (СОТС) покрываются оболочкой, в состав которой входят ферромагнитные компоненты, образуя композицию, получившую название магнитной микрокапсулы [9]. Под действием электромагнитного поля, напряженность которого имеет наибольшие значения в зонах вершины волны, микрокапсулы приобретают движение к зоне контакта инструмента с металлом заготовки, причем их кинетическая энергия (по данным В.Н. Латышева и др.) постоянно возрастает при движении к зоне контакта.

Таким образом, совокупность геометрических параметров инструмента в сочетании с возникающими при трении и деформировании физико-механическими и химическими процессами, свойствами микрокапсул (наноразмеры, температура разрушения 200...215 °С, способность выдерживать без разрушения давления 1,7...2,0 МПа [9]) определяет высокую проникающую способность ТЖ в зону контакта обработки, обеспечивая процесс полужидкостного трения при вибродорновании с противодавлением (ВДПД).

За счет замены граничного и (или) сухого трения на полужидкостное существенно повышается экономичность деформационного процесса обработки. Для длинномерных цилиндров из труднообрабатываемых материалов (нержавеющие, титановые сплавы) применение ВДПД с эффективной технологической средой (РАС и др.) является единственным техническим средством и технологическим способом, обеспечивающим нормальную высокопроизводительную обработку.

Для расчета технологических параметров процесса СКВД с противодавлением ТЖ принимаем схему, представленную на рис. 2. При обработке в зоне А контакта инструмента с заготовкой протекают самые сложные механо-физико-химические и другие деформационные процессы, на которые существенное влияние оказывают следующие факторы: натяг  $i$ , изменяющийся по длине конусной части дорна от  $i_{\min}$  до  $i_{\max}$ ; геометрические характеристики синусоидальных канавок (глубина, ширина, наплывы и т. д.); предварительная шероховатость поверхности заготовки, частота вибраций, радиальное контактное давление  $q_{\text{рад}}$ . Эти факторы влияют на величину волны внеконтактной деформации перед дорном, формирование дислокационной структуры, капилляров, взаимодействующих с ускоряющимися (активными) элементами РАС (ионы, молекулы), обеспечивая свободное проникновение элементов антифрикционного покрытия в зоны упругопластического деформи-

рования, повышая тем самым эффективность обработки, качество поверхностного слоя и эксплуатационные характеристики изделия и инструмента.

Учитывая конструктивно-технологические особенности КИ и механизмы проникновения ТЖ в зоны контакта его с поверхностью заготовки, можно утверждать, что дорнование будет осуществляться в условиях полужидкостного трения. Тогда для определения среднего контурного давления  $q_c$  будет справедлива зависимость (3), полученная на основании анализа напряженно-деформированного состояния заготовки, а осевое усилие деформирования  $Q_{\text{ос}}$  при минимальном значении коэффициента трения  $f_m$ , определяемом выражением (4), можно найти по формуле (5), используя зависимости Ю.Г. Проскурякова:

$$q_c = 0,185\text{HB} \left\{ 1 + \frac{1}{m} \left[ \left( \frac{iE}{1,107\text{HB}r_3(1-\mu)} \right)^m - 1 \right] \right\} - \frac{iEr_3}{6r_n^2(1-\mu)}, \quad (3)$$

$$f_m = [1,39(\tau_0\alpha_r\theta)^{0,5} + \beta] \left( \frac{b_3 - nd_n}{b_3} \right)^{0,25}, \quad (4)$$

$$Q_{\text{ос}} = q_c S_{\Phi} \left\{ \left[ \frac{1+f/\text{tg}\alpha}{1-f\text{tg}\alpha} \ln \left( 1 + \frac{i}{d_3} \right) \right] + 0,28(f+2\text{tg}\alpha) \right\} + Q_{\text{тр}}, \quad (5)$$

где  $r_3, r_n$  — внутренний и наружный радиусы заготовки соответственно;  $\mu$  — коэффициент Пуассона;  $E$  — модуль упругости первого рода;  $f$  — коэффициент трения;  $\alpha$  — передний (заборный) угол конусной части дорна;  $\beta$  — коэффициент молекулярной связи, характеризующей упрочнение;

$Q_{\text{тр}} = \frac{\eta V_{\Sigma} S_{\Phi}}{h_{\text{ТЖ}}}$  — усилие, расходуемое

на преодоление затрат энергии, связанных с трением в слое ТЖ толщиной  $h_{\text{ТЖ}}$ . В данном случае толщина слоя определяется по формуле

$$h_{\text{ТЖ}} = \sqrt{\frac{12\eta(b_n + l_k/\cos\alpha)V_p}{\pi d_n P_{\text{ТЖ}}}}, \quad (6)$$

где  $b_n$  — ширина второго пояса дорна;  $V_p$  — расход ТЖ на установившейся стадии рабочего цикла, определяется экспериментально для конкретной схемы КИ или же с помощью выражения  $V_p = 0,131P_{\text{ТЖ}}d_{\text{ср}}h_3^3 / [\eta(b_n + l_k/\cos\alpha)]$ ;  $b_3 = b_n + l_k/\cos\alpha$ ;  $h_3$  — эквивалентная ширина зоны контакта инструмента с заготовкой, зависящая от параметров шероховатости и волнистости ( $Rz, W_2$ ) и размеров синусои-

дальних канавок;  $d_{cp}$  — средний диаметр по конусной и цилиндрической ленточкам дорна;  $n$  — число канавок;  $\tau_0$  — сдвиговое сопротивление материала в зоне контакта дорна с заготовкой ( $\tau_0 = 0,1$ );  $\alpha_0, \alpha_r$  — коэффициенты гистерезисных потерь при одноосном растяжении-сжатии и при трении ( $\alpha_r = 2,2\alpha_0 \approx 0,02$ );  $\theta$  — упругая постоянная металла заготовки,  $\theta = (1 - \mu^2)/E$ ;  $m = \ln(1 + \delta)$  — показатель деформационного упрочнения заготовки;  $\delta$  — относительное удлинение после разрыва образца (заготовки) по Смирнову—Алябьеву;  $S_\phi$  — фактическая площадь деформирования, определяемая с помощью уравнения

$$S_\phi = 0,2 \left( \frac{N}{HB} \right)^{0,7} S_a^{0,3} \left[ \frac{E}{\pi HB \operatorname{tg} \gamma (1 - \mu^2)} \right]^{0,7(1 - \alpha')}, \quad (7)$$

где  $N$  — усилие, перпендикулярное к поверхности деформирования, зависящее от радиального давления в зонах контакта поверхностей заготовки и дорна, угла  $\alpha$ ,  $\operatorname{arctg} f$ , физико-механических характеристик заготовки:  $\mu$ ,  $E$ ,  $\sigma_r$ ,  $HB$ ;  $\gamma$  — половина угла при вершине микронеровностей;  $S_a$  — номинальная площадь контакта;  $\alpha'$  — параметр закона распределения высот микронеровностей;  $V_\Sigma$  — суммарная скорость ТЖ в очаге деформирования;  $P_{ТЖ}$  — давление в слое ТЖ;  $\eta$  — динамическая вязкость ТЖ.

Изменяющийся по длине конусной части дорна диапазон натяга, вызывающего на поверхности цилиндра упругопластические деформации величиной  $\Delta r_i$ , определяется неравенством

$$1,107 HB r_3 (1 - \mu) / E < i < 1,107 HB r_y^2 (1 - \mu) / E r_3. \quad (8)$$

Здесь  $r_y = r_3 + \Delta r_i$ ; величина  $\Delta r_i$  с достаточной для практики точностью может быть найдена из преобразованной формулы С.Г. Хейфеца—И.В. Кудрявцева  $\Delta r_i = K_1 \sqrt{N / 0,64 HB}$ , где  $K_1$  — эмпирический коэффициент, учитывающий остаточные деформации смятия микронеровностей и течения металла к торцам заготовки,  $K_1 = 1,05 \dots 1,1$ .

Параметры синусоидальных канавок ( $h_k, b_k$  и др.) определяются по известным зависимостям Ю.Г. Шнейдера [5] и др.

Влияние на процесс деформирования заготовки напорных струй ТЖ можно оценить по формулам, приведенным в работе [10]. В частности, удельное давление  $q_{ж}$ , создаваемое на поверхности металла заготовки в зоне очага деформации за счет подачи импульсных струй ТЖ и вибрации инструмента, определяется с помощью выражения

$$q_{ж} = K_2 \rho_{ТЖ} C_{ж} V_\Sigma, \quad (9)$$

где  $K_2$  — коэффициент, учитывающий свойства ТЖ;  $\rho_{ТЖ}$  —

плотность ТЖ;  $C_{ж}$  или  $C_{ТЖ}$  — скорость звука в жидкостях;  $V_\Sigma$  — суммарная скорость ТЖ в очаге деформирования.

Для выявления рациональных условий деформирования при СКД или СКВД с противодействием ТЖ необходимо выполнить пробные проходы при расчетных параметрах этих процессов, которые определяются по зависимостям (1)...(9) и др. Например, при обработке заготовки из стали 30ХГСА ( $HB = 2000$  Н/мм<sup>2</sup>;  $d_3 = 50 \dots 60$  мм;  $Rz = 12,5 \dots 18,2$  мкм; толщина стенки заготовки детали  $t = 7,5 \dots 10$  мм) дорном из материала ШХ15 при натягах  $0,1 \dots 0,25$  мм;  $\alpha = 5 \dots 7^\circ$ ;  $b_{и} = 1,2 \dots 1,4$  мм;  $Ra = 0,25$  мкм двух синусоидальных канавок с шириной  $2,5 \dots 3$  мм, глубиной  $h_k = 2,5 \dots 4$  мкм, высотой наплавов по краям  $h_{и} \approx 3$  мкм при подаче РАС под давлением  $(10 \dots 15) \cdot 10^5$  Па, задавая параметры  $\tau_0 = 1,0$  Н/мм<sup>2</sup>;  $\beta = 0,04$ ;  $\alpha_r = 0,02$ ;  $\mu = 0,3$ ;  $E = 2,1 \cdot 10^5$  Н/мм<sup>2</sup>;  $\eta = 21,7$  Н·с/мм<sup>2</sup>;  $\rho_{ТЖ} = 8300$  Н/м<sup>3</sup>;  $C_{ТЖ} = 1600$  м/с, после расчетов по приведенным формулам получим суммарное осевое усилие деформирования  $Q_{oc} = 38\,500 \dots 45\,860$  Н.

Данное значение осевого усилия деформирования на  $40 \dots 60$  % меньше, чем усилие при традиционном дорновании, без подачи ТЖ и вибраций дорна [3]. Оно также в пределах допустимой погрешности расчетов ( $8 \dots 15$  %) совпадает с экспериментальными данными. Коэффициент трения, рассчитанный по зависимости (4), составляет  $0,04 \dots 0,05$ , что в  $2,0 \dots 2,5$  раза меньше его значения, определенного по известным формулам ИМАШ (проф. И.В. Крагельский и др.).

Оценку эффективности рассмотренной обработки проводили при комплексном исследовании цилиндрических образцов и деталей типа втулок, гильз с внутренним диаметром  $40 \dots 60$  мм, толщиной стенки  $7,5 \dots 15$  мм, длиной  $400 \dots 600$  мм из сталей 40Х, 30ХГСА, используемых при изготовлении цилиндров различных пневмоагрегатов. Обработку проводили на вертикально-протяжном станке модели 7Б520 с учетом приведенных выше и следующих дополнительных условий и режимов, полученных экспериментальным путем: исходная точность заготовки 9...11-й квалитет; дорны из материалов ШХ15, Т15К6; натяг  $0,1 \dots 0,25$  мм; угол заборного конуса  $4 \dots 7^\circ$ ; скорость дорнования  $2 \dots 5$  м/мин; частота вибраций (колебаний) дорна  $22 \dots 24$  Гц ( $1400 \dots 2800$  колеб./мин). Состав РАС, % мас.: медь хлорная — 10; олово двуххлористое — 3...4; стеариновая кислота — 0,5; уксусная кислота — 8...10; мочевины (карбомид) — 1; дисульфид молибдена — 4; вода — 10; глицерин — остальное; давление подачи РАС  $(10 \dots 15) \cdot 10^5$  Па.

Параметры качества поверхностного слоя: характеристики микрорельефа, микротвердость  $H_\mu$  и твердость по Бринеллю  $HB$ ; микроструктуру, а также эксплуатационные характеристики: износо- и задиростойкость, коэффициент трения изучали с помощью известных стандартных методик и приборов, приведенных в работах ИМАШ, ВИАМ (проф. И.В. Крагельский, Ю.Н. Дроздов, А.М. Сулима



и др.), а также используемых в наших исследованиях [10].

Исследования показали, что СКВД с противодавлением ТЖ на указанных выше режимах обеспечивает устойчивый процесс обработки и упрочнение металла, сплошное равномерное покрытие пленкой толщиной 0,05...1 мкм (на микровыступах) неровностей обработанной поверхности с шероховатостью после обработки резцом  $R_z = 12...20$  мкм. При этом в зависимости от режима обработки и исходной шероховатости на поверхности возможно образование регулярного микрорельефа с высотой неровностей  $R = 1...2$  мкм (ГОСТ 24773—81), радиусы скругления вершин и впадин неровностей увеличиваются до 150...500 мкм по сравнению с 30...60 мкм для поверхностей, обработанных резцом. Одновременно с улучшением микрорельефа происходит упрочнение (наклеп) поверхностного слоя деталей на величину до 25 %, возникает новая субструктура верхнего слоя металла с антифрикционными элементами (медь, олово и др.) из РАС, изменяется и структура расположенного ниже слоя металла заготовки с образованием остаточных напряжений сжатия величиной до 700 МПа. Данные изменения приводят к значительному уменьшению контактного давления между деталями в эксплуатации и коэффициентов трения, что существенно снижает изнашивание рабочей поверхности цилиндров и вероятность появления задиров и схватывания.

Для подтверждения изложенного проводились сравнительные испытания подвергнутых дорнованию втулок (стали 40Х, 30ХГСА) способом СКВД с противодавлением ТЖ (РАС) и без подачи ТЖ — традиционным способом. Образцы — втулки испытывались в паре трения с валом (сталь ШХ15) на установках трения типа СМЦ-2, 77МТ в двух вариантах: на изнашивание при  $P_{уд} = 6$  МПа,  $v = 800$  мин<sup>-1</sup>, время испытаний 12 ч и задир при ступенчатом повышении нагрузки на 4 МПа через каждый час испытаний [11]. Для моделирования сопряжения вал—втулка была использована схема "вал—колодка". В качестве колодки использовали сегмент втулки, вырезанный электроискровым способом. Испытания проводились на 5...7 парах трения. Результаты испытаний приведены в таблице.

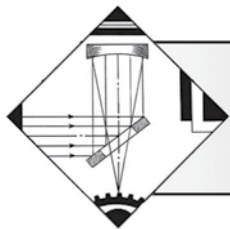
Результаты сравнительных испытаний 5...7 образцов

Показатель оценки качества обработанной поверхности	Обработка дорном без подачи РАС	Обработка КИ с подачей РАС под давлением $12 \cdot 10^5$ МПа
Средний износ поверхности втулки, мг	132,8	39,8
Интенсивность износа, $J_n \cdot 10^5$ мг/м	5,3...5,8	1,72...1,85
Коэффициент трения (средние значения: числитель — расчет, знаменатель — эксперимент)	$\frac{0,125}{0,14}$	$\frac{0,045}{0,05}$
Задиростойкость, с	53...57	168...210
Квалитет точности	9...8	8...7

Приведенные выше результаты исследования и данные таблицы свидетельствуют, что новый совмещенный способ СКВД с противодавлением ТЖ обеспечивает более высокие показатели качества поверхностного слоя и точности обработки, износо- и задиростойкости и др. по сравнению с обработкой данным КИ в обычных традиционных условиях, когда РАС в зону обработки дорном не подавали.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Новые** технологии и инструменты для комбинированной обработки отверстий в крупногабаритных изделиях / В.М. Сорокин и др. // Комплексные методы повышения надежности и долговечности деталей технологического оборудования: Сб. трудов. Пенза, ПДЭНТЗ, 1992. С. 36—40.
2. **Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Силантьев С.А.** Статикоимпульсная обработка внутренних цилиндрических поверхностей // Изв. Орловского ГТУ. 2004. № 3. С. 16—17.
3. **Сорокин В.М., Тарасова Е.А., Танчук С.С.** Обработка цилиндров вибродорном с автоматическим контролем // Прогрессивные технологии в машино- и приборостроении: Межвуз. сб. статей. Н. Новгород—Арзамас, 2003. С. 12—16.
4. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.
5. **Шнейдер Ю.Г.** Технология финишной обработки давлением: Справочник. СПб.: Политехника, 1998. 412 с.
6. **Пат. 109689 РФ**, МПК<sup>7</sup> В24В39/00, С23С24/06. Дорн для формирования антифрикционно-упрочненного поверхностного слоя / В.М. Сорокин, Н.М. Тудакова и др. № 2011120893; Заявл. 24.05.11; Опубл. 27.10.11. Бюл. № 30. 1 с.
7. **Технологическое** обеспечение качества поверхностей трения при дорновании / В.М. Сорокин и др. // Вопросы вибрационной технологии: Межвуз. сб. науч. статей. Ростов-на-Дону: Изд. центр. ДГТУ, 2012. С. 120—124.
8. **Розенберг О.А.** Механика взаимодействия инструмента с изделием при деформирующем протягивании. Киев: Наук. думка, 1981. 288 с.
9. **Латышев В.Н., Наумов А.Г., Подгорков В.В.** Проникновение внешней среды на поверхности контакта режущего инструмента с обрабатываемым материалом // Физика, химия и механика трибосистем: Межвуз. сб. науч. трудов. Иваново: Изд-во Ив.ГУ, 2003. С. 5—8.
10. **Сорокин В.М. и др.** Теоретико-экспериментальное обоснование нового совмещенного процесса комбинированной обработки поверхностей трения резанием, ППД и взаимодействием напорных струй технологических жидкостей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 18—22.
11. **Методика** и результаты сравнительных испытаний на износо- и задиростойкость гильз и цилиндров после комбинированной обработки / В.М. Сорокин и др. // Технология упрочнения, нанесения покрытия и ремонта: теория и практика. Ч. 2: материалы междунар. науч.-практ. конф. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. С. 311—316.



## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.793

В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, Л.И. Куксёнова, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачёв  
(Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва)  
E-mail: vearkhipov@mail.ru

### Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением\*

*Исследовано формирование структуры и свойств медного и никелевого покрытий, нанесенных газодинамическим напылением с использованием смеси пластичных и твердых частиц. На основе рентгеноструктурного, металлографического и дюриметрического анализа показано влияние механических характеристик металла на свойства покрытия. При относительном удлинении металла более 50 % происходит формирование значительных микродеформаций, а при меньшем значении — дробление исходного зерна на фрагменты (блоки) размером 100 нм. Получена зависимость твердости нанесенного металла от температуры и времени напыления с учетом влияния оксида алюминия.*

**Ключевые слова:** газодинамическое напыление, частицы корунда, твердость покрытия, покрытие меди, покрытие никеля.

*Formation of structure and the properties of a covering copper and nickel caused with a gasdynamic dusting with use of mix of plastic and firm particles is investigated. On the basis of the X-ray diffraction, metalgraphic and dyurometric analysis influence of mechanical characteristics metal on properties of a covering is shown. At relative lengthening of metal more than 50 % occur formation of considerable microdeformations, and at smaller value crushing of initial grain on fragments (blocks) 100 nm in size. Dependence of hardness the applied metal on temperature and time a dusting taking into account aluminum oxide influence is received.*

**Keywords:** gasdynamic dusting, corundum particles, covering hardness, copper covering, nickel covering.

Газодинамическое напыление различных металлов относится к современным методам изменения (модификации) структуры и свойств поверхности. Суть метода состоит в направлении на обрабатываемую поверхность порошков чистых металлов, химических соединений или их смесей потоком газа, скорость которого превышает скорость звука. Для получения сверхзвуковой скорости газ предварительно подогревается и под избыточным давлением подается в сверхзвуковое сопло (сопло Лавалья). За счет адиабатического расширения и резкого снижения давления в области, расположенной за соплом, мелкодисперсные частицы порошка попадают в поток газа, которым они ускоряются, и приобретают необходимую скорость и энергию. При соударении с поверхностью они преобразуют (модифицируют) ее структуру и формируют покрытие.

Методы газодинамического напыления различаются и разделяются по многим признакам и отличиям,

\* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00634 А.

а именно по температуре потока газа, месту введения в поток напыляемого порошка (до сопла или после), давлению газа [1]. В одном случае используют легкий газ, например гелий, под давлением до 15 ат и выше и с температурой нагрева до 1000 °С. Скорость истечения газа в несколько раз превышает скорость звука, и вводимые в поток частицы порошка приобретают достаточную энергию для формирования качественного покрытия, например титана. В другом случае используют воздух под давлением до 6 ат с температурой нагрева до 600 °С, из-за чего метод получил название низкотемпературного "холодного" газодинамического напыления. Энергии потока частиц недостаточно для формирования покрытия с высокими механическими характеристиками (адгезией, когезией). Для повышения механических характеристик покрытия напыление проводят с использованием смеси пластичных (Ni, Cu, Al, Zn) и твердых, хрупких частиц (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Твердые частицы соударяются с пластичными частицами, в результате чего деформируют их и уплотняют покрытие [2].

Предварительные исследования показывают, что покрытия, нанесенные методом низкотемпературного газодинамического напыления, имеют высокие механические характеристики, а именно: прочность сцепления с подложкой (адгезия) находится в пределах 40...60 МПа в зависимости от твердости стали, а когезия достигает 60 МПа и выше [3]. Нанесение никеля и цинка на низкоуглеродистую сталь позволяет снизить скорость распространения коррозии в среде слабого электролита до 20 и 40 раз соответственно [4]. Метод может быть использован для разработки перспективных технологий повышения ресурса машин и снижения техногенных рисков для объектов гражданского и оборонного назначения. Поэтому исследование процесса модифицирования поверхности стали под воздействием смеси твердых и пластичных частиц высокой энергии является актуальной задачей.

В настоящей работе представлены результаты исследования структуры и свойств покрытий, нанесенных на поверхность образцов из стали с использованием металлов, отличающихся физико-механическими характеристиками.

#### Оборудование, материалы и методики исследований

Напыление никеля и меди на образцы из стали 20 осуществлялось с использованием газодинамической установки модели "ДИМЕТ-404". В качестве порошка для напыления покрытия применялась механическая смесь частичек никеля или меди с корундом в соотношении 1:1. В качестве исходного компонента для получения порошковой смеси используются дендриты меди размером до 40 мкм и никеля размером до 45 мкм, полученные электролитическим методом, с содержанием меди и никеля не менее 99,5 и 99,0 % соответственно [2].

Напыление меди и никеля на образцы проводилось при постоянной скорости перемещения образца (0,01 м/с) по отношению к потоку частиц с расстояния от среза сопла до поверхности  $10^{-2}$  м [5]. Для исследования влияния времени воздействия на поверхность смесью частиц слой металла наносился при неоднократном (циклическом) перемещении сопла относительно поверхности образца без изменения траектории движения.

Твердость никеля и меди измерялась методом Викерса с поверхности и по глубине нанесенного слоя с шагом 50 мкм на поперечных шлифах при нагрузке 245,2 и 490,3 мН с выдержкой 10 с на микротвердомере HMV-2 (SHIMADZU) [6].

Для проведения рентгеноструктурного и металлографического анализов были подготовлены образцы прямоугольной формы размером  $2 \times 3$  см, на которые

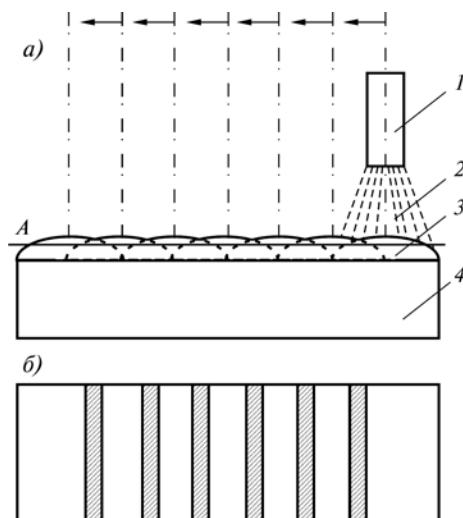


Рис. 1. Принципиальная схема нанесения покрытия (а) и неоднородность поверхности (б):

1 — сопло; 2 — поток частиц; 3 — нанесенный слой; 4 — подложка

наносилось покрытие при 5 (в случае меди) и 7 (в случае никеля) циклах напыления с температурой потока воздуха 180, 360 и 540 °С. При перемещении сопла напылителя относительно поверхности образца формируется слой металла в форме сегмента разной толщины. Для нанесения покрытия на всю поверхность образца сопло последовательно смещается относительно ранее нанесенного слоя на 2 мм и операция продолжается (рис. 1, а).

При подготовке образцов после напыления к рентгеноструктурному и металлографическому исследованию на покрытия меди и никеля выявляется неоднородность в виде участков поверхности, имеющих разную отражательную способность, — темные и светлые полосы (рис. 1, б). Причем светлые полосы соответствуют центральной части потока частиц, а темные — его периферии. Различие в отражательной способности поверхности, как правило, связано с отличием в твердости, наличием включений, пористостью и т. д.

Структуру покрытия исследовали при увеличении до 1000 крат на полированных и травленных в реактиве ( $\text{FeCl}_3$  —  $8 \cdot 10^{-3}$  кг,  $\text{HCl}$  — 25 см<sup>3</sup>,  $\text{H}_2\text{O}$  — 100 см<sup>3</sup>) шлифах с поверхности нанесенного слоя и по глубине на поперечных шлифах на световом микроскопе В-600 МЕТ.

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с помощью порошкового дифрактометра ARL X'tra (Швейцария), оснащенного узкофокусной рентгеновской трубкой с медным анодом ( $\lambda_{\text{Cu}} = 1,5418 \text{ \AA}$  ( $1,5418 \cdot 10^{-10}$  м)) в качестве источника излучения. Данный прибор оснащен энергодисперсионным твердотельным детектором с охладителем Пельтье, позволяющим исключать пассивные элементы (бета-фильтры/монокроматоры) из оптической схемы прибора за счет программного

отделения  $K_p$  и исключения влияния флуоресцентного излучения. Рентгенограммы были получены при  $U = 40$  кВ и  $I = 40$  мА. Сканирование дифракционной картины проводилось в диапазоне углов дифракции  $2\theta = 38...150^\circ$  с шагом  $\Delta 2\theta = 0,02^\circ$  и временем экспозиции 2 с.

Фазовый анализ выполнялся с помощью пакета компьютерных программ WinXRD (программное обеспечение ARL X'tra) с использованием базы Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF-2.

Оценка параметров микроструктуры проводилась с использованием метода Лебеля — метода полнопрофильного анализа дифрактограмм [7]. Моделирование дифрактограмм по данной методике осуществлялось с помощью компьютерной программы Jana2006. Для расчета инструментального и спектрального вкладов в ходе анализа микроструктуры использовался метод фундаментальных параметров [8]. Фон описывался функцией Чебышева при числе коэффициентов, равном 5. Форма профиля аппроксимировалась функцией псевдо-Войта [7]. Усредненные по объему размеры областей когерентного рассеяния рассчитывались исходя из предположения о сферической форме кристаллитов. Факторы недостоверности полученных данных не превышали  $\chi^2 = 1,1$ ;  $R_p = 3,3$ ;  $R_{wp} = 4,6$  [7].

### Свойства медного покрытия

Твердость меди измеряли на участках, на которых визуально не наблюдались частицы оксида алюминия. При данном методе напыления на твердость покрытия могут оказывать влияние следующие факторы: величина (степень) деформации пластичных частиц под воздействием твердых, которая зависит от энергии потока частиц и времени обработки, влияние потока нагретого воздуха на деформированный металл при напылении покрытия и наличие частиц корунда в нанесенном металле [5].

При минимальном времени напыления (1 цикл) с температурой  $360^\circ\text{C}$  толщина покрытия позволяет выявить твердость только по центру слоя меди, которая составляет 1278 МПа. Повышение температуры напыления до  $540^\circ\text{C}$  сопровождается формированием ближе к подложке структуры с твердостью до 1350 МПа, которая снижается к поверхности слоя до 1170 МПа и затем на глубине 50 мкм от поверхности падает до 950 МПа. При одном цикле напыления повышение температуры приводит к возрастанию твердости покрытия, что связано с увеличением энергии частиц и, следовательно, к большей деформации пластичных частиц твердыми частицами.

Увеличение времени напыления (три цикла) при низкой температуре потока воздуха ( $180^\circ\text{C}$ ) приводит к формированию слоя, у которого ближе к подложке

твердость меди до 1750 МПа. К середине слоя твердость снижается до уровня 1500 МПа, а затем резко падает до 980 МПа на глубине 50 мкм от поверхности.

Напыление при аналогичном времени воздействия на поверхность образцов из стали с использованием потока воздуха с температурой  $360^\circ\text{C}$  приводит к повышению твердости до уровня 1450...1500 МПа, которая ближе к поверхности покрытия падает до 1350 МПа. Напыление при максимальной температуре ( $540^\circ\text{C}$ ) также сопровождается повышением твердости слоя меди — до 1500...1550 МПа. Таким образом, повышение времени напыления (числа циклов) сопровождается повышением твердости во всем диапазоне температур. Фактор влияния энергии частиц на повышение твердости при незначительной продолжительности процесса является доминирующим.

Дальнейшее повышение времени напыления (пять циклов) не столь однозначно влияет на тенденцию изменения твердости. При низкой температуре напыления ( $180^\circ\text{C}$ ) твердость сохраняется на том же уровне 1750 МПа, что можно интерпретировать как отсутствие повышения степени деформации пластичных частиц при воздействии на них твердыми частицами (рис. 2). Повышение температуры напыления до  $360^\circ\text{C}$  сопровождается возрастанием твердости до 1600 МПа. Энергия потока частиц имеет прямо пропорциональную зависимость от температуры, что должно сопровождаться большей деформацией частиц меди. Однако дальнейшее повышение температуры напыления до  $540^\circ\text{C}$  приводит к существенному падению твердости нанесенной на сталь меди — до 1300 МПа (см. рис. 2). Такое снижение твердости можно объяснить только влиянием нагретого до  $540^\circ\text{C}$  потока воздуха на структуру меди. Таким образом, при увеличении продолжительности процесса нанесения покрытия с использованием потока с максимальной температурой доминирующее влияние на формирование твердости меди оказывает температура процесса напыления.

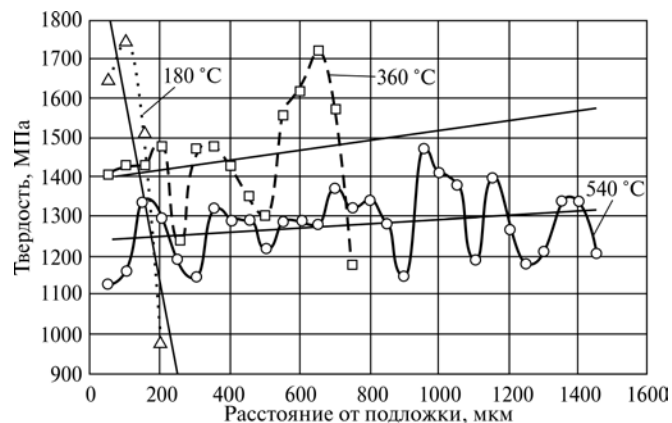


Рис. 2. Распределение твердости по глубине слоя меди, нанесенного при пяти циклах с различной температурой воздействия

Резкое снижение твердости ближе к поверхности покрытия (расстояние 100 мкм и менее) при всех вариантах напыления может быть связано с нагревом поверхностного слоя металла покрытия под воздействием потока воздуха.

Твердость покрытия меди после напыления на образцы для рентгеноструктурного и металлографического исследований при температуре 180, 360 и 540 °С составляет 1445, 1150 и 1100 МПа соответственно. Уменьшение твердости покрытия при напылении на значительные участки связано с продолжительностью процесса нанесения покрытия и, соответственно, с увеличением времени воздействия нагретого воздуха на нанесенный металл. Температура рекристаллизации меди находится в интервале 180...300 °С, что в той или иной степени обуславливает проявление выявленной тенденции.

Твердость светлых и темных полос на поверхности покрытия, нанесенного при 540 °С, различается незначительно — 1130 и 1064 МПа соответственно. При на-

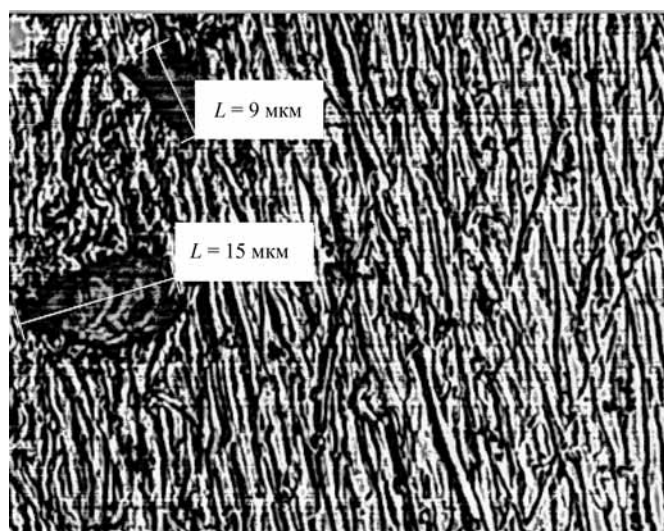
пылении с низкой температурой воздуха (180 °С) разница в твердости между темными и светлыми полосами существенней и составляет 130 МПа (их твердость 1770 и 1640 МПа соответственно).

Металлографические исследования покрытий, нанесенных при 180 и 540 °С, показали наличие в металлической матрице частиц корунда с максимальным размером  $L$  до 20 мкм (рис. 3, а).

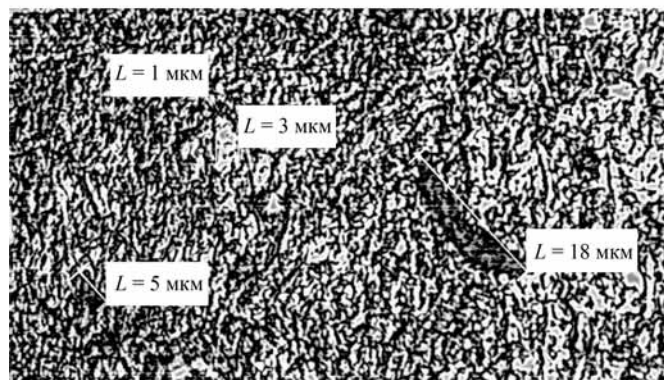
Оценка количества частиц корунда проводилась на трех участках общей площадью  $324 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2$ , соответствующих темным и светлым полосам на поверхности покрытия. Частицы оксида алюминия значительно отличались по величине и имели максимальный размер 3 мкм, что затрудняло их точный подсчет на исследуемом участке. Поэтому при исследовании учитывались частицы диаметром 5 мкм и более. Результаты исследования приведены в табл. 1.

Таблица 1

Максимальный размер частиц, мкм	Температура напыления, °С			
	180		540	
	Место исследования			
	Светлое	Темное	Светлое	Темное
	Количество частиц			
5...10	53	63	14	16
10...15	3	8	5	13
15...20	1	1	—	1
20...25	—	—	—	1
Общее количество частиц по текстуре	57	74	19	31
Суммарное количество частиц по образцам	131		50	



а)



б)

Рис. 3. Поверхность покрытия меди, напыленной при температуре 540 °С, после полирования (а) и травления в реактиве (б)

Количество частиц на участке поверхности, которая имеет большую отражательную способность меньше, чем у темной составляющей, что связано с направлением падения частиц на подложку (см. рис. 1).

Общее количество частиц корунда при напылении с низкой температурой потока воздуха значительно (в 2,5 раза) превышает количество частиц в покрытии меди, нанесенном при температуре 540 °С (см. табл. 1). Такое различие в количестве частиц корунда может иметь следующий механизм. При напылении покрытия с температурой потока воздуха 180 °С на поверхности формируется слой меди толщиной около 40 мкм. Нанесение меди при максимальной температуре позволяет получить слой меди толщиной около 400 мкм.

При смещении сопла для последующего напыления угол падения частиц на нанесенный слой значительно отличается от угла падения для предыдущего слоя, что, по-видимому, и является причиной различия в коли-

честве корунда при напылении с низкой и высокой температурой потока воздуха (см. рис. 1).

Полученные результаты были подтверждены спектральным анализом, который показал, что массовая доля алюминия в покрытии, нанесенном при высокой температуре, составляет 1,09 %. При понижении температуры напыления массовая доля алюминия в покрытии меди повышается до 1,3 %.

Травление меди позволяет выявить, что структура покрытия состоит из частиц разных размера и формы. Часть частиц имеет вытянутую форму, максимальный размер до 8 мкм при ширине до 1,5 мкм. Другие частицы имеют более округлую форму и размер 5...6 мкм (рис. 3, б).

Исследование структуры покрытия меди по толщине слоя (на поперечных шлифах) позволило выявить, что большая часть частиц располагается — фиксируется параллельно поверхности подложки (рис. 4, а). Частицы меди под воздействием потока воздуха падают на подложку в основном не торцевой частью, а поверхностью и закрепляются на ней за счет воздействия твердыми частицами.

Линия соприкосновения нанесенного покрытия и подложки не содержит дефектов (пор, трещин и т. д.), что должно обеспечить высокую адгезию (рис. 4, б).

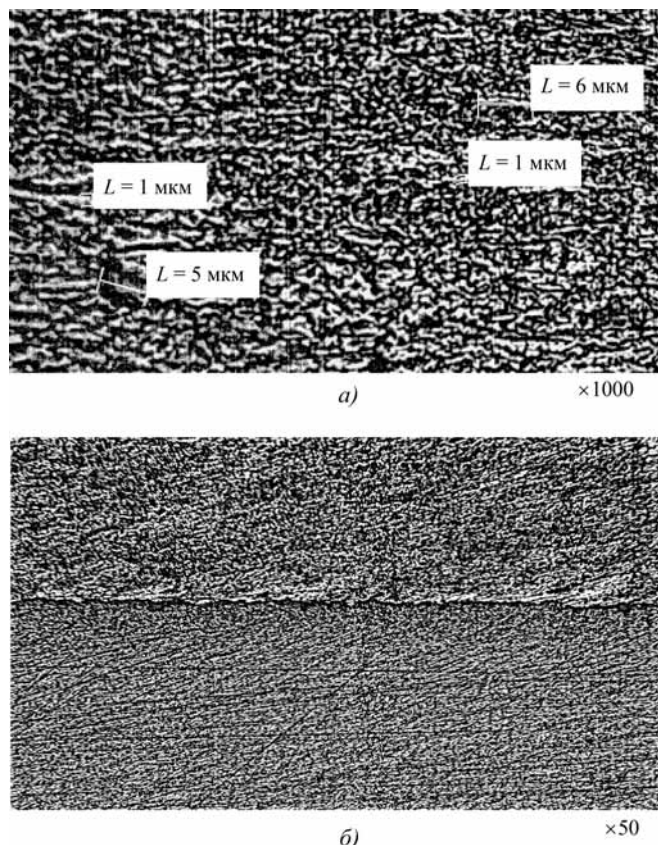


Рис. 4. Микроструктура покрытия меди, нанесенного при температуре 540 °С, по толщине слоя после травления в реактиве (а) и полирования (б)

Термическая обработка покрытия меди в печи при температуре 760 °С и выдержке 4 ч снижает твердость покрытия до 800 МПа. Если принять во внимание, что твердость используемой для напыления меди 450 МПа, то вклад деформации (наклепа) в повышение твердости меди, нанесенной при средней и высокой температуре, составляет около 80 %, а остальное привносит корунд. При напылении с низкой температурой потока воздуха вклад корунда в повышение твердости покрытия меди увеличивается до 30 %.

Фазовый анализ покрытий показал, что основной фазой является чистая медь. Количество частиц  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  не превышает 5 %.

В процессе полнопрофильного анализа экспериментальных дифрактограмм было установлено, что форма профиля пиков хорошо описывается с помощью функции Лоренца (вклад гауссовой компоненты в функции псевдо-Войта стремится к нулю). При этом уширение пиков носит исключительно деформационный характер, т. е. обусловлено наличием в материале упругих микродеформаций. Влияния малоразмерности областей когерентного рассеяния на форму профиля не наблюдается, что свидетельствует о размере кристаллитов, превышающем 1000 нм.

В табл. 2 приведены полученные значения параметров микроструктуры. Видно, что с увеличением температуры нанесения покрытий с 180 до 360 °С уровень упругих микродеформаций резко снижается. Дальнейшее повышение температуры напыления до 540 °С не сопровождается столь значительным уменьшением микродеформаций. При напылении с максимальной температурой уровень микродеформаций практически вдвое ниже, чем у покрытия, нанесенного при температуре 180 °С.

Таблица 2

Температура нанесения покрытия, °С	Параметр решетки, Å ( $10^{-10}$ м)	Микродеформации, $\times 10^{-4}$
180	3,6160 ± 0,0001	56,8 ± 0,8
360	3,6156 ± 0,0001	36,4 ± 0,6
540	3,6159 ± 0,0001	30,2 ± 0,6

Улучшение состояния тонкой структуры покрытия меди при повышении температуры напыления также было отмечено при исследовании удельного электрического сопротивления [5].

Параметр решетки меди практически не изменяется при повышении температуры напыления с 180 до 540 °С (см. табл. 2). Чистая медь, полученная электролитическим методом, должна иметь структуру без искажений с параметром решетки 3,6150 Å. Как правило, изменение параметра решетки связано с образованием твердого раствора внедрения или замещения или же с образованием скоплений вакансий. Однако в исследу-

емом процессе нанесения покрытия влияние на параметр решетки атомов внедрения или замещения можно исключить. Возникновение скоплений вакансий при деформации металла возможно, но тогда параметр решетки должен измениться — уменьшиться при повышении температуры напыления, что не наблюдается в данном случае. Увеличенный параметр решетки и отсутствие его изменения при повышении температуры напыления можно объяснить следующим. Исследование смеси порошков, используемых для напыления, не выявило частиц корунда размером меньше 10 мкм. Металлографический анализ покрытия показал наличие частиц оксида алюминия размером 1...3 мкм, что может быть связано с дроблением частиц корунда при соударении с подложкой и между собой. В таком случае нельзя исключать наличие фрагментов дробления оксида алюминия на части размером менее 1 мкм. Тогда можно предположить, что увеличение периода решетки связано с наличием в твердой матрице мелкодисперсных частиц корунда и их механическим воздействием на микрообъемы металла с искажением тонкой структуры.

### Свойства никелевого покрытия

Минимальное по времени воздействие на поверхность стали смесью порошков никеля и корунда при температуре 180 °С приводит к формированию покрытия с твердостью 2700 МПа (рис. 5). Дальнейшее повышение времени напыления сопровождается понижением твердости покрытия никеля до уровня 2500 МПа.

Повышение температуры напыления до 360 °С приводит к снижению твердости примерно на 200 МПа во всем интервале времени напыления (3...9 циклов). Дальнейшее увеличение температуры напыления до 540 °С практически не оказывает влияния на твердость

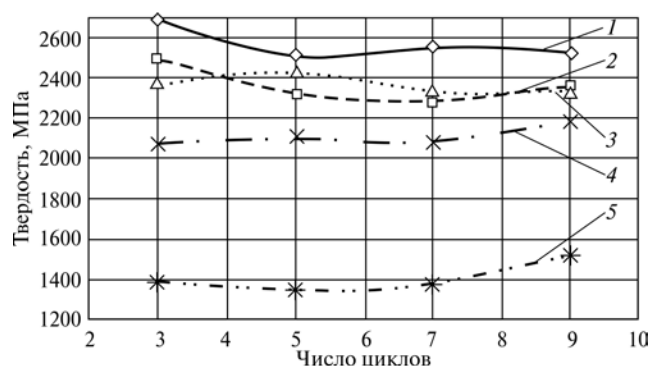


Рис. 5. Изменение твердости покрытия никеля в зависимости от времени (числа циклов) и температуры напыления:

1 — 180 °С; 2 — 360 °С; 3 — 540 °С; 4 — 540 °С с последующей термической обработкой в печи при температуре 530 °С и выдержке 2 ч; 5 — 540 °С с последующей термической обработкой в печи при температуре 830 °С и выдержке 4 ч

формируемого покрытия (см. рис. 5). Отсутствие заметного влияния температуры напыления на изменение твердости покрытия может быть обусловлено тем, что температура рекристаллизации никеля (640 °С) выше, чем термические параметры напыления.

Термическая обработка в печи покрытия никеля при температуре 530 °С и времени выдержки 2 ч незначительно влияет на твердость (см. рис. 5). Однако дальнейшее повышение температуры и времени термической обработки в печи сопровождается понижением твердости никеля до уровня 1400 МПа (см. рис. 5).

Если принять во внимание, что твердость никеля 900 МПа, то при нанесении покрытия никеля на сталь основное повышение твердости (около 70 %) связано с деформацией — дроблением частиц никеля корундом.

Некоторое различие в закономерностях формирования твердости покрытия меди и никеля при повышении времени и температуры напыления, возможно, связано с другим механизмом формирования структуры и свойств.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, нанесенное покрытие является однофазным и состоит из никеля в кристаллическом состоянии. Следует отметить, что чувствительность метода позволяет выявлять наличие фаз, содержание которых превышает 1...3 % (в зависимости от коэффициента поглощения фазы). В табл. 3 приведены результаты анализа структуры покрытия никеля, нанесенного в интервале температур 360...540 °С. Видно, что все исследованные параметры структуры: параметр решетки, размер областей когерентного рассеивания (ОКР) и микродеформации имеют близкие значения, т. е. не зависят от температуры напыления.

Таблица 3

Температура напыления, °С	Параметр решетки, Å	Размер ОКР D, нм	Микродеформации, × 10 <sup>-4</sup>
360	3,5255 ± 0,0001	103 ± 3	47 ± 2
450	3,5256 ± 0,0001	105 ± 3	50 ± 2
540	3,5254 ± 0,0001	106 ± 3	50 ± 2

ОКР — элементарные фрагменты (блоки мозаики), на которые раздробилось зерно никеля под воздействием твердых частиц корунда. Размер этих элементов — фрагментов структуры покрытия составляет около 105 нм. Можно утверждать, что основным механизмом повышения твердости наносимого покрытия является измельчение зерна никеля под воздействием твердых и хрупких частиц корунда. Именно поэтому при нанесении покрытия не наблюдается существенной зависимости твердости от времени процесса.

В отличие от медного покрытия величина микродеформаций покрытия никеля не изменяется при повышении температуры напыления (см. табл. 2 и 3). Отсутствие изменений, по-видимому, обусловлено тем, что температура рекристаллизации никеля выше, чем температура напыления покрытия.

Параметр решетки чистого недеформированного никеля имеет значение  $3,5238 \text{ \AA}$ , что значительно ниже полученных результатов (см. табл. 3). При этом, изменение температуры напыления, как и в случае напыления меди, не влияет на параметр решетки (см. табл. 2 и 3).

Если рассматривать влияние физико-механических характеристик меди и никеля, а именно температуры плавления, плотности, твердости, прочности, относительного удлинения и т. д. на механизм формирования структуры и свойств, то можно отметить следующее. Метод основан на ударе частицы металла, имеющей высокую кинетическую энергию, о мишень (подложку) и ее деформации с закреплением на поверхности за счет сцепления с микронеровностями. Уплотнение слоя металла происходит за счет удара твердыми частицами корунда и деформации частиц металла.

У никеля твердость и предел прочности  $\sigma_{\text{в}}$  более чем в два раза выше, чем у меди. То есть по отношению к меди частицы никеля можно условно рассматривать как твердые частицы и для их закрепления на подложке и формирования целостного покрытия, например с меньшим количеством пор, необходимо иметь большую кинетическую энергию. Поэтому эти характеристики могут оказать влияние на производительность процесса нанесения покрытия.

Относительное удлинение  $\delta$  меди составляет 60 % и более, а у никеля в 1,5...2 раза меньше (35...40 %). Поэтому при воздействии частиц корунда на частицы меди они деформируются, за счет чего формируются значительные напряжения, которые снижаются при повышении температуры напыления. Твердость покрытия меди при этом также значительно уменьшается с увеличением времени и температуры напыления. Частицы никеля под воздействием частиц оксида алюминия дробятся на фрагменты порядка 100 нм, что и приводит к существенному повышению твердости. Температура, как и продолжительность, процесса нанесения покрытия существенного влияния на твердость никеля не оказывает.

### Выводы

Газодинамическое напыление смесью частиц меди и оксида алюминия позволяет получить покрытие

твердостью до 1700 МПа. Основной прирост твердости (до 80 %) связан с пластической деформацией частиц меди и их наклепом. В покрытии наблюдается структурно свободный оксид алюминия, основная часть которого имеет размер до 10 мкм. Свойства покрытия меди существенно зависят от времени и температуры процесса напыления.

Газодинамическое напыление смесью частиц никеля и оксида алюминия позволяет получить покрытие твердостью до 2700 МПа. Прирост твердости в основном связан с дроблением частиц никеля на фрагменты (блоки мозаики) размером порядка 100 нм. Вклад в повышение твердости структурно свободного корунда не превышает 30 %. Свойства покрытия никеля не имеют существенной зависимости от времени и температуры процесса напыления.

Механизм формирования свойств покрытий при газодинамическом напылении определяется пластичностью металла. В более пластичной меди процесс связан, в первую очередь, с накоплением дефектов кристаллического строения, а в никеле — с дроблением исходной структуры на фрагменты.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Холодное** газодинамическое напыление. Теория и практика / А.П. Алхимов и др. М.: Физматлит, 2010. 536 с.
2. **Димет**. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> (Дата обращения 14.10.2014).
3. **Повышение** качества газодинамических покрытий / В.Е. Архипов и др. // Технология машиностроения. 2012. № 8. С. 48—51.
4. **Коррозионные** свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов и др. // Коррозия: материалы и защита. 2012. № 4. С. 33—38.
5. **Свойства** медных покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 17—23.
6. **ГОСТ 2999—75**. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу. М.: Издательство стандартов, 1987. 30 с.
7. **Pecharsky V.K., Zavalij P.Y.** Fundamentals of powder diffraction and structural characterization of materials. Kluwer academic publishers. Boston. Dordrecht. London, 2003. 713 p.
8. **Cheary R., Coelho A.** A fundamental parameters approach to X-ray line-profile fitting // J. App. Cryst. 1992. № 25. P. 109—121.



<sup>1</sup>Л.Х. Балдаев, <sup>1</sup>Б.Г. Хамицев, <sup>2</sup>М.В. Прокофьев,<sup>1</sup>С.Л. Балдаев, <sup>1</sup>А.М. Ахметгареева, <sup>1</sup>Р.Р., Исмагилова<sup>1</sup>ООО "Технологические системы защитных покрытий" (ООО "ТСЗП"): Московская область, г. Щербинка,<sup>2</sup> "Московский авиационный институт" (научно-исследовательский университет))

E-mail: vneuimin@tspc.ru

## Особенности полиморфных превращений детонационных покрытий из оксида алюминия

Исследовано влияние различных параметров процесса детонационного напыления оксида алюминия на протекание полиморфных превращений в напыляемом материале как во время его разгона и разогрева в стволе детонационной установки, так и при формировании слоя на подложке с последующим охлаждением. В отличие от других видов газотермического напыления в детонационных покрытиях с помощью РФА установлена возможность существования трехфазной смеси  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + \gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 + \gamma\text{-Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$ , количественное соотношение компонентов в которой в значительной степени зависит от режимов процесса.

**Ключевые слова:** детонационное напыление, полиморфные превращения, корундовая модификация, рентгеновский фазовый анализ (РФА), детонационная волна, скорострельность, теплоотвод.

*Influence of different detonation spray parameters on alumina powder polymorphous transformations during acceleration, heating and coating formation was investigated. It was found that D-Gun sprayed alumina coatings according to XRD data may consist of three phases mixture  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + \gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 + \gamma\text{-Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$ , the proportion of components largely dependent on the process parameters, which is not possible for other thermal spraying methods.*

**Keywords:** D-Gun spraying, polymorphous transformations, phase modification of alumina, X-ray diffraction analysis, detonation wave, rapidity of detonation gun, heat removal.

### Введение

Покрытия из оксида алюминия на различных металлах и сплавах широко используются при изготовлении уникальных изделий в различных отраслях машиностроения, в том числе авиационном двигателестроении, электротехнике. Такие покрытия могут быть получены методами газотермического напыления, в частности методом детонационного напыления. При этом обрабатываемым деталям можно придать коррозионную стойкость, теплостойкость, диэлектрические свойства. Процесс детонационного нанесения имеет ряд особенностей, которые необходимо учитывать при разработке технологии получения покрытий с заданными фазовым составом и структурой. К основным факторам, оказывающим существенное влияние на фазовый состав получаемого покрытия, следует отнести:

очень высокие скорости нагрева и охлаждения напыляемого покрытия;

широкий диапазон частиц используемого порошка по гранулометрическому составу;

большое число параметров процесса, оказывающих существенное влияние на температуру частиц, их агрегатное состояние при встрече с подложкой;

существенную разницу в условиях теплоотвода в процессе напыления различных деталей.

Результаты исследований фазового состава по-

крытий, нанесенных на металлические поверхности образцов, полученных газопламенным и плазменным напылением, приведены в [1]. При этом при исследовании рентгенограмм покрытий фотометрическим методом (РКД) установлен фазовый состав покрытий при напылении корундовой модификации оксида алюминия с малыми (не более 2 % мас.) добавками оксидов переходных металлов и кремния. Согласно полученным данным материалы исследуемых образцов после газопламенного напыления представляли собой преимущественно модификации оксида алюминия  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Во всех образцах присутствовало некоторое количество (10...20 % мас.) модификации  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , что авторы связывают с нерасплавленным исходным корундом. Известно также [2, 3], что при детонационном напылении корунда на подложке формируется слой покрытия, состоящий в основном из модификации  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Кроме того, в покрытии содержится и модификация  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , но в значительно меньшем количестве. Утверждается, что по соотношению  $\alpha$ - и  $\gamma$ -модификаций оксида алюминия, определяемого с помощью количественного рентгеноструктурного анализа, можно судить о степени проплавления частиц исходного порошка, так как нерасплавленные частицы представляют собой  $\alpha$ -модификацию. В результате проплавления лазером плазменного покрытия получена также тетрагональная фаза  $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$  или ее смесь с фазой  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  [3]. Последующие работы

[4, 5], посвященные плазменному напылению, в основном подтверждают и детализируют полученные в [1] результаты. В данной работе исследовалось влияние ряда технологических параметров процесса детонационного напыления чистого оксида алюминия  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (корунда) на фазовый состав полученных покрытий, зависящий от протекания полиморфных превращений в напыляемом материале как во время его разгона и разогрева в стволе детонационной установки, так и в момент формирования слоя с последующим охлаждением на подложке.

### Используемые оборудование и материалы

Нанесение покрытий проводилось на автоматической детонационной установке "Обь-Д2". Конструкция установки позволяет изменять режимы процесса напыления в широких пределах. С помощью специального программного обеспечения детонационной установки, разработанного на основе методов численного моделирования динамики двухфазного потока [6–8], определялись основные энергетические параметры частиц различного размера — скорость и температура на выходе из ствола, а также их агрегатное состояние.

Таблица 1

Гранулометрический состав использованных для напыления порошков корунда

Стандарт FEPA 42Д		Измерения на Analysette22		
Зернистость	Размер зерен основной фракции, мкм	Mode, мкм	Span, (d90 – d10)/d50	D (4,3), мкм
F360	29,2...22,8	19,1	1,2	18,0
F400	22,8...17,3	16,2	0,79	15,0
F500	17,3...12,8	13,3	0,73	12,9

Обозначения: Mode — центр тяжести области под кривой распределения по линейному размеру (условный размер частиц, в котором сконцентрировано наибольшее число частиц); Span — характеристика ширины распределения; D (3,4) — условный средний размер частиц из степенного распределения размеров по объему (условный размер частиц, в котором сконцентрирован максимальный объем материала).

Исходный материал, использовавшийся для напыления, представлял собой практически чистый корунд ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) в виде микрошлифпорошка марки 25А ТУ 3980-075-00224450–99 с зернистостью F360, F400 и F500. Гранулометрический состав порошков исследовали методом лазерной дифракции в водных дисперсиях на приборе Analysette 22 (Fritsch). Анализ выполнен в диапазоне вероятных размеров частиц от 0,1 до 1000 мкм с использованием зеленого и красного лазеров с последующим автоматическим объединением исследованных интервалов. Несмотря на высокую прозрачность отдельных частиц корунда

оптимальным алгоритмом расчета оказался расчет по Фраунгоферу с автоматическим выбором кривой аппроксимации. Полученные данные (табл. 1) показывают, что использованные для напыления порошки имеют относительно узкие распределения размеров частиц с незначительным количеством мелкой фракции, выходящей за размеры, определенные в стандарте FEPA 42Д. Гистограммы распределения объемной доли частиц по размерам представлены на рис. 1.

Механические свойства получаемых покрытий оценивались по прочности сцепления с подложкой ( $\sigma_{\text{сц}}$ ), определяемой по штифтовой методике, а также измерением твердости по Виккерсу ( $\text{HV}_3$ ).

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) выполняли на рентгеновском аппарате ALR X'TRA (Thermo-Fisher Scientific, Швейцария) с медным анодом ( $\text{CuK}\alpha$ ). Использовали " $\theta - \theta$ " способ сканирования с горизонтальным расположением столика образца на главной оси гониометра и полупроводниковый детектор Si(Li), настроенный на дублет  $\text{CuK}\alpha_{1,2}$ . Съемку рентгенограмм производили при радиусе гониометра 520 мм с разрешением по углу  $2\theta$   $0,06^\circ$  с непрерывным движением счетчика со скоростью 0,5 или  $1^\circ/\text{мин}$ . Работа прибора обеспечивается программным комплексом WinXRD 2.0-8с.

Методом РФА проведен анализ образцов исходных порошков и покрытий из них на стали, меди и латуни. Порошки насыпали в стандартную кювету и исследовали в соответствии с инструкцией к прибору. Покрытия изучали на подложках тех материалов, на которые они были нанесены. Эти образцы имели достаточные для высококачественной съемки размеры и геометрические характеристики (плоскостность, шероховатость поверхности и др.). Измерения толщины слоя покрытий показывали, что она достаточна для подавления дифракции от подложки, что подтверждалось при расшифровке рентгенограмм. Для выполнения РФА использовали программу Crystallographica Search-Match Version 3, 1, 0, 0 Copyright © 1996–2008, Oxford Cryosystems и базу данных эталонных рентгенограмм ICDD PDF-2 (2010 г.) [9]. Для оценки количественного содержания фаз использована программа количественного рентгеноструктурного анализа SIROQUANT V3.

По данным РФА в исходных порошках F360, F400 и F500 содержится только оксид алюминия  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (PDF № 000-42-1468 Star). Полуширина рентгеновских линий на этих дифрактограммах соответствует полуширине на рентгенограмме эталона  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (из комплекта эталонов к прибору ARLX'TRA) с большими (более 0,2 мкм) размерами блоков когерентного рассеяния, полученного в аналогичных условиях съемки.

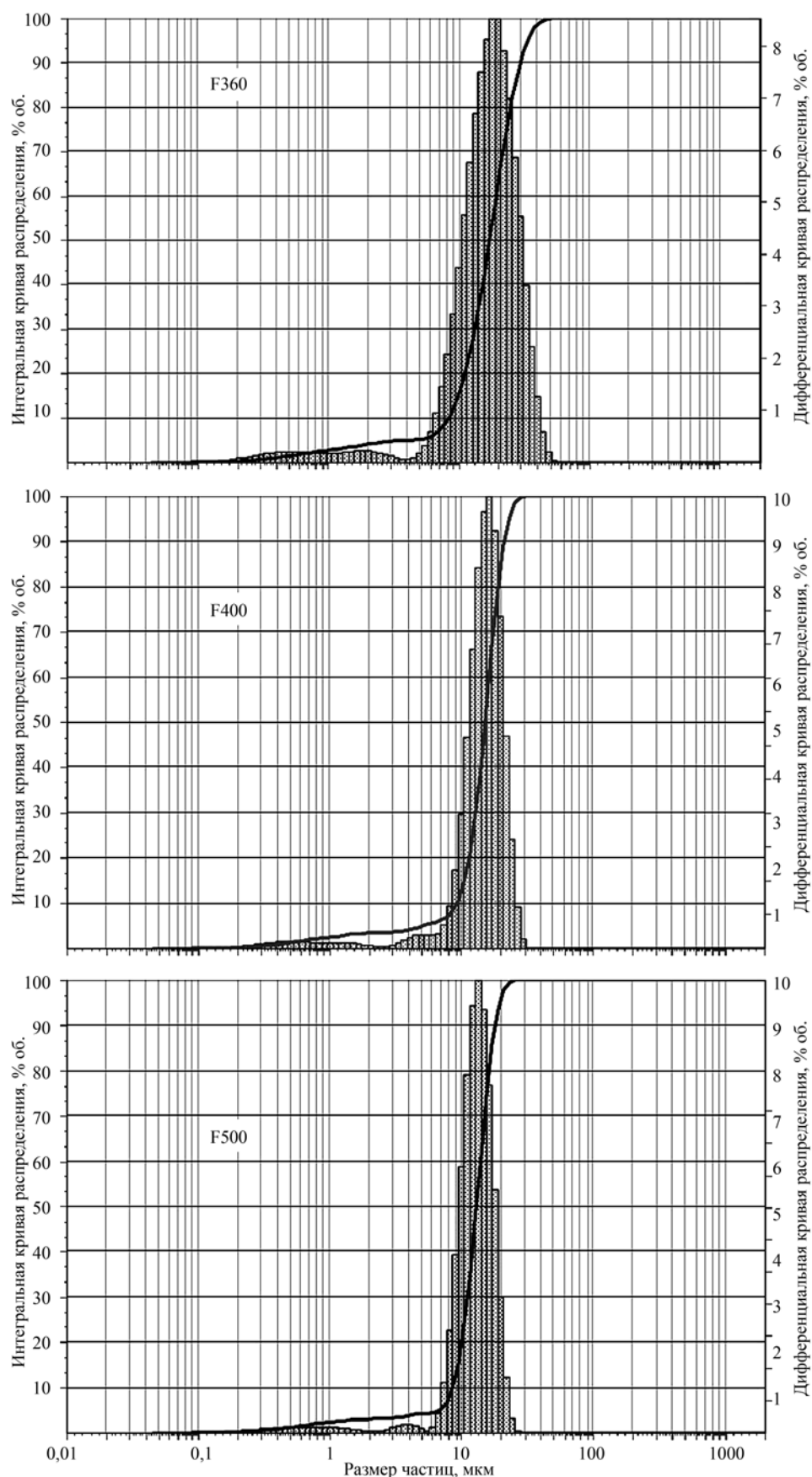


Рис. 1. Распределения объемной доли частиц по размерам на лазерном анализаторе Analysette22 в напыляемых порошках F360, F400 и F500

### Результаты исследований

Методом РФА покрытий было установлено, что в процессе детонационного напыления на металлической подложке образуется несколько полиморфных модификаций оксида алюминия, количественное соотношение между которыми варьируется в зависимости от параметров потока газов, условий охлаждения и других факторов. Рентгенограммы покрытий, несмотря на тщательное соблюдение геометрии образца, узкие щели при регистрации и отсутствие эффектов аномального рассеивания излучения, имеют сложный профиль линии фона и характеризуются большим числом широких, размытых линий (рис. 2). В то же время на рентгенограммах всех образцов наблюдаются четкие линии  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , полуширина которых идентична дифрактограммам исходных образцов. Совпадение соотношений интенсивностей и полуширины линий  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  в сформированных покрытиях и исходных порошках для напыления позволяет предположить, что эта фазовая составляющая в образцах не претерпела изменений в процессе нанесения покрытия.

Кроме линий кристаллических фаз на всех дифрактограммах покрытий проявляется сложная волнообразная линия фона с размытыми максимумами в области углов  $2\theta$  30...40 и 52...68°, что может свидетельствовать о наличии аморфных фаз. Содержание аморфной фазы можно оценивать только при подмешивании к образцу известного массового количества эталонного вещества, что невозможно для выбранной технологии. По этой причине при анализе количественных соотношений между кристаллическими фазами, которые обсуждаются далее, необходимо учитывать отсутствие данных о содержании аморфной фазы в анализируемом объеме (толщина анализируемого слоя при отношении массового коэффициента поглощения к плотности  $\mu/\rho \sim 32,2 \text{ см}^2/\text{г}$  составляет около 40 мкм).

Для многих дифрактограмм, анализ которых был выполнен в ходе экспериментов, фазовый состав может быть удовлетворительно описан в предположении

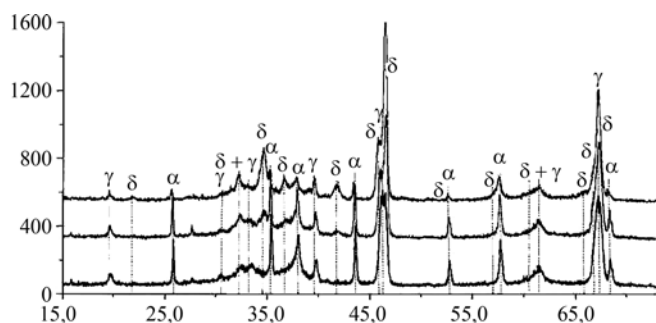


Рис. 2. Рентгенограммы покрытий с различным соотношением полиморфных модификаций  $\alpha$ - и  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , а также  $\delta$ - $\text{Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$ , отличающиеся режимом напыления

смеси  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  (PDF № 010-77-0396 Fd3m  $(\text{Al}_2\text{O}_3)_{1,333}$  или PDF № 000-10-0425 Rooksby) модификаций, соотношение между которыми значительно изменяется в зависимости от условий напыления. Такие образцы аналогичны покрытиям, полученным методом плазменного напыления (рис. 3, см. стр. 3 обложки).

На рис. 2 и 3 видно, что линии  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  на рентгенограммах отличаются от линий  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  большей полушириной, некоторые линии имеют вид размытых максимумов. При выполнении фазового анализа было обнаружено, что параметр элементарной кубической ячейки  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  в разных источниках базы PDF-2 значительно различается ( $a = 7,887...a = 7,924$ ), что позволяло рассматривать вариант присутствия нескольких  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ , отличающихся параметром  $a$ . Однако часть дифрактограмм не удавалось расшифровать в рамках двухфазной ( $\alpha + \gamma$ )-модели. Учитывая данные литературных источников для плазменных и ионно-плазменных покрытий, рассматривали в качестве возможных вариантов модификации  $\alpha$ -;  $\delta$ -;  $\tau$ -;  $\theta$ -;  $\beta$ -;  $\eta$ -;  $\kappa$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  и их сочетания. Используя возможности программы Crystallographica и базу данных ICDD PDF-2, задавали фазы вручную и анализировали возможность систематического смещения линий. Затем исходили из предположения возможного изменения параметров элементарных ячеек некубических фаз. Для проверки этих вариантов использовали программу Siroquant(v.3). В предположении двух- или трехфазной системы пытались вручную подобрать параметры элементарных ячеек у модификаций  $\gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $\eta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $\kappa$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$ ;  $\sigma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  в разных сочетаниях. После безуспешных попыток было сделано предположение о возможном влиянии микроколичеств посторонних элементов и стабилизации фаз, не характерных для чистого оксида алюминия. Круг поиска возможных соединений был расширен, что позволило обнаружить хорошее совпадение рентгенограммы  $\delta$ - $\text{Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$  (PDF № 000-20-0043) с дифрактограммами исследованных образцов и возможность полного описания этих дифрактограмм в рамках трехфазной смеси:  $\alpha$ - $\text{Al}_2\text{O}_3 + \gamma$ - $\text{Al}_2\text{O}_3 + \delta$ - $\text{Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$  (рис. 4, см. с. 3 обложки).

Согласно данным PDF № 000-20-0043  $\gamma$ - $\text{Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$  кристаллизуется в тетрагональной сингонии с параметрами  $a = 7,947$ ;  $c = 11,73$ , что напоминает рентгенограмму  $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  (PDF № 000-16-0394) с параметрами тетрагональной ячейки  $a = 7,943$ ;  $c = 23,5$ , но с уменьшенным в два раза параметром по оси  $c$ . Однако с учетом соотношения интенсивностей линий на этих рентгенограммах сходство носит формальный характер, и если  $\delta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  можно рассматривать как катион-дефицитное искажение решетки шпинели, то фаза  $\delta$ - $\text{Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$ , по-видимому, таковой не является.

На основании имеющихся экспериментальных дан-

ных нельзя утверждать, что тетрагональная фаза, выявленная в образцах, содержит атомы азота. Тем не менее достаточно высокие температуры и давления, возникающие в процессе движения оксида алюминия по стволу, и данные РФА позволяют сделать такое допущение. Результаты индирования трехфазной рентгенограммы (см. рис. 4), полученной методом детонационного напыления, приведены в табл. 2.

В связи с тем что температура частиц порошка во

время разгона в стволе существенно зависит от их размеров, исследовалось влияние гранулометрического состава порошков на механические свойства полученных покрытий и фазовые превращения, происходящие в напыляемом материале. Порошки с грануляцией F360, F400 и F500 напыляли на одних и тех же режимах работы установки.

В табл. 3 представлены расчетные энергетические характеристики частиц  $Al_2O_3$  при выходе из ствола де-

Таблица 2

Данные индирования трехфазной смеси, образующейся в результате детонационного напыления корунда на сталь (приведены данные только для  $\alpha-Al_2O_3$  и  $\delta-Al_{196}O_{288}N_4$ )

Эксперимент			Расчет								
Угол $2\theta$ (CuK $\alpha$ )	$I_x/I_{max}$	$d_{эксп}$ , нм	$\alpha-Al_2O_3$				$\delta-Al_{196}O_{288}N_4$				$I_x/I_{max}$ , PDF № 20-0043
			$h$	$k$	$l$	$d_{расч}$ , нм	$h$	$k$	$l$	$d_{расч}$ , нм	
17,62	1	0,5030	—	—	—	—	1	1	1	0,5053	10
19,61	4	0,4524	0	0	0	—	—	—	—	—	—
21,97	3	0,4042	—	—	—	—	1	1	2	0,4046	10
25,67	11	0,3468	0	1	2	0,3469	—	—	—	—	—
27,95	1	0,3190	—	—	—	—	1	1	3	0,3200	10
29,40	1	0,3036	—	—	—	—	2	1	2	0,3031	5
32,20	12	0,2778	0	0	0	—	2	0	3	0,2779	40
32,81	4	0,2727	0	0	0	—	2	2	1	0,2724	6
34,65	24	0,2586	—	—	—	—	3	0	1	0,2576	80
35,30	16	0,25404	1	0	4	0,2545	—	—	—	—	—
36,70	11	0,24467	—	—	—	—	3	1	1	0,24502	90
37,87	12	0,23741	1	1	0	0,2371	—	—	—	—	—
38,99	5	0,23084	—	—	—	—	3	1	2	0,23032	50
39,61	16	0,22733	—	—	—	—	2	2	3	0,22750	30
41,82	8	0,21582	—	—	—	—	3	2	1	0,21599	10
43,45	13	0,20809	1	1	3	0,2078	—	—	—	—	—
45,79	38	0,19710	—	—	—	—	4	0	0	0,19810	100
46,52	100	0,19505	—	—	—	—	0	0	6	0,19492	80
52,65	8	0,17369	0	2	4	0,1734	2	0	6	0,17490	5
56,84	8	0,16185	—	—	—	—	4	2	3	0,16131	15
57,60	19	0,15990	1	1	6	0,1597	2	2	6	0,16000	20
60,10	2	0,15383	—	—	—	—	3	1	6	0,15385	15
61,67	3	0,15029	1	2	2	0,1509	5	1	2	0,15019	30
63,42	2	0,14655	—	—	—	—	0	0	8	0,14619	5
65,92	2	0,14159	—	—	—	—	1	1	8	0,14148	10
66,76	38	0,14001	—	—	—	—	4	4	0	0,14008	80
67,27	70	0,13907	—	—	—	—	4	0	6	0,13894	100
68,36	7	0,13711	3	0	0	0,1369	—	—	—	—	—

Обозначения:  $I_x/I_{max}$  — отношение текущей интенсивности пика к максимальной;  $d_{эксп}$ ,  $d_{расч}$  — экспериментальное и расчетное значения межплоскостного расстояния соответственно.

Таблица 3

Расчетные энергетические характеристики частиц  $Al_2O_3$  и свойства получаемых покрытий для порошков F360, F400 и F500

Зернистость порошка	Размер наиболее многочисленной фракции, мкм	Температура частиц на выходе из ствола, К	Скорость частиц на выходе из ствола, м/с	Прочность сцепления с подложкой $\sigma_{сц}$ , МПа	Твердость HV <sub>5</sub> , МПа	Содержание $\alpha-Al_2O_3$ , %
F360	18,0	2336	502	30,47 ± 1,2	10560 ± 244	45
F400	15,0	2561	438	40,21 ± 1,9	12510 ± 124	25
F500	12,9	2609	403	39,02 ± 3,3	13490 ± 170	20

тонационной установки и свойства полученных покрытий для порошков F360, F400 и F500.

Как видно из табл. 3, степень проплавления частиц основной фракции в порошке F360 существенно ниже, чем в порошках F400 и F500, что соответствует содержанию  $\alpha-Al_2O_3$ . О различии в степени проплавления частиц говорят и уровни прочности сцепления покрытий с подложкой. Следует отметить характер отрыва на торцах штифтов штифтовых образцов. Если при испытаниях покрытий из порошков F400 и F500 имел место смешанный (адгезионно-когезионный) отрыв, то для покрытий из F360 отрыв носил когезионный характер, что также говорит о недостаточной степени прогрева частиц основной фракции.

$\alpha-Al_2O_3$  является самой твердой модификацией, однако несмотря на ее повышенное содержание в покрытии из порошка F360 твердость по Виккерсу в нем наименьшая, что является свидетельством невысокой плотности, связанной с недостаточным прогревом большинства частиц при напылении.

Механические свойства покрытий из порошков F400 и F500 различаются незначительно. Более заметно различие в содержании  $\alpha-Al_2O_3$ , хотя наиболее многочисленные частицы порошка F500 (12,9 мкм) на выходе из ствола имеют температуру примерно на 50 К выше, чем аналогичные частицы порошка F400 (15 мкм). Данный результат можно объяснить достаточно сложным харак-

тером процесса разгона и разогрева частиц в стволе детонационной установки. В зависимости от их размеров этот процесс может протекать по-разному.

На рис. 5 представлены расчетные графики изменения температуры и скорости частиц порошка  $Al_2O_3$  различных размеров в процессе разгона в стволе детонационной установки начиная от места ввода до выхода, а в табл. 4 приведены энергетические параметры и размеры частиц при выходе из ствола.

Таблица 4

Расчетные энергетические и геометрические параметры частиц порошка  $Al_2O_3$  различных размеров при выходе из ствола детонационной установки

Исходный размер частицы в месте ввода порошка в ствол (400 мм от среза), мкм	60,0	30,0	15,0	7,0	4,0
Диаметр частиц на срезе ствола, мкм	60,0	30,0	9,449	7,0	4,0
Температура частиц на срезе ствола, К	2169	2319	2561	1335	888
Скорость частиц на срезе ствола, м/с	381,3	486,6	438,3	648,4	641,8

Разгон и разогрев частиц в процессе напыления происходят в два этапа. Первоначально разгон и разогрев частиц при напылении происходит за счет газа за фронтом детонации, затем — потоком продуктов детонации после выхода детонационной волны на срез ствола. Наиболее мелкие частицы, следуя сразу за фронтом детонации, интенсивно разгоняются и приобретают скорость, близкую к скорости газа за фронтом детонации. При этом они очень быстро оказываются у выхода из ствола. Во время второго этапа, когда происходит истечение газов, следующих за волной разрежения, осуществляются разгон и разогрев в основном крупных и средних по размерам частиц. Газы, следующие за волной разрежения, уже не успевают оказать достаточного теплового воздействия на мелкие частицы, которые могут выходить из ствола даже в твердом состоянии.

Как видно из графиков изменения скорости и температуры, частицы с исходным диаметром 7 мкм (см. рис. 5, кривую 4) при прохождении детонационной волны успевают прогреться даже до температуры плавления, но затем, двигаясь по инерции, теряя тем-

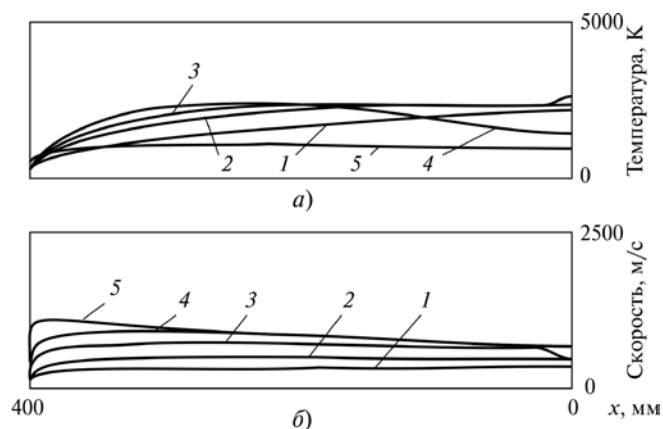
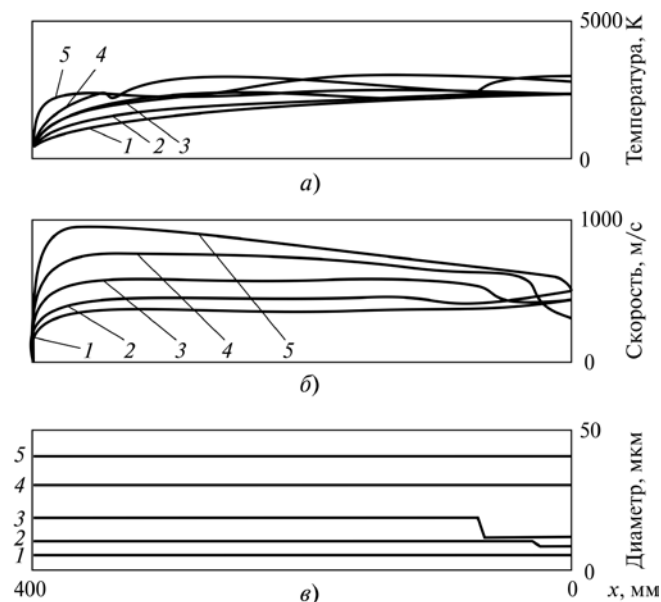


Рис. 5. Изменение температуры и скорости частиц порошка  $Al_2O_3$  различных размеров в процессе разгона в стволе детонационной установки. Исходные диаметры частиц:

1 — 60 мкм; 2 — 30 мкм; 3 — 15 мкм; 4 — 7 мкм; 5 — 4 мкм



**Рис. 6.** Изменение параметров частиц  $Al_2O_3$  в процессе разгона в стволе детонационной установки. Состав рабочей взрывчатой смеси:  $C_2H_2/O_2 = 1,0/3,6$ ; степень заполнения ствола взрывчатой рабочей смесью — 61,4%; глубина загрузки порошка — 400 мм; длина ствола — 1000 мм. Исходные размеры частиц: 1 — 40 мкм; 2 — 30 мкм; 3 — 18 мкм; 4 — 10 мкм; 5 — 5 мкм

пературу и скорость, охлаждаются до твердого состояния еще до выхода из ствола. Следующий за волной разрежения поток продуктов детонации не успевает их догнать. Самые мелкие частицы (4 мкм) ускоряются детонационной волной еще интенсивнее, поэтому их температура на срезе еще ниже. Крупные частицы (60 мкм) из-за своей инерционности под воздействием детонационной волны ускоряются менее интенсивно и поэтому к моменту выхода успевают прогреться продуктами детонации до более высоких температур, чем мелкие (менее 7 мкм). Таким образом, благодаря оптимальному уровню инерционности наиболее высокой степени разогрева подвергаются частицы средних размеров. Например, частицы размером 15 мкм при

выходе из ствола имеют температуру 2561 К. На расстоянии 120...150 мм от среза ствола вязкость жидкой капли  $Al_2O_3$  становится такой, что под воздействием потока газов она начинает дробиться и уменьшаться в размерах, что видно из табл. 4 и рис. 6 (частица с исходным размером 15 мкм на выходе имеет диаметр около 9,5 мкм). Указанные особенности разгона и разогрева частиц порошка оказывают заметное влияние на ход процессов полиморфных превращений при формировании слоя покрытия и уровни содержания  $\gamma-Al_2O_3$  и  $\alpha-Al_2O_3$ .

В целях определения минимально необходимой степени проплавления частиц для формирования слоя покрытия проводились исследования зависимости содержания  $\alpha-Al_2O_3$  и других модификаций оксида алюминия от температуры нагрева наиболее многочисленной фракции в диапазоне по размерам для порошка F360 (18 мкм). Температуру нагрева напыляемого порошка изменяли путем варьирования режимов процесса напыления.

В табл. 5 представлены расчетные значения скорости и температуры частиц диаметром 40, 30, 18, 10 и 5 мкм, а также количественное содержание  $\alpha-Al_2O_3$  и других модификаций в напыляемых покрытиях при различных сочетаниях состава рабочей взрывчатой смеси ацетилена с кислородом и степени заполнения ею ствола детонационной установки.

Как следует из табл. 5, при варианте № 1 частицы порошка во время разгона в стволе прогреваются в наименьшей степени. При этом покрытие формируется с трудом, что подтверждается максимальным содержанием  $\alpha-Al_2O_3$  (23 %). Точки плавления (2319 К) едва достигают лишь частицы размером диаметром 18 мкм. При других вариантах режима процесса напыления степень проплавления частиц выше. До температуры плавления прогреваются уже частицы и других размеров. Так, при варианте № 6 проплавляются частицы практически всего гранулометрического состава порошка F360. Из рис. 6 видно, что частицы размером 5 мкм прогреваются до температуры около 3000 К, но

Таблица 5

**Расчетные энергетические характеристики частиц порошка оксида алюминия  $Al_2O_3$  при выходе из ствола детонационной установки и фазовый состав покрытий при различных сочетаниях состава взрывчатой смеси газов и степени заполнения ствола**

№ п/п	Состав взрывчатой смеси, $Q_{C_2H_2}:Q_{O_2}$	Степень заполнения ствола, %	Температура частиц для различных исходных диаметров, К					Скорость частиц для различных исходных диаметров, м/с					Содержание $\alpha-Al_2O_3$ , %	Содержание $\gamma-Al_2O_3 + \delta-Al_2O_3$ и других модификаций, %
			40 мкм	30 мкм	18 мкм	10 мкм	5 мкм	40 мкм	30 мкм	18 мкм	10 мкм	5 мкм		
1	1,0:4,3	50	2144	2259	2319	923	730	406	423	485	553	524	23	77
2	1,0:4,0	50	2191	2314	2319	935	740	410	435	496	565	539	16	84
3	1,0:3,6	50	2319	2319	2319	1021	757	423	444	473	578	551	16	84
4	1,0:4,5	61	2076	2234	2319	2381	1302	420	446	460	291	570	7	93
5	1,0:4,0	61	2237	2319	2319	2576	1418	428	457	473	364	540	7	93
6	1,0:3,6	61	2319	2319	2843	2743	1631	437	467	442	367	592	8	92

к моменту выхода из ствола успевают охладиться до 1631 К и потерять скорость до 525 м/с.

Частицы с исходным диаметром 10 и 18 мкм, находясь в жидком состоянии, начинают дробиться под воздействием потока газов из-за снижения вязкости еще до выхода из ствола и уменьшаются в размерах (рис. 6, в).

Содержание корундовой модификации  $Al_2O_3$  в покрытии при варианте № 6 незначительно. Следует отметить, что для данного исходного порошкового материала и горючего (ацетилен) изменение степени заполнения ствола взрывчатой смесью оказывает значительно большее влияние на прогрев частиц, чем изменение ее состава.

В [1] указывается, что превращения  $Al_2O_3$  в последовательности  $\gamma-\delta-\theta-\alpha$  идут в интервале температур 950...1250 °С и сильно зависят от времени. Следовательно, можно предположить, что при попадании расплавленных частиц на подложку и их охлаждении в течение некоторого времени может происходить образование корундовой модификации. Процесс этот, по-видимому, может протекать до тех пор, пока температура формирующегося покрытия находится в определенном интервале. Длительность протекания данного процесса, очевидно, зависит от скорости охлаждения, т. е. от условий теплоотвода из зоны формирования слоя. Интенсивность отвода теплоты зависит от многих факторов и может изменяться, например, с ростом толщины напыляемого слоя. В начале процесса нанесения она максимальна, так как теплота из зоны напыления отводится через металл. Затем, с увеличением толщины слоя с низкой теплопроводностью, интенсивность теплоотвода снижается.

В целях определения влияния интенсивности охлаждения  $Al_2O_3$  на характер полиморфных превращений исследовался фазовый состав отделенного от подложки фрагмента покрытия с наружной стороны и со стороны подложки. Покрытие из порошка F360 наносилось на медную подложку без перемещения в процессе напыления, т. е. в одну точку. Толщина слоя составляла около 1 мм. С помощью проведенного РФА с двух сторон было установлено, что содержание  $\alpha$ -модификации со стороны подложки на 10...15 % меньше, чем с наружной стороны, что указывает на возможность  $\gamma-\alpha$ -перехода в начальный период охлаждения покрытия.

Для определения влияния интенсивности теплоотвода из зоны формирования покрытия на характер модификационных превращений скорость охлаждения изменяли путем увеличения паузы между выстрелами в процессе напыления. Для этого изменялась скорость стрельбы работы установки. Учитывая зависимость интенсивности отвода теплоты от материала подлож-

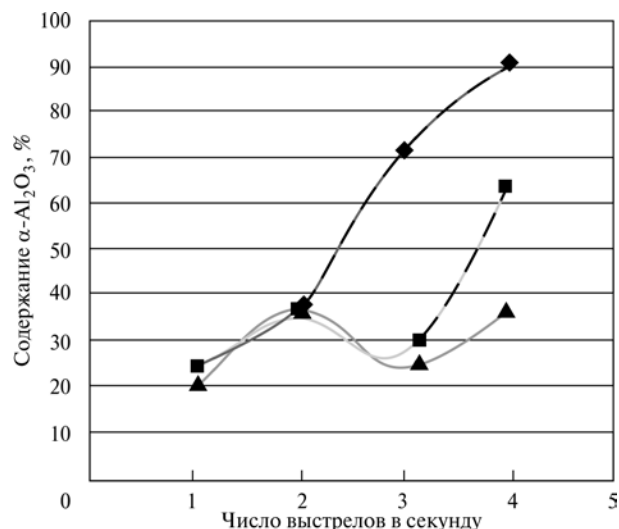


Рис. 7. Зависимость содержания в покрытии  $\alpha-Al_2O_3$  от скорости стрельбы детонационной установки:

♦ — напыление на стальную подложку; ■ — напыление на стальную подложку с одновременным обдувом сжатым воздухом с обратной стороны; ▲ — напыление на медную подложку

ки, покрытия наносили на стальные и медные пластины. Кроме того, для изменения условий теплоотвода в процессе напыления пластины с обратной стороны обдувались сжатым воздухом. При этом степень заполнения ствола рабочей взрывчатой смесью и другие параметры процесса оставались неизменными. Зависимости содержания  $\alpha-Al_2O_3$  в покрытии от скорости стрельбы при различных условиях напыления представлены на рис. 7.

Полученные результаты могут быть полезными при разработке технологических процессов нанесения покрытий из оксида алюминия на конкретные детали и узлы машин. В зависимости от функционального назначения наносимого покрытия технологический процесс должен быть построен таким образом, чтобы в максимальной степени способствовать образованию  $\alpha$ - или  $\gamma$ -модификаций оксида алюминия. Например, при необходимости получения корундовой модификации нецелесообразно вводить в технологический процесс различные виды охлаждения детали, а следует, наоборот, поддерживать высокую температуру в зоне формирования наносимого слоя покрытия, способствуя более полному протеканию  $\gamma-\alpha$ -перехода.

### Выводы

1. Особенности процесса детонационного напыления оказывают заметное влияние на ход полиморфных превращений при получении покрытий из оксида алюминия.
2. В отличие от других видов газотермического напыления в детонационных покрытиях с помощью РФА



установлена возможность существования трехфазной смеси:  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + \gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 + \delta\text{-Al}_{196}\text{O}_{288}\text{N}_4$ . Количественное соотношение этих фаз в покрытиях в значительной степени зависит от режимов процесса напыления и охлаждения подложки.

3. По количественному содержанию в покрытии  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  можно судить о степени проплавления частиц напыляемого порошкового материала. При этом особенности динамики разгона и разогрева частиц в стволе детонационной установки, а также распределение частиц в используемом порошке по размерам могут в определенной степени исказить ожидаемую картину фазовых превращений.

4. Общий объем корундовой модификации  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в покрытии зависит не только от степени проплавления частиц порошка при напылении, но и от количества  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , образовавшейся период охлаждения с 2050 до 950 °С, длительность которого обусловлена интенсивностью теплоотвода из зоны формирования слоя.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Козлова И.Р.** Структурные превращения в напыленной окиси алюминия // Неорганические материалы. 1971. Т. 7. С. 1372—1377.
2. **Баргенов С.С., Федыко Ю.П., Григоров А.И.** Детонацион-

ные покрытия в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1982. С. 58—60.

3. **Косенко Н.Ф.** Полиморфизм оксида алюминия // Изв. вузов. Химия и химическая технология. Т. 54. Вып. 5. 2011. С. 3—16.

4. **S. Matthews, F. Taliana, B. James.** Heat treatment of plasma-sprayed  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{—WO}_3$  coatings between 500 and 1000 °C // Surface and Coatings Technology. Vol. 212. November 2012. P. 109—118.

5. **D. Zois, A. Lekatou, M. Vardavoulis, A. Vazdirvanidis.** Nanostructured alumina coatings manufactured by air plasma spraying: Correlation of properties with the raw powder microstructure // Journal of Alloy and Compound. Vol. 495. Iss. 2. 16 April 2010. P. 611—616.

6. **Ждан С.А.** Моделирование двухфазного потока за детонационной волной / Механика быстропротекающих процессов. ИГСО АН СССР. Вып. 62. 1983. С. 39—48.

7. **Ждан С.А.** Численное моделирование динамики двухфазного потока в стволе детонационной установки при учете дробления частиц // Вопросы использования детонации в технологических процессах. Новосибирск, 1986. С. 63—70.

8. **Гавриленко Т.П., Николаев Ю.А.** Анализ детонационно-газового способа нанесения порошковых покрытий // Вопросы использования детонации в технологических процессах. Новосибирск, 1986. С. 3—16.

9. **A comprehensive** database of powder diffraction patterns [electronic resource] // Сайт The International Centre for Diffraction Data.



**Вниманию авторов и читателей журнала  
"Упрочняющие технологии и покрытия"**

**Телефон редакции изменился на 8-499-268-47-19**

В.В. Будилов, В.С. Мухин, И.И. Ягафаров, Р.Д. Агзамов, Р.М. Киреев  
(Уфимский государственный авиационный технический университет)  
E-mail: ilyagafarov@gmail.com

## Исследование влияния расположения поверхностей конструкционных сталей при нанесении покрытия TiN из плазмы вакуумно-дугового разряда на шероховатость поверхности

*Статья посвящена исследованию влияния нанесения вакуумного ионно-плазменного покрытия на шероховатость поверхности деталей. Установлены закономерности изменения шероховатости поверхности в зависимости от расположения образцов относительно потока плазмы.*

**Ключевые слова:** ионно-плазменный, вакуумно-дуговой, нанесение покрытий, шероховатость поверхности.

*The effect of workpiece location during coating deposition by vacuum arc plasma was investigated. The influence of workpiece location on surface roughness was revealed.*

**Keywords:** ion plasma, vacuum arc, coating deposition, surface roughness.

Нанесение покрытия из плазмы вакуумно-дугового разряда является эффективным способом повышения эксплуатационных свойств деталей. Однако при нанесении такого покрытия на высокоточные детали, к поверхностям которых предъявляются высокие требования по точности формы и размеров [1, 2], а также шероховатости поверхности, возникают сложности ввиду особенностей процесса, а также наличия в потоке микрокапельной фазы материала катода.

Таким образом, обеспечение заданных толщины покрытия, точности деталей и шероховатости поверхности при нанесении покрытия из плазмы вакуумно-дугового разряда является актуальным направлением исследований.

### Методика проведения экспериментальных исследований

Исследования проводились на плоских образцах размером  $14 \times 20 \times 2$  мм с различной исходной шероховатостью поверхности ( $Ra = 0,63$  и  $0,04$  мкм) (рис. 1). Доведение поверхности образцов до указанных параметров шероховатости производилось на двухдисковом шлифовально-полировальном станке P25FRS Top Tech Machines. Измерение шероховатости производилось с помощью профилографа-профилометра "Абрис-ПМ7".

Толщина покрытия определялась по результатам измерения параметров лунки. Лунка получена с помощью прибора CSM Calotest. Измерение параметров лунки и расчет толщины покрытия производились на приборе CSM Scratchtest.

Покрытие TiN осаждалось из плазмы вакуумно-

дугового разряда на модернизированной установке ННВ 6.6-И1 в течение 100 мин.

Образцы устанавливались по объему вакуумной камеры (рис. 2). В каждой точке закреплялись образцы обоих вариантов исходной шероховатости поверхности перпендикулярно и параллельно потоку плазмы, генерируемому одним вакуумно-дуговым источником.

### Анализ результатов

Результаты исследования зависимости шероховатости поверхности от расположения образцов по объему вакуумной камеры приведены на рис. 3...6.

Из графиков видно, что на расстоянии 200 мм от поверхности катода у образцов, расположенных на оси потока частиц, шероховатость образцов с различной исходной шероховатостью, расположенных параллельно и перпендикулярно оси потока плазмы, практически одинакова.

При нанесении покрытия из плазмы вакуумно-дугового разряда на поверхности, расположенные перпендикулярно потоку частиц, максимальная шероховатость поверхности соответствует  $Ra = 1,2$  мкм на образцах с различной исходной шероховатостью. При расположении поверхности параллельно оси потока частиц достигается шероховатость  $Ra = 0,8$  мкм. Максимальная шероховатость соответствует углу отклонения от оси потока частиц  $25...30^\circ$ . С увеличением расстояния от источника плазмы вакуумно-дугового разряда шероховатость снижается. Так, при расстоянии от источника частиц 400 мм достигается шероховатость  $Ra = 0,63$  мкм. При этом, если исходная шероховатость выше, то шероховатость в результате нанесения покрытия снижается, а если ниже — повышается.



Рис. 1. Образцы до нанесения покрытия (слева  $Ra = 0,04$  мкм, справа  $Ra = 0,63$  мкм)

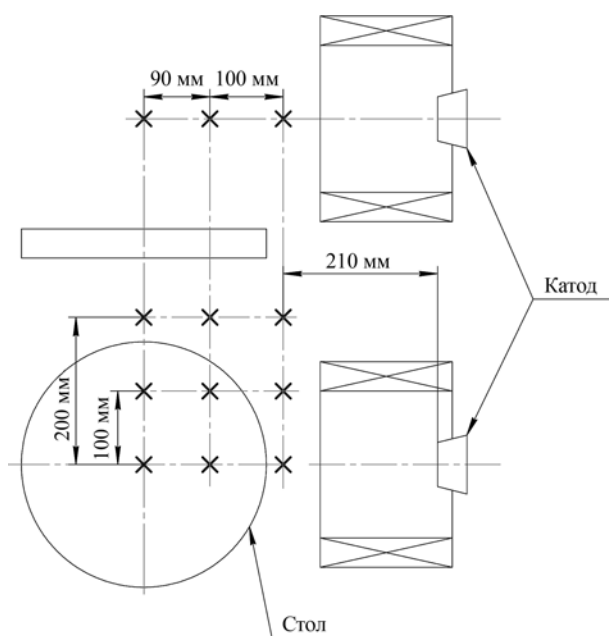


Рис. 2. Схема расположения образцов по объему вакуумной камеры (крестиками отмечены места крепления образцов)

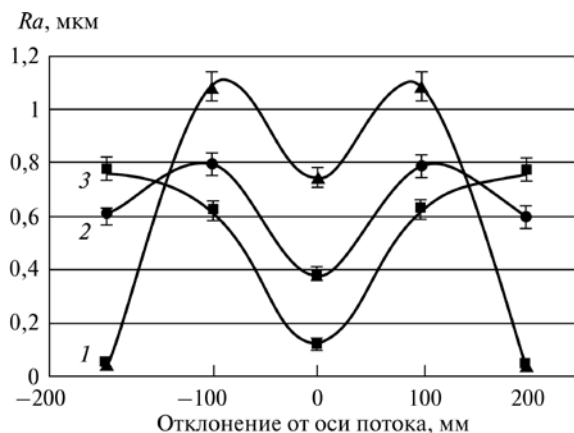


Рис. 3. Шероховатость поверхности после нанесения покрытия на образцы с исходной шероховатостью  $Ra = 0,04$  мкм. Расстояние от катода (диаметр катода 80 мм): 1 — 200 мм; 2 — 300 мм; 3 — 400 мм. Образцы расположены перпендикулярно потоку плазмы

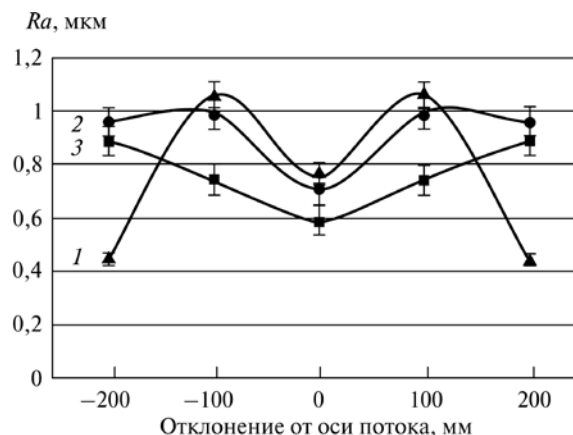


Рис. 4. Шероховатость поверхности после нанесения покрытия на образцы с исходной шероховатостью  $Ra = 0,4...0,63$  мкм. Расстояние от катода (диаметр катода 80 мм): 1 — 200 мм; 2 — 300 мм; 3 — 400 мм. Образцы расположены перпендикулярно потоку плазмы

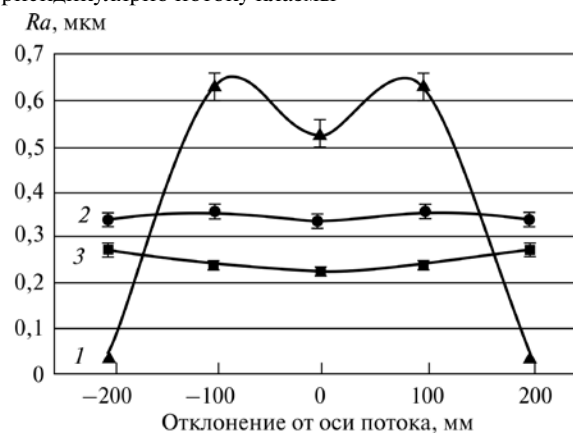


Рис. 5. Шероховатость поверхности после нанесения покрытия на образцы с исходной шероховатостью  $Ra = 0,04$  мкм. Расстояние от катода (диаметр катода 80 мм): 1 — 200 мм; 2 — 300 мм; 3 — 400 мм. Образцы расположены параллельно потоку плазмы

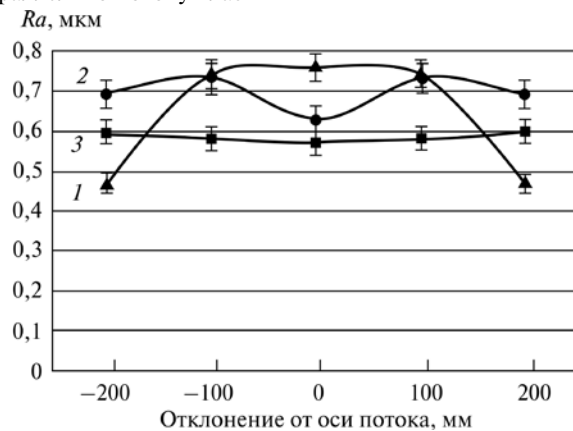
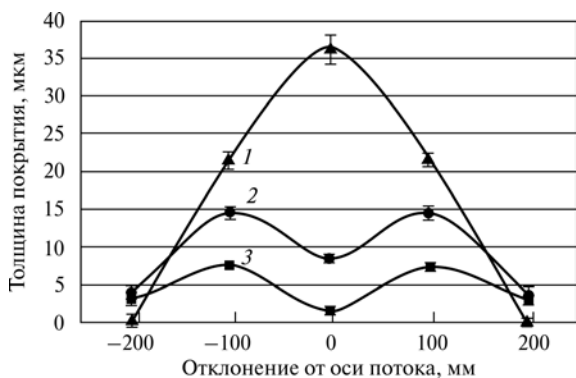


Рис. 6. Шероховатость поверхности после нанесения покрытия на образцы с исходной шероховатостью  $Ra = 0,4...0,63$  мкм. Расстояние от катода (диаметр катода 80 мм): 1 — 200 мм; 2 — 300 мм; 3 — 400 мм. Образцы расположены параллельно потоку плазмы

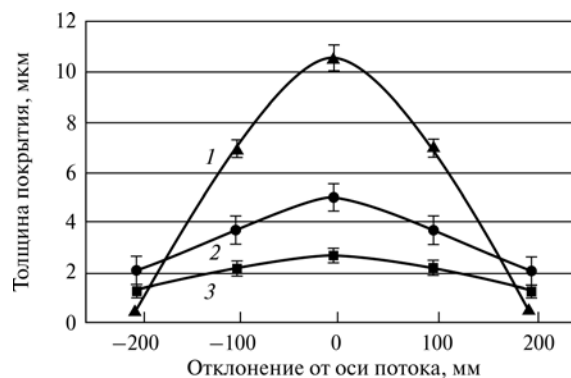


**Рис. 7.** Толщина покрытия при различных расстояниях от катода. Образцы располагались перпендикулярно оси потока частиц. Расстояние от поверхности источника частиц: 1 — 200 мм; 2 — 300 мм; 3 — 400 мм

Толщина покрытия (рис. 7, 8) на образцах, перпендикулярных потоку частиц, выше по сравнению с образцами, расположенными параллельно потоку частиц, в 3,5 раза вблизи источника частиц. Толщина покрытия на образцах, расположенных на оси потока перпендикулярно потоку плазмы, во втором и третьем ряду существенно ниже, что, очевидно, связано с затенением поверхности образцов впередистоящими, независимо от того, что образцы находились в области оптической видимости. Таким образом, при затенении поверхности образцов толщина покрытия сокращается примерно в 4 раза относительно ожидаемой толщины в случае отсутствия затенения.

### Заключение

При нанесении покрытия из плазмы вакуумно-дугового разряда на поверхности, расположенные перпендикулярно потоку частиц, достигается шероховатость, соответствующая  $Ra = 1,2$  мкм, а при параллельном —  $Ra = 0,8$  мкм.



**Рис. 8.** Толщина покрытия при различных расстояниях от катода. Образцы располагались параллельно оси потока частиц. Расстояние от поверхности источника частиц: 1 — 200 мм; 2 — 300 мм; 3 — 400 мм

Полученные данные будут полезны при разработке технологии нанесения покрытия на детали высокой точности.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Будилов В.В., Киреев Р.М., Ягафаров И.И. Оценка точности деталей ГТД при ионно-плазменном нанесении покрытий // Изв. вузов. Авиационная техника. 2012. № 2. С. 65—68.
2. Yagafarov I.I., Kireev R.M., Mukhin V.S. Assurance of Parts Accuracy in the Process of Coating Deposition by the Vacuum Arc Plasma // 25th International Symposium on discharges and electrical insulation in vacuum (ISDEIV 2012), 2012. P. 552—553.
3. Chokwatvikul Ch., Larpkiattaworn S., Surinphong S. et al. Effect of Nitrogen Partial Pressure on Characteristic and Mechanical Properties of Hard Coating TiAlN Film // Journal of Metals, Materials and Minerals. Vol. 21. 2011. №. 1. P. 115—119.
4. Straumal B., Gust W., Vershinin N. et al. Vacuum arc deposition of Ti coatings // Surface and Coatings Technology. № 125 (2000). P. 157—160.

**В.П. Панков**

(Технологический институт сервиса (филиал) Донского государственного технического университета,  
г. Ставрополь)  
E-mail: pankovv61@list.ru

## Плазменные покрытия поршневых колец автотракторной техники\*

*Анализируются результаты применения серийных и плазменных покрытий поршневых колец автотракторной техники в целях определения направлений их совершенствования путем нахождения оптимальных параметров покрытий по толщине, структурно-фазовому составу, минимизации себестоимости процессов их нанесения.*

**Ключевые слова:** плазменные покрытия, поршневое кольцо, микротвердость, упрочнение, износ, подслоя, технология.

*Results of application of serial and plasma coverings of piston rings of autotractor equipment for the purpose of definition of the directions of their improvement by determination of optimum parameters of coverings on thickness, structural phase structure, minimization of cost of processes of their drawing are analyzed.*

**Keywords:** plasma coverings, piston ring, microhardness, hardening, wear, underlayer, technology.

Надежность и экономичность современных двигателей внутреннего сгорания существенно зависят от работоспособности поршневых колец. Для снижения интенсивности их изнашивания, повышения долговечности используются различные защитные покрытия [1].

Широкое распространение получило электролитическое хромирование — покрытие слоем твердого хрома толщиной 0,1...0,2 мм. У этих покрытий твердость находится на уровне 900...1000 НВ, адгезионная прочность — до 70 МПа, сравнительно низкий коэффициент трения, удовлетворительные прирабатываемость и маслоспособность, высокая теплопроводность. Однако из-за невозможности нанесения электролитических хромовых осадков более 200 мкм их ресурс ниже ресурса двигателей до 1-го ремонта. Электролитический хром неудовлетворительно работает на трение и изнашивание при высоких температурах из-за резкого снижения твердости. Локальное повышение температуры приводит к интенсивному размягчению, схватыванию, скалыванию покрытий. Таким образом, качество широко применяемых в настоящее время электролитических покрытий не удовлетворяет современным требованиям.

Перспективными являются комбинированные и комплексные износостойкие, теплостойкие металлокерамические покрытия, нанесенные газоплазменными методами, имеющие мягкую, пластичную, пористую маслоспособную с высокой прирабатываемостью

основу, упрочненную твердыми дисперсными включениями (хром, карбиды хрома, карборитридные, карбонитридные, оксидные включения) [2].

**Целью исследований** является разработка способов нанесения плазменных износостойких, теплостойких металлических и металлокерамических покрытий, соответствующих условиям работы деталей поршневых колец автотракторной техники.

При экспериментальных исследованиях ставились следующие задачи:

исследовать комбинированные покрытия, полученные сочетанием различных методов и способов нанесения покрытий;

рассмотреть влияние подслоя на адгезионные свойства как покрытия со сплавом основы, так и слоев покрытия в целом;

исследовать возможности использования элементов серийных технологий и их роль и применимость при формировании комбинированных покрытий;

исследовать влияние методов нанесения покрытий на пористость покрытий, сочетая использование пористой и плотной керамики;

провести выбор материала основы покрытия, оценить возможность повышения ее прочности и износостойкости за счет внедрения упрочняющих элементов;

исследовать влияние состава керметной композиции на свойства покрытия;

оценить влияние процентного содержания элементов керметной композиции на прочность, износостойкость, теплостойкость покрытий;

оценить технологические возможности доведения геометрических размеров деталей с нанесенными по-

\* Работа выполнена при поддержке гранта Фонда содействия развития малых форм предприятий в научно-технической сфере № 6744р/9395 от 10.04.2009.

крытиями до соответствия ГОСТу, ТУ при использовании серийного оборудования заводов;

оценить влияние технологической обработки деталей с покрытиями на их параметры и эксплуатационные свойства.

### Экспериментальные установки и методы исследований

Покрытия наносились на компрессионные и маслосъемные поршневые кольца автотракторной техники. Материал поршневых колец — чугун марки СЧ (серый) или ВЧ (высокопрочный) с твердостью 96...112 НВ для серого или 100...112 НВ для высокопрочного чугуна с микроструктурой в соответствии со шкалами: Г1, Г2... для графита, П1, П2... для перлита (ГОСТ 3443—87). Микроструктуры чугуна представлены на рис. 1.

Для напыления использовалась установка воздушно-плазменного напыления типа УПН-40 в составе источника питания АПР-404, плазматрона ПН-В1, дозатора подачи Д-40(М). Напыление осуществлялось в камере, снабженной вращателем с системой центро-смещения и устройством перемещения плазматрона. Перед напылением покрытий проводилась абразивно-струйная обработка карбидом кремния с размером частиц 1,5 мм. Подслой толщиной 30...40 мкм на основе кобальта наносился аргоновым плазматроном. Использовали порошок диоксида циркония грануляцией 10...40 мкм и порошки нихрома, карбида хрома и вольфрама с размером частиц 40...100 мкм. Напыление покрытий осуществляли воздушным плазматроном при токе  $I = 190...200$  А, напряжении  $U = 200$  В. Толщина покрытий 120...350 мкм.

Прочность сцепления износостойкого покрытия с основным металлом оценивалась согласно ГОСТ 621—87 совместно с ООО "СТАПРИ", г. Ставрополь. Испытания на изнашивание проводились на установке типа Армсле-

ра (машина трения МТ-2) при нагрузке, исключаяющей задир ( $p = 3,42$  МПа;  $V = 2,5$  м/с;  $t = 10$  ч). Линейный износ образцов определяли на оптиметре по разности его показаний до и после испытаний, интенсивность изнашивания — как отношение линейного износа к пройденному образцами пути за время испытаний. Трибологические характеристики, противозадирные свойства исследовались на машине трения СМУ-2М при трении сегментов поршневых колец с различными видами покрытий. В качестве контртела использовался чугунный ролик диаметром 60 мм и шириной 12 мм, частота вращения ролика  $300 \text{ мин}^{-1}$ . Нагрузка прижатия кольца к ролику увеличивалась ступенчато с интервалом 50 Н после каждых 500 оборотов ролика без остановки его вращения.

Для определения адгезии смазочного материала использовали замеры давления растекания капли масла по образцу. Маслоудерживающая способность покрытий характеризовалась работой адгезии смазки, полученной суммированием давления растекания и удвоенной поверхностной энергии масла. Для моторного масла его поверхностная энергия (натяжение) принята равной  $30,3 \cdot 10^{-3}$  Н/м.

Химический состав определялся микрорентгено-спектральным способом на электронном микроскопе Stereoscan — S-600 с микроанализатором Link.

Микрошлифы покрытий исследовались в целях получения зависимостей толщин и микротвердости покрытий от состава керметной смеси на сканирующем твердомере "НаноСкан 01", Axiovert 40MAT HV1000, результаты измерений обрабатывались с помощью программ Nano Scan Viewer.

### Результаты исследований плазменных металлических и металлокерамических покрытий

Для разработки способов нанесения плазменных износостойких, теплостойких металлических и метал-

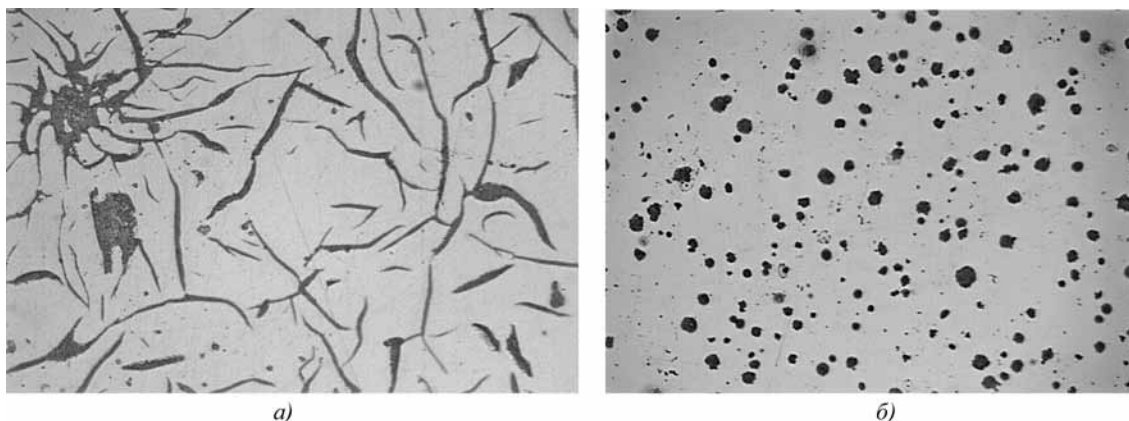


Рис. 1. Микроструктура поршневых колец:

а — змеевидный чугун; б — шаровидный чугун

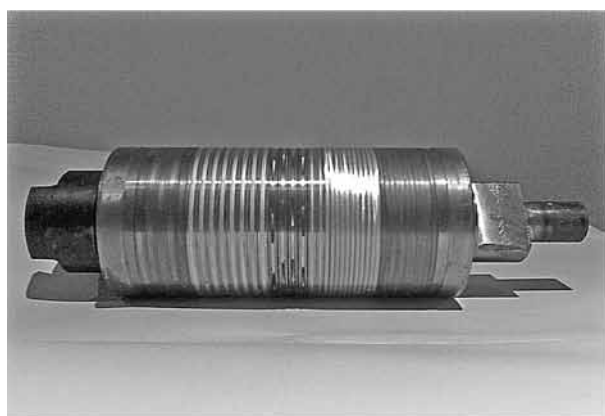
локерамических покрытий, соответствующих условиям работы деталей цилиндропоршневой группы автомобилей, оценки влияния процентного содержания элементов керметной композиции совместно с ООО "Ассоциация Полиплазма", г. Санкт-Петербург, заводом поршневых колец ООО "СТАПРИ", г. Ставрополь, были нанесены плазменные комбинированные покрытия толщиной 150...250 мкм следующих составов (% мас.) [3–5]:

- 1) H55T45 (без подслоя);
- 2) 40 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  – 60 % X20H80;
- 3) подслоя Co–Cr–Al–Y – 40 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  – 40 % CrC – 20 % WC;
- 4) H85Ю15 (без подслоя);
- 5) подслоя Co–Cr–Al–Y + 30 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  – 30 % H55T45 – 20 % CrC – 20 % WC;
- 6) подслоя Co–Cr–Al–Y + 30 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  – 30 % H85Ю15 – 20 % CrC – 20 % WC;
- 7) подслоя Co–Cr–Al–Y + 30 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  – 30 % H55T45 – 30 % H85Ю15 – 5 % CrC – 5 % WC;
- 8) подслоя Co–Cr–Al–Y + 40 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  – 30 % X20H80 – 20 % CrC – 10 % WC;

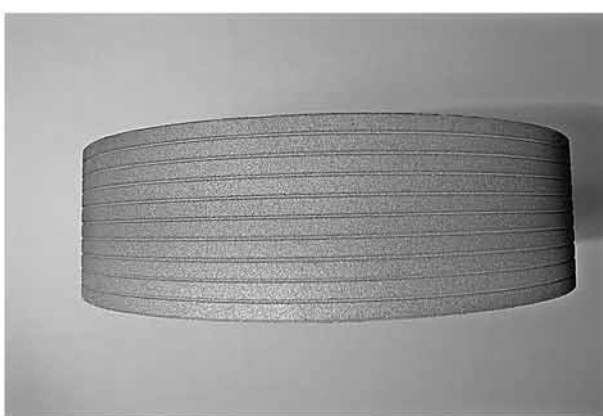
9) гальванический хром по серийной технологии.

Процентное содержание элементов керметной композиции плазменных комбинированных покрытий варьировалось в целях оптимизации параметров покрытий по толщине, структурно-фазовому составу, механическим свойствам.

Исследование технологических параметров комбинированных покрытий проводили при выполнении технологических операций доведения геометрических размеров деталей с нанесенными покрытиями до соответствия ГОСТу, ТУ, используя серийное оборудование завода по производству поршневых колец ООО "СТАПРИ", г. Ставрополь. Хорошими технологическими параметрами считались параметры покрытий, которые после выполнения всех технологических операций (нанесения покрытий, демонтажа колец с покрытиями с устройства, разъединения колец и приспособления, доводки) соответствовали техническим требованиям. На рис. 2 приведены приспособление для пакетирования колец при нанесении покрытий и пакет поршневых колец, снятых с приспособления после нанесения покрытия. На рис. 3 показаны микроструктура плаз-

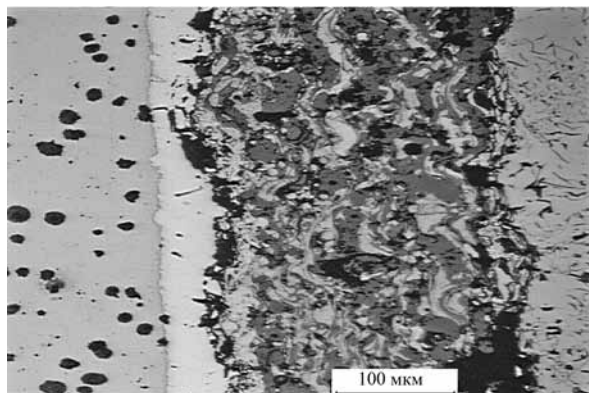


а)

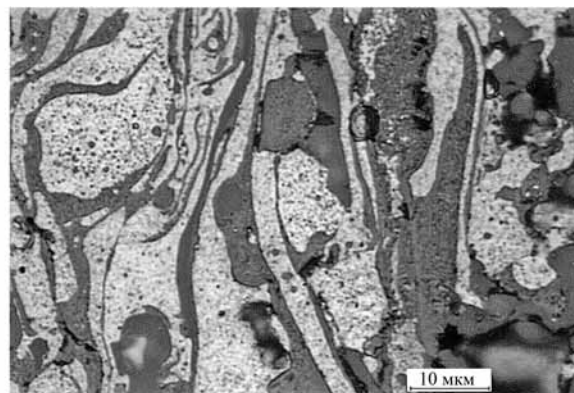


б)

Рис. 2. Приспособление для пакетирования колец под нанесение покрытий (а) и пакет поршневых колец, снятых с приспособления после нанесения покрытия (б)



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура плазменного металлокерамического покрытия с подслоем (а) и структура его металлокерамической зоны (б)

менного металлокерамического покрытия с подслоем и структура его металлокерамической зоны. Фазовый анализ металлокерамических покрытий: пористость — 12 %, соотношение керамика — металл 38...50 % в зависимости от состава смеси. Покрытия с высокой концентрацией карбидов хрома и вольфрама (25...30 %) имели значительные сколы по поверхности кольца, что показывает неэффективность их применения в таком количестве в качестве упрочнителей керамики на основе циркония, стабилизированного иттрием.

В результате выполнения технологических операций лучшие технологические параметры имели следующие покрытия: H55T45 (без подслоя), H85Ю15 (без подслоя), комбинированные покрытия: 40 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  — 60 % X20H80, подслоя Co—Cr—Al—Y + 30 %  $ZrO_2-Y_2O_3$  — 30 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 5 % CrC — 5 % WC. Данные составы покрытий успешно прошли технологические операции доведе-

ния геометрических размеров поршневых колец до соответствия ГОСТу, ТУ при использовании серийного оборудования.

Нанесенные покрытия после оценки технологических свойств исследовались на микротвердость в целях изучения влияния легирующих элементов покрытий на микротвердость и, как следствие, износостойкость; несмотря на то, что между микротвердостью и износостойкостью нет прямой зависимости, повышенные характеристики микротвердости покрытий желательны. Состав смеси (состав элементов покрытия) определяет износостойкость, микротвердость покрытия, притом, что адгезия масла, фазовый состав, пористость, другие характеристики определялись методом нанесения — воздушно-плазменным методом [6].

Значения физико-механических свойств покрытий представлены в табл. 1, 2.

В результате исследований установлено, что опти-

Таблица 1

Средние значения толщин, микротвердости, коэффициентов трения покрытий

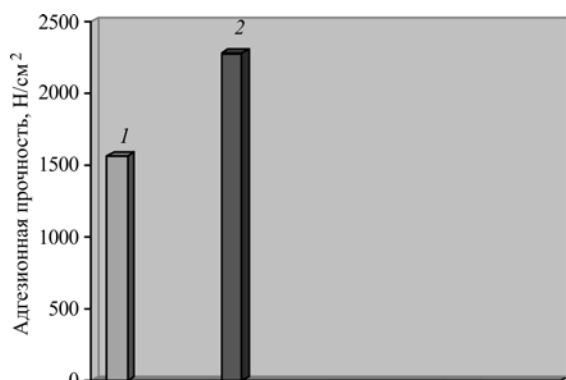
Материал (покрытие)	Толщина покрытия, мкм	Микротвердость, МПа	Коэффициент трения
Хромовое гальваническое покрытие	130...150	6000	0,101
H55T45	135...163	3280	0,054
40 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 30 % X20H80 + 20 % CrC + 10 % WC	270...300	2100	0,019
40 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 60 % X20H80	160...170	2000	0,018
H85Ю15	410...420	2800	0,022
30 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 30 % H85Ю15 — 20 % CrC — 20 % WC	240...260	3400	0,047
30 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 30 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 5 % CrC — 5 % WC	165...200	3945...6520	0,069

Таблица 2

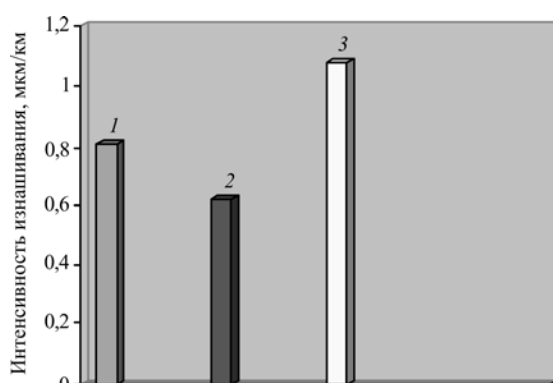
Характеристики состояния, микротвердости, коэффициента пластичности покрытий

Материал (покрытие)	Состояние	Микротвердость, ГПа	Коэффициент пластичности
Высокопрочный чугун	Исходное	3,0...3,5	0,880...0,890
	После трения	6,0...8,1	0,820...0,870
Хромовое гальваническое покрытие	Исходное	6,0...8,0	0,700...0,705
	После трения	9,0...11,3	0,670...0,680
H55T45	Исходное	3,3...3,5	0,85...0,89
	После трения	5,1...9,6	0,81...0,83
40 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 30 % X20H80 + 20 % CrC + 10 % WC	Исходное	2,0...2,1	0,92...1,09
	После трения	4,6...8,9	0,87...0,88
40 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 60X20H80	Исходное	2,0...2,1	0,92...1,07
	После трения	3,5...4,9	0,81...0,93
H85Ю15	Исходное	2,8...2,9	0,82...0,87
	После трения	4,9...6,7	0,76...0,79
30 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 30 % H55T45 — 20 % CrC — 20 % WC	Исходное	3,35...3,4	0,884...0,92
	После трения	5,6...11,2	0,84...0,86
30 % $ZrO_2-Y_2O_3$ — 30 % H55T45 — 30 % H85Ю15 — 5 % CrC — 5 % WC	Исходное	4,78...6,0	0,73...0,77
	После трения	6,2...8,4	0,71...0,72

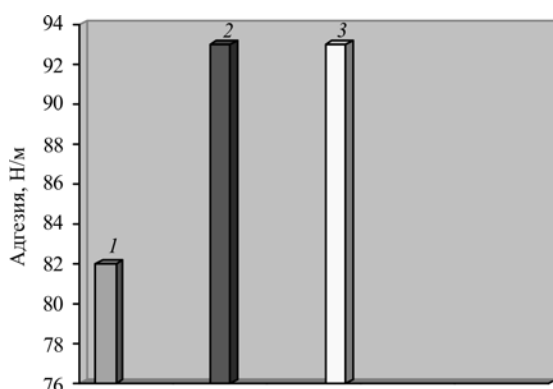




**Рис. 4. Адгезионная прочность покрытий:**  
1 — прототип (сталь 45); 2 — предложенный способ



**Рис. 5. Интенсивность изнашивания покрытий:**  
1 — прототип (сталь 45); 2 — предложенный способ; 3 — электролитическое хромовое покрытие



**Рис. 6. Адгезия масла (M-10B) на покрытиях различного состава:**

1 — эталон (сталь 45, 48...52 HRC); 2 — 20 % NiCr — 50 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 20 % CrC — 10 % WC; 3 — 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % NiAl — 30 % NiTi — 5 % CrC — 5 % WC

мальным покрытием для поршневых колец двигателей является покрытие состава подслоя Co—Cr—Al—Y + керамика 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % NiTi — 30 % NiAl — 5 % CrC — 5 % WC — предложенный способ.

Проведенные сравнительные испытания образцов с покрытиями показали преимущество предлагаемых

покрытий по адгезионной прочности покрытия со сплавом основы (рис. 4), его износостойкости (рис. 5), адгезии масла (рис. 6).

Опытные партии поршневых колец с нанесенными покрытиями были установлены на двигатель Д-240 для проведения стендовых испытаний.

Исходя из планируемых экспериментальных исследований на цилиндры были установлены:

1) поршневые кольца с хромированными (серийными) покрытиями;

2) поршневые кольца с комбинированным покрытием 40 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 60 % X20H80;

3) поршневые кольца с покрытием H85Ю15 (без подслоя);

4) поршневые кольца с комбинированным покрытием (подслой Co—Cr—Al—Y + 30 % ZrO<sub>2</sub>—Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> — 30 % NiTi — 30 % NiAl — 5 % CrC — 5 % WC).

Сборка двигателя проводилась в соответствии с технологией ремонтных работ.

Измерения характеристик двигателя производились в процессе обкатки двигателя на стенде по следующему режиму:

30 мин — холодная обкатка при  $n = 10000 \text{ мин}^{-1}$ ;

30 мин — горячая обкатка при  $n = 1500 \text{ мин}^{-1}$ ;

15 мин — горячая обкатка при  $n = 2000 \text{ мин}^{-1}$ ;

10 мин — обкатка с нагрузкой  $M_T = 350 \text{ Н·м}$ .

Среднее значение компрессии в цилиндрах с опытными кольцами в начале обкатки составило 0,88 МПа, а в контрольных цилиндрах с серийными кольцами — 0,87 МПа. Среднее падение момента двигателя при отключении цилиндра с опытными кольцами составило 47,5 Н·м, а при отключении цилиндра с серийными кольцами — 90 Н·м, т. е. в первом случае момент уменьшается на 13,5 %, а во втором — на 25,7 %.

Износ плазменных металлокерамических покрытий ниже, чем электролитических и составляет 0,81 и 1,1 мкм/км соответственно, при этом возрастание износа с увеличением скорости скольжения значительно ниже в плазменных покрытиях.

Сила трения поршневого кольца измерялась динамометром при протаскивании кольца через гильзу двигателя.

В опытах с сухими (обезжиренными) кольцами и гильзой сила трения составила:

для серийного кольца с гальваническим покрытием 12...17 Н;

для кольца с металлокерамическим покрытием 8...9 Н.

В опытах с кольцами, смазанными моторным маслом, и гильзой сила трения составила:

для серийного кольца с гальваническим покрытием 10...12 Н;

для кольца с металлокерамическим покрытием 5...6 Н.

Таким образом, плазменные покрытия снижают

трение между кольцом и гильзой как в обезжиренном состоянии за счет снижения контактной площади при трении, так и при смазке деталей, обладая повышенной маслоспособностью.

Противозадирные свойства материалов обычно оценивают экспериментально при трении скольжения с постоянной скоростью и плавно или ступенчато увеличивающейся нагрузке. В качестве критерия задиростойкости принимают предельное значение нагрузки, при котором обычный износ переходит в задиры. Момент начала задиры сопровождается резким увеличением коэффициента трения, возрастанием уровней вибраций и шума.

Для имитации режима масляного голодания перед каждым опытом ролик и кольцо обезжиривались, затем смазывались маслом М-10В и насухо вытирались бумажным фильтром. Контроль числа оборотов ролика и момента трения обеспечивался регистрирующей аппаратурой машины трения СМЦ-2М.

Испытанию были подвергнуты серийные компрессионные кольца с покрытием гальваническим хромом (вариант 1); комбинированное покрытие (40 %  $ZrO_2$ — $Y_2O_3$  — 60 % Х20Н80) (вариант 2); Н85Ю15 (без подслоя) (вариант 3); комбинированное покрытие (подслой  $Co-Cr-Al-Y + 30\% ZrO_2-Y_2O_3 - 30\% NiTi - 30\% NiAl - 5\% CrC - 5\% WC$ ) (вариант 4).

Испытанные варианты покрытий по мере роста задиростойкости располагались следующим образом:

- вариант 1 — нагрузка задиры 100...150 Н;
- вариант 2 — нагрузка задиры 350...400 Н;
- вариант 4 — нагрузка задиры 350...400 Н;
- вариант 3 — нагрузка задиры 400...450 Н.

Наилучшие значения задиростойкости показали покрытия с однородной никельалюминиевой структурой. Значения задиростойкости комбинированных покрытий, нанесенных воздушно-плазменным методом, приблизительно одинаковы, что определяется не составом покрытий, а методом их нанесения — плазменным с пористостью покрытий около 12...14 %. Одинаковая пористость обеспечивает равную маслоспособность и, как следствие, близкие значения задиростойкости.

На основании полученных результатов можно отметить, что разработанные покрытия обладают преимуществом по сравнению с серийными, гальваническими, как по задиростойкости, так и по износу материала (более низкому).

### Выводы

В результате экспериментальных исследований установлено, что:

подслоем повышает адгезионные свойства как покрытия со сплавом основы, так и слоев покрытия в целом;

плазменные методы нанесения покрытий обеспечивают требуемую толщину и равномерность толщины покрытий;

плазменные методы нанесения обеспечивают требуемую пористость покрытий, что повышает их маслоспособность и триботехнические характеристики;

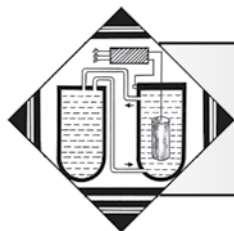
покрытия комбинированного характера, образованные сочетанием различных методов и способов нанесения покрытий, неэффективны. Целесообразно использовать плазменные покрытия с подслоем, нанесенные по одной технологии, комбинируя его состав;

использование элементов серийных технологий неэффективно, и их роль при формировании комбинированных покрытий негативна;

плазменные защитные покрытия деталей цилиндропоршневой группы и элементов камеры сгорания позволяют уменьшить износ и увеличить их ресурс практически до выработки запаса усталостной прочности материала, улучшить технические характеристики двигателя (снизить расход топлива и масла, количество вредных выбросов, повысить мощность) и обеспечить экономичность технологического процесса.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панков В.П., Жидков В.Е.** Материаловедение и технологические процессы в сервисе. Ставрополь, ООО "Мысль", 2012. 337 с.
2. **Электронно-ионные технологии в нефтегазодобывающей промышленности** / В.П. Панков, Р.А. Гасумов, В.Д. Ковалев и др. Ставрополь, ООО "СевКавНИПИгаз", 2008. 518 с.
3. **Пат. 2425906 РФ.** Способ нанесения теплозащитного износостойкого покрытия на детали из чугуна и стали / Панков В.П., Панков Д.В. и др.; Оpubл. 10.08.2011. Бюл. № 22.
4. **Пат. 2455385 РФ.** Способ нанесения теплозащитного износостойкого покрытия на детали из чугуна и стали / Панков В.П., Панков Д.В., Шаталов А.И., Руднев О.Л., Соловьев В.А. и др.; Оpubл. 10.07.2012. Бюл. № 19.
5. **Пат. 2521780 РФ.** Способ нанесения теплозащитного износостойкого покрытия на детали из чугуна и стали / Панков В.П., Панков Д.В., Жидков В.Е., Баженов А.В., Соловьев В.А. и др.; Оpubл. 12.05.2014. Бюл. № 19.
6. **Жидков В.Е., Панков В.П.** Металлические покрытия для повышения долговечности деталей бытовых машин // НаукаПарк. 2013. № 6 (16). С. 81—87.



УДК 669:620.18

Н.А. Олефиренко, В.В. Овчинников, Ю.М. Боровин, Е.В. Лукьяненко  
(Московский государственный индустриальный университет)  
E-mail: nik.olefirenko@mail.ru

## Износостойкость деталей из стали марки 45, имплантированной ионами металлов

*Представлены результаты испытаний на износ стали 45 после полиэнергетической имплантации ионами металлов. Определен износ имплантированных образцов исследуемой стали в зависимости от сорта внедряемых ионов и дозы имплантации.*

**Ключевые слова:** ионная имплантация, сорт ионов, доза имплантации, микротвердость, износостойкость.

*The results of tests on the wear of steel art. 45 after polienergetic implantation of metal ions. The amount of wear implanted samples studied are depending on the introduced ions variety and a dose of implantation.*

**Keywords:** ion implantation, ion variety, ion implantation dose, microhardness, wear resistance.

### Введение

Ионная имплантация применяется в высокотехнологичных отраслях промышленности, так как является достаточно эффективным методом повышения эксплуатационных характеристик рабочих поверхностей деталей машин. Она осуществляется путем внедрения в поверхностный слой ионов газов, металлов и неметаллов, обеспечивающих требуемые эксплуатационные характеристики.

Уровень свойств рабочих поверхностей деталей после имплантации определяется технологическими параметрами процесса имплантации (сорт и зарядность ионов в пучке; ток пучка; ускоряющее напряжение; доза имплантации).

Поскольку сталь 45 используется для изготовления деталей, основным видом деградации которых является износ (валы, штоки, коленчатые валы и оси), исследовали поведение образцов из данной стали после имплантации в условиях трения и износа.

### Материал и методика исследований

Экспериментальные исследования выполнялись в лабораторных условиях и включали изучение влияния режимов ионной имплантации на свойства стали 45. В качестве исследуемых свойств были выбраны микротвердость имплантированного слоя и износостойкость облученных образцов.

Характер модификации поверхностного слоя при различных режимах поверхностного упрочнения оценивали путем измерения микротвердости на приборе ПМТ-3 с нагрузкой на пирамидку Виккерса 100 гс.

Испытания на износостойкость ионно-модифицированной поверхности образцов из стали 45 проводили на универсальной машине трения УМТ2168 при усилии прижатия образцов к контртелу 200 Н и частоте вращения 250 мин<sup>-1</sup>. Испытания на износ при сухом трении проводили по схеме "вал — колодка".

Продолжительность нагружения составляла 70 мин. Интенсивность изнашивания оценивали путем измерения ширины дорожки трения по оптическим изображениям, записывавшимся с помощью оптического микроскопа "Carl Zeiss" Stemi 2000 С.

Ионную имплантацию образцов из стали 45 выполняли с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника ИГМИ-50, формирующего полиэнергетический пучок ионов, при ускоряющем напряжении 30 кВ. Амплитуда тока ионного пучка составляла 0,1...1А, частота импульсов — 50 Гц при длительности 300 мкс. Остаточное давление в вакуумной камере —  $8 \cdot 10^{-4}$  Па. Температура нагрева образцов в процессе имплантации не превышала 80 °С. Облучение ионными пучками выполняли при дозе  $D = (0,5...5) \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. В качестве материала катода имплантера применялись С, Ti, Pb, Nb, Sn, Ag, Mo, Cu + Pb, Cu + Pb + Sn.

Для испытаний были изготовлены образцы Т-образной формы (диаметр рабочей поверхности 12 мм), радиус окружности контакта образца с контртелом — 90 мм.

Износ материала в зависимости от пути трения измеряли весовым методом на аналитических весах ВЛР-200. В процессе взаимодействия исследуемого образца с абразивным контртелом происходит уменьшение массы образца, которое является одним из показателей износостойкости.

Толщину слоя, удаленного при испытаниях, определяли по формуле

$$G = \frac{4\Delta m}{\rho\pi D^2},$$

где  $\Delta m$  — потеря массы образца, г;  $\rho$  — плотность стали 45 (7,66 г/см<sup>3</sup>);  $D$  — диаметр рабочей поверхности образца (12 мм).

### Результаты эксперимента и их обсуждение

Значения микротвердости и параметры ионной имплантации для стали 45 приведены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты измерения микротвердости стали 45

Сорт ионов	Ускоряющее напряжение, кВ	Доза имплантации, ион/см <sup>2</sup>	Время облучения, мин	Микротвердость HV, МПа
—	—	—	—	105 ± 4
C	35	5·10 <sup>17</sup>	70	123 ± 5
Ti	35	5·10 <sup>17</sup>	73	159 ± 6
Pb	35	5·10 <sup>17</sup>	65	113 ± 3
Nb	35	5·10 <sup>17</sup>	162	158 ± 5
Sn	35	5·10 <sup>17</sup>	88	126 ± 4
Ag	35	5·10 <sup>17</sup>	130	131 ± 5
Mo	35	5·10 <sup>17</sup>	52	147 ± 4
Cu + Pb	35	5·10 <sup>17</sup>	110	129 ± 4
Cu + Pb + Sn	35	5·10 <sup>17</sup>	135	138 ± 5

Глубина проникновения ионов в сталь составляет 0,1...0,4 мкм, а увеличение микротвердости наблюдается в слое толщиной, на порядок превышающей толщину имплантированного слоя (2...3 мкм). Такое изменение микротвердости на большой глубине может быть следствием радиационно-стимулированной диффузии точечных дефектов и образования дислокационных петель, которые вызывают искажение решетки и упрочняют материал [1, 2].

Поток междоузельных атомов в глубь образца может вызвать переползание дислокаций. Таким образом, радиационные дефекты и упругие напряжения могут проникать на глубины мишени, значительно большие, чем пробег ионов, оказывая существенное влияние на свойства поверхностного слоя образцов [3—5].

На рисунке представлены зависимости износа  $G$ , мг, от пути трения и гистограммы относительного весового износа ( $\delta$ ) после облучения ионами различного сорта.

Уменьшение угла наклона прямых на графиках свидетельствует о повышении износостойкости поверхности испытываемого образца. Как видно из представленных экспериментальных данных, ионная имплантация повышает износостойкость стали 45 при облучении различными сортами ионов.

Ионная имплантация стали 45 ионами титана и ниобия дает наибольший эффект по повышению износостойкости. При облучении исследуемой стали ионами Pb наблюдается снижение износостойкости при увеличении флюенса облучения, что связано с образованием слоя свинца на поверхности стали. Вероятно, это вызвано генерацией вакуумно-дуговым ионным источником потока свинца в виде нейтрального пара или микрокапель [6, 7].

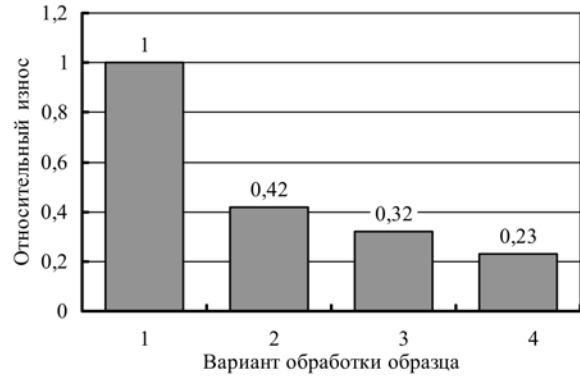
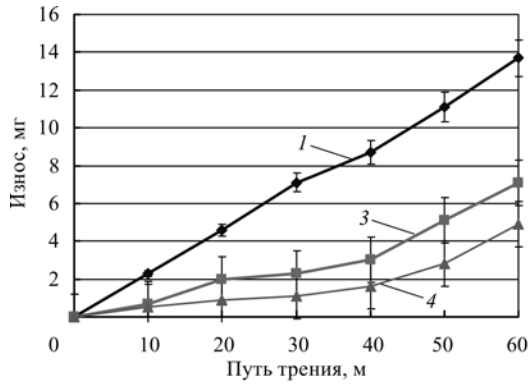
Уменьшение износа при имплантации ионами углерода, возможно, связано с образованием пересыщенных фаз Fe и Cr, играющих роль твердой смазки, уменьшающей коэффициент трения и износ материала.

В табл. 2 приведены экспериментальные данные по коэффициенту трения, полученные в рамках данной работы. Видно, что коэффициент трения стали 45 в

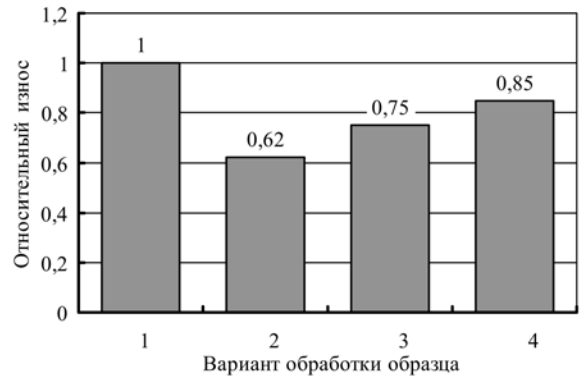
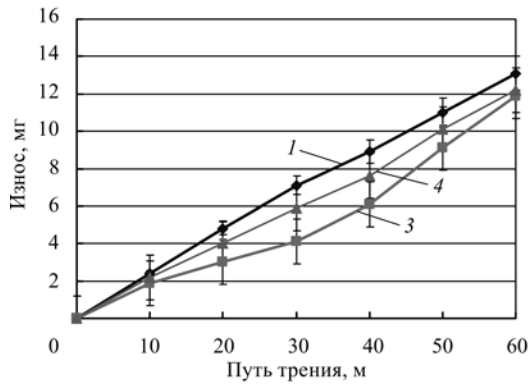
Таблица 2

Влияние ионной имплантации на коэффициент трения стали 45

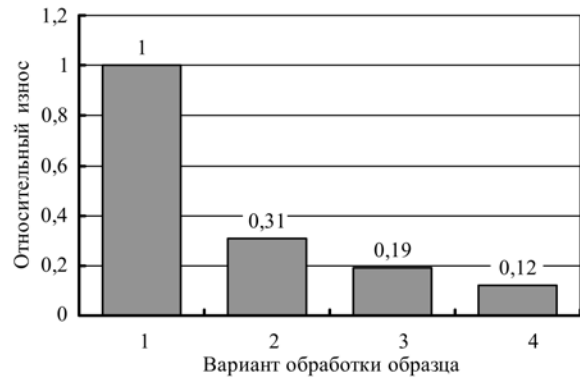
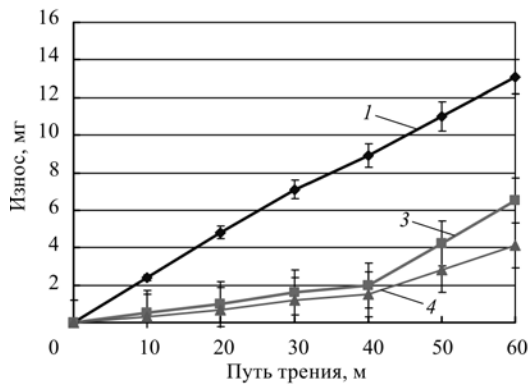
Вид ионов	C	Ti	Pb	Nb	Sn	Ag	Mo	Cu + Pb	Cu + Pb + Sn
Доза, ион/см <sup>2</sup>	10 <sup>17</sup>								
Коэффициент трения до имплантации	0,24	0,23	0,23	0,22	0,24	0,22	0,26	0,24	0,25
Коэффициент трения после имплантации	0,14	0,11	0,33	0,10	0,09	0,26	0,24	0,10	0,07



а)



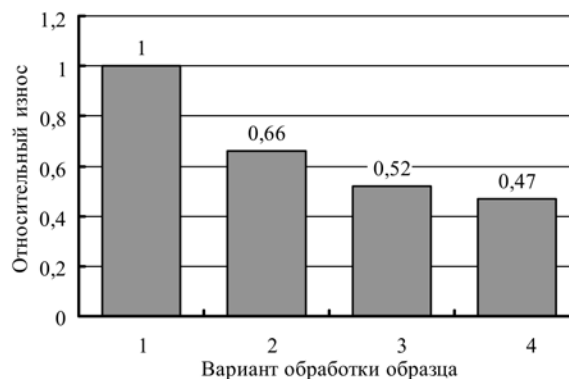
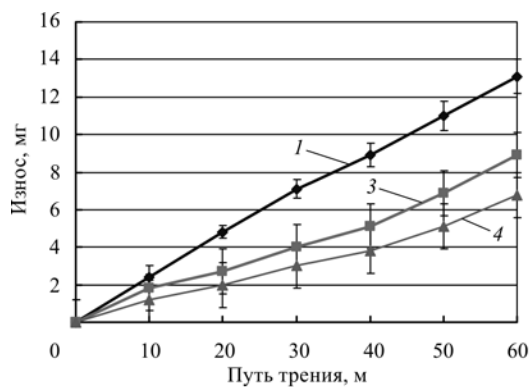
б)



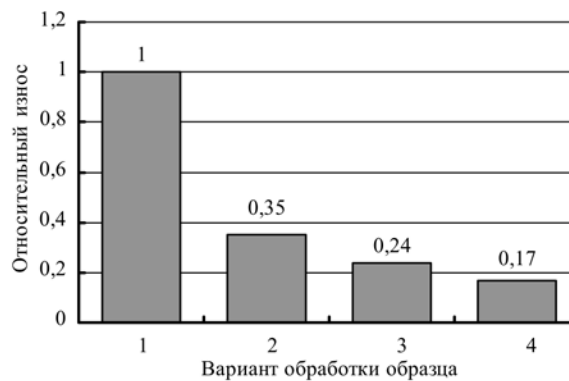
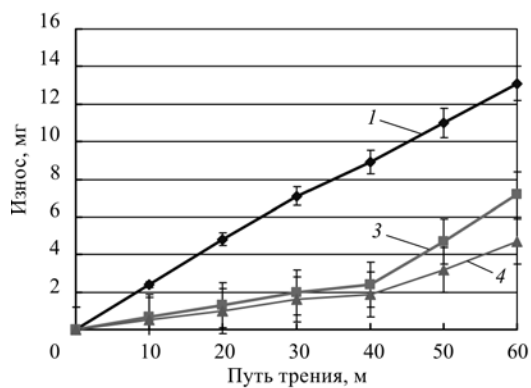
в)

**Рисунок. Весовой износ стали 45 и ее относительный весовой износ:**

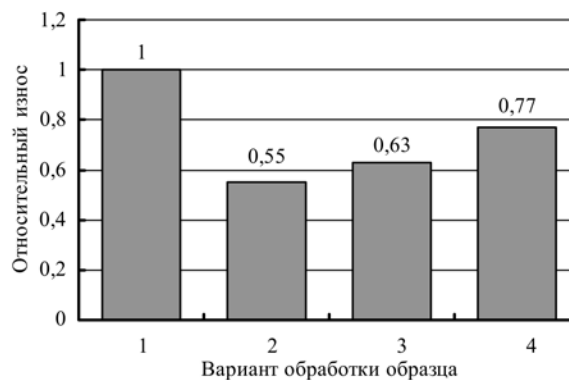
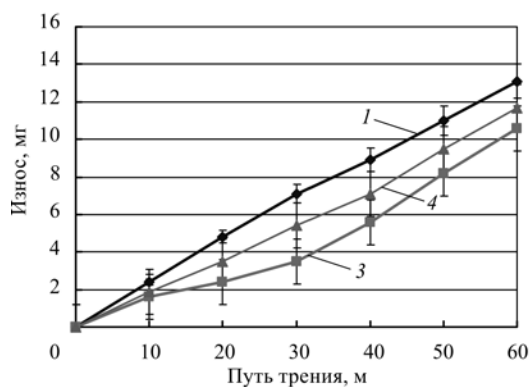
*a* — после облучения ионами титана; *б* — после облучения ионами свинца; *в* — после облучения ионами ниобия; *г* — после облучения ионами углерода; *д* — после облучения ионами олова; *е* — после облучения ионами серебра; *ж* — после облучения ионами молибдена; *з* — после облучения ионами при использовании катода из сплава Cu—Pb; *и* — после облучения ионами при использовании катода из сплава Cu—Pb—Sn; *1* — необлученный образец; *2* — доза имплантации  $5 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>; *3* — доза имплантации  $10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>; *4* — доза имплантации  $5 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>



з)



д)



е)

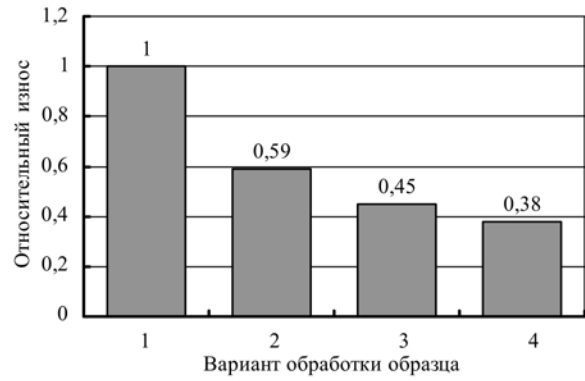
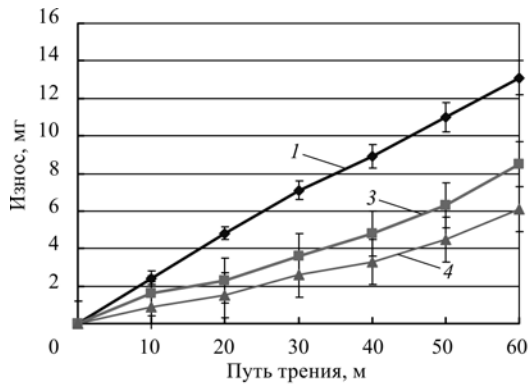
Рисунок (продолжение)

зависимости от сорта внедренных ионов может уменьшаться и увеличиваться. Следует отметить, что нами в проводимых экспериментах и при обсуждении их результатов не учитывалось явление распыления внедряемых ионов.

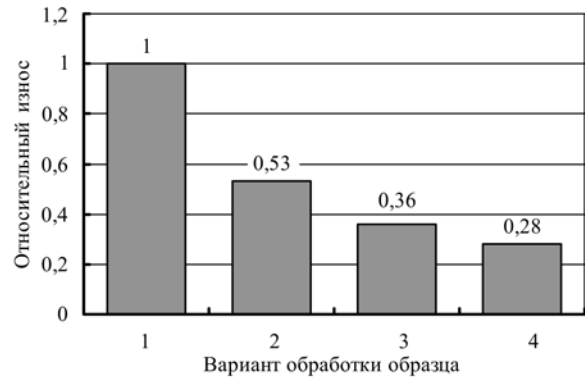
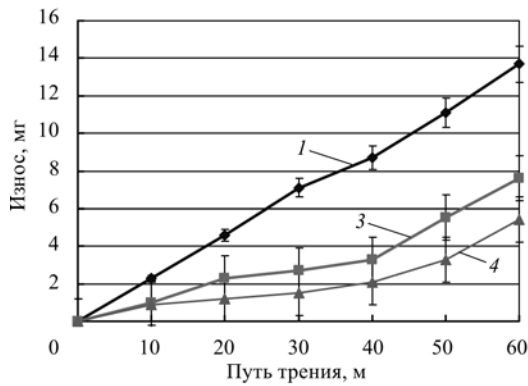
Полученные в данной работе результаты свидетельствуют, что для повышения износостойкости деталей из стали 45, в частности шатунных шеек коленчатых валов, целесообразно выполнять ионную имплантацию их поверхностного слоя ионами титана, ниобия, олова или сплава Cu—Pb—Sn при дозе  $(1...5) \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

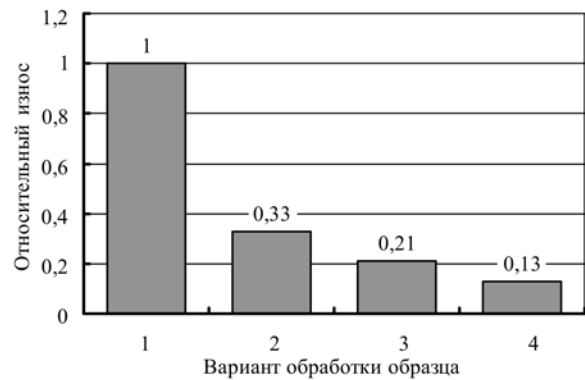
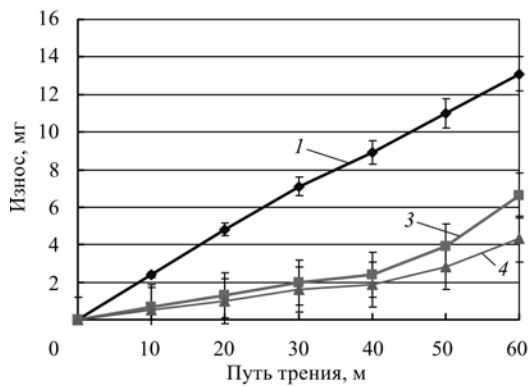
1. Владимир Б.Г., Гусев В.М., Цыпленков В.М. Влияние бомбардировки ионами гелия и азота на твердость и коррозионную стойкость нержавеющей сталей. Атомная энергия. Т. 3. 1979. С. 50.
2. Овчинников В.В., Якутина С.В., Серикова Е.А. Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 4. С. 27—31.



жс)



з)



и)

Рисунок (Окончание)

3. Боровин Ю.М., Овчинников В.В. Ионная имплантация поверхностных слоев деталей машин // Научные технологии. 2011. № 6. С. 29—39.

4. Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Боровин Ю.М., Якутина С.В. Влияние контактного легирования моноэлемента сплава Cu—Pb, применяемого для изготовления катода имплантера, на распределение имплантируемых ионов в поверхностном слое стали 30ХГСН2А // Научные технологии в машиностроении. 2013. № 2. С. 3—8.

5. Лукьяненко Е.В., Овчинников В.В., Истомин-Кастровский В.В. и др. Влияние многоэлементной ионной имплантации на структуру поверхностного слоя и износостойкость деталей из стали 30ХГСН2А // Машиностроение и инженерное образование. 2014. № 1. С. 8—15.

6. Браун Я.М. Физика и технология источников ионов. М.: Мир, 1998. 496 с.

7. Арбузов Н.М., Исаев Г.П., Рябчиков А.И. Высокоинтенсивный частотно-импульсный ускоритель ионов на основе вакуумной дуги // ПТЭ, 1988. № 5. С. 28—31.

*Специалистам в области обработки  
металлов концентрированными потоками энергии*

**МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ  
«ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»**

**17–20 ноября 2015 г.**

**г. Москва**

С 17 по 20 ноября 2015 г. на базе Национального исследовательского университета «МЭИ» проводится **Международная конференция «Электронно-лучевая сварка и смежные технологии»**

Тематика конференции:

- Физические процессы при обработке концентрированными потоками энергии
- Технологии обработки электронным лучом
- Оборудование для обработки электронным лучом
- Сварочное материаловедение, прочность, контроль и диагностика сварных соединений

**Контакты:** E-mail: [OvechnikovSA@mpei.ru](mailto:OvechnikovSA@mpei.ru), тел. +7 (495) 362 71 18

Секретарь конференции Овечников Сергей Александрович



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

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

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

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19; факс: (499) 269-48-97.

Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 05.02.2015 г. Подписано в печать 23.03.15 г. Формат 60×88 1/8.

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

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО «Адвансед солюшнз». 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)