

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 15  
2019  
№ 6 (174)  
ИЮНЬ

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

**Редакция:**

О.С. ЛУКАШЕНКО  
А.В. ОРЛОВА  
Е.А. СЕРИКОВА

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" 39269) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Давыдов В.М., Гимадеев М.Р., Никитенко А.В., Сарыгин А.В. Формирование параметров шероховатости на основе корреляционных связей при чистовом фрезеровании пространственно-сложных поверхностей ..... 243
- Мокрицкий Б.Я., Ситамов Э.С., Верещагин В.Ю., Шакирова О.Г. Управление выбором упрочненного инструмента на основе моделирования в программной среде DEFORM ..... 249
- Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г., Кычкин А.К. Исследование пористости и структуры износостойких порошковых покрытий с модифицирующими добавками ..... 252



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

- Верзилина О.А., Копылов Ю.Р. Компьютерное моделирование динамики двумерных виброударных систем с распараллеливанием вычислений ..... 257



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Биргер Е.М., Архипов В.Е., Поляков А.Н. Газодинамическое напыление. Физические основы и параметры процесса (Обзор. Часть 1) ..... 262
- Ким В.А., Аунг Нгве Тэйн, Лысенко В.В., Афанасьева А.А. Диссипативные структуры взаимодействия лазерного излучения с конструкционной сталью 45 ..... 270
- Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А., Батраев И.С., Жданов А.А. Электропроводность алюмооксидных детонационных покрытий ..... 276



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Силаев Д.В., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н. Технология активации поверхности сложного профиля под покрытие комбинированной обработкой ..... 281



### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

- Атлуханова Л.Б., Чуков Н.А., Козлов Г.В. Влияние структуры нанонаполнителя на формирование межфазных контактов и свойства нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки ..... 286

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 по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 15  
2019  
№ 6 (174)  
June

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. BEZYZYCHNYI

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

**Edition:**

O.S. LUKASHENKO  
A.V. ORLOVA  
E.A. SERIKOVA

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

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

## CONTENTS

### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Davydov V.M., Gimadeev M.R., Nikitenko A.V., Sarygin A.V.** Formation of roughness parameters based on correlation relations during finishing milling of spatially complex surfaces ..... 243

**Mokritsky B.Ya., Sitamov E.S., Vereshchagin V.Yu., Shakirova O.G.** Controlling by selection of strengthened tool based on modeling in DEFORM software environment .. 249

**Struchkov N.F., Vinokurov G.G., Kychkin A.K.** Study of porosity and structure of wear-resistant powder coatings with modifying additives ..... 252

### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Verzilina O.A., Kopylov Yu.R.** Computer simulation of dynamics of two-dimensional vibration systems with computing paralleling ..... 257

### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Birger E.M., Arkhipov V.E., Polyakov A.N.** Gas-dynamic spraying. Physical basis and parameters of process (Overview. Part 1) ..... 262

**Kim V.A., Aung N. Thein, Lysenko V.V., Afanas'eva A.A.** Dissipative structures of laser interaction with structural 45 steel ..... 270

**Ul'yanitsky V.Yu., Shtertser A.A., Batraev I.S., Zhdanov A.A.** Electrical conductivity of aluminum oxide detonation coatings ..... 276

### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Silaeв D.V., Sukhochev G.A., Kodentsev S.N.** Activation technology of complex profile surface for combined treatment coating ..... 281

### MATERIAL SCIENCE OF NANOSTRUCTURES

**Atlukhanova L.B., Chukov N.A., Kozlov G.V.** Effect of nanofiller structure on formation of interfacial contacts and properties of nanocomposites polymer/carbon nanotubes ... 286

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 according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,  
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



УДК 621.914

**В.М. Давыдов, М.Р. Гимадеев, А.В. Никитенко, А.В. Сарыгин**  
(Тихоокеанский государственный университет, г. Хабаровск)  
E-mail: davellut@mail.ru

### **Формирование параметров шероховатости на основе корреляционных связей при чистовом фрезеровании пространственно-сложных поверхностей**

*Рассмотрены вопросы, связанные с предъявляемыми требованиями к шероховатости согласно служебному назначению поверхности. Исследованы факторы, влияющие на величину и характер шероховатости поверхности при фрезеровании концевым сферическим инструментом, получены корреляционные связи между параметрами шероховатости согласно ГОСТ Р ИСО 4287—2014.*

**Ключевые слова:** шероховатость поверхности, корреляция, фрезерование, эффективный радиус инструмента, обрабатывающий центр.

*The issues related to the requirements for roughness according to the official purpose of the surface are considered. The factors affecting the size and nature of the surface roughness during milling by spherical end tool are investigated, the correlation between the roughness parameters according to GOST R ISO 4287—2014 are obtained.*

**Keywords:** surface roughness, correlation, milling, effective radius of tool, machining center.

#### **Введение**

Надежность работы машин непосредственно связана с качеством поверхностного слоя деталей, которое характеризуется геометрическими, физико-механическими и физико-химическими параметрами. К геометрическим параметрам относятся макрогеометрия, волнистость и шероховатость. При эксплуатации деталей машин поверхности контактируют друг с другом или с окружающей средой и поверхностный слой подвергается различному воздействию: механическому, тепловому, химическому и др. От качества поверхностного слоя зависят эксплуатационные и адгезионные свойства.

От качества подготовки поверхности зависят эксплуатационные характеристики лакокрасочных покрытий. Поэтому необходимо проводить входной и выходной контроль параметров шероховатости до и после нанесения различных покрытий. В настоящее время наиболее подробно триботехнические характеристики поверхности

описываются параметрами шероховатости согласно стандарту ГОСТ Р ИСО 4287—2014.

Однако не все метрологические приборы способны определить параметры, нормируемые в данном стандарте. Таким образом, определение корреляционных связей между параметрами шероховатости для контроля качества поверхности без прямого измерения является актуальной задачей.

**Цель работы** — установление корреляционных связей между показателями шероховатости при фрезеровании сферическим инструментом пространственно-сложных поверхностей.

#### **Методическое обеспечение теоретических и экспериментальных исследований**

На основании работ [4, 9—11, 13, 16] и ГОСТ Р ИСО 4287—2014 [1] были определены параметры шероховатости, влияющие на эксплуатационные характеристики поверхности (табл. 1). Решая проблему обеспечения качества поверхности деталей машин, необходимо разработать такие техноло-

Таблица 1

**Параметры шероховатости, оценивающие эксплуатационные характеристики поверхностей**

Эксплуатационная характеристика поверхности	Параметры шероховатости
Герметичность, уплотнение соединений	$Ra, Rq, Rp, RSm$
Вибрационная активность	$Rz, Rp, RSm, Rsk$
Выносливость	$Rp, RSm, Rsk$
Прочность и качество покрытий	$Rp, Rc, RSm$
Износостойкость	$Rz, Rp, Rsk$
Отделение (сдирание)	$Ra, Rz, RSm$
Коррозионная стойкость	$Ra, Rv$
Концентрация напряжений, сопротивление усталости	$Rz, Rv$
Смазывающая способность	$Rv, RSm$

гические параметры обработки, применение которых позволит обеспечить требуемые параметры шероховатости, определяемые эксплуатационным назначением поверхности изделия.

Анализ существующих способов получения деталей с пространственно-сложными поверхностями показал, что достижение наилучших показателей качества возможно при обработке на обрабатывающих центрах с ЧПУ, имеющих три линейные координаты и две угловые [2, 12, 15]. В работах многих авторов были даны рекомендации по выбору металлорежущего инструмента и подбору оптимальных режимов резания при фрезеровании. Но при этом отсутствуют нормативные рекомендации по назначению технологических параметров обработки с учетом требований, предъявляемых к параметрам шероховатости поверхности согласно ГОСТ Р ИСО 4287—2014.

Практический интерес представляют 10 амплитудных и шаговых параметров микрорельефа [7, 8, 13, 14, 16—18, 20]. Анализ требований к качеству поверхностей показал, что наиболее значимыми параметрами шероховатости с точки зрения функционального назначения являются:  $Ra, Rq, Rz, Rp, Rv, Rt, Rc, RSm, Rsk, Rku$ . Используя данные параметры шероховатости, профиль поверхности можно описать не только высотными характеристиками, но и эксплуатационными.

Установление корреляционной связи между указанными параметрами снижает трудоемкость контроля качества изделий, так как при наличии корреляционной связи достаточно провести исследование одного или нескольких параметров

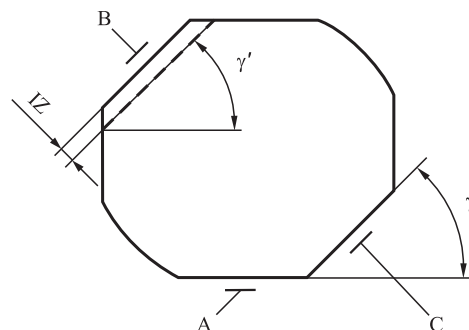


Рис. 1. Эскиз обрабатываемой детали

после механической обработки и полученными результатами можно будет охарактеризовать остальные параметры шероховатости.

Для проведения экспериментальных исследований использовали обрабатывающий центр с ЧПУ DMG DMU 50 ecoline. Фрезеровали призматические детали с различными углами  $\gamma$  (рис. 1). Поверхность A — технологическая база, поверхность C — измерительная база. Для поверхностей B и C соблюдалось условие параллельности  $\gamma = \gamma'$ . На поверхности B производили механическую обработку с припуском  $Iz$  для получения микрорельефа.

Углы наклона обрабатываемой поверхности относительно инструмента в направлении движения подачи варьировали от 10 до 50°, величину припуска принимали равной  $Iz = 0,2$  мм, подачу варьировали от 0,1 до 0,5 мм/зуб.

Обработку производили концевыми сферическими фрезами  $D = 6$  мм с числом зубьев  $Z = 2$  и  $D = 12$  мм,  $Z = 4$  фирмы Sandvik Coromant, материал покрытия инструмента — двухкарбидный твердый сплав MC111, применяемый для обработки группы сталей (ISO P). В качестве материалов экспериментальных образцов использовали сталь 20 с твердостью 163 HB после отжига.

Деталь устанавливали на столик профилометра SURFCOM 1800D на измерительную базу C. Измерения проводили на поверхности B по различным трассам в трех направлениях.

**Результаты исследования и их обсуждение**

Наличие корреляционных связей может быть установлено, если с изменением параметра  $Ra$  частное среднее  $X$  изменяется.

На рис. 2 показаны диаграммы рассеяния параметров шероховатости поверхности, анализ которых позволяет сделать заключение о существовании корреляционной связи между ними.

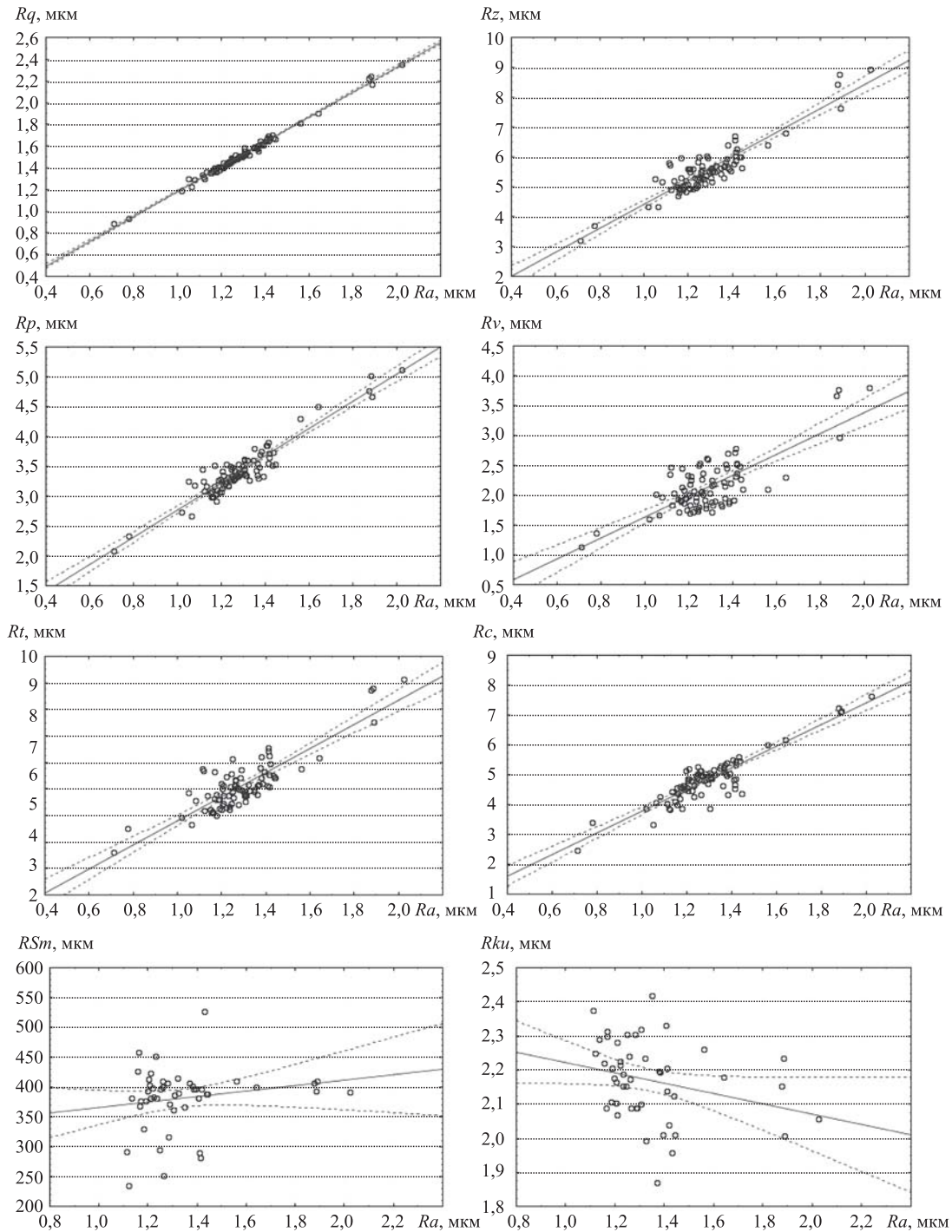
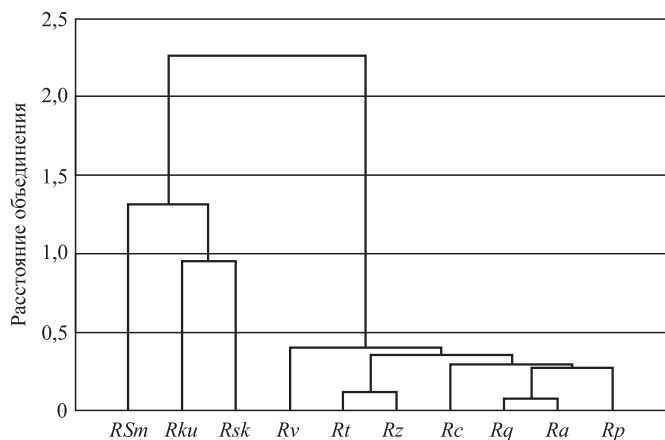


Рис. 2. Диаграммы рассеяния параметров шероховатости поверхности

Выявленные связи указывают не только на то, что увеличение одной переменной ведет к увеличению или уменьшению другой, но и на наличие определяющих микрорельеф поверхности технологических параметров, а также возможность влияния на одни получаемые параметры шероховатости через изменение других параметров, связанных с ними.

Некоторые параметры имеют слабую корреляционную связь —  $RSm$  и  $Rsk$ , а именно, как бы не изменялся параметр  $Ra$ , частное среднее  $X$  ( $RSm$ ,  $Rsk$ ) остается практически постоянным. Указанные параметры рекомендуется контролировать отдельно от других.

Согласно работам [5, 6], на стадии автоматизированного анализа конструкторско-технологиче-



**Рис. 3. Дендрограмма Евклидовых расстояний параметров шероховатости поверхности после механической обработки концевой сферической фрезой**

Таблица 2

**Группы параметров шероховатости при обработке концевой сферической фрезой**

Группа	Параметры шероховатости
Первая	<i>Ra, Rq, Rp, Rc</i>
Вторая	<i>Rz, Rt, Rv</i>
Третья	<i>Rku, Rsk</i>
Четвертая	<i>RSm</i>

ческой информации о параметрах шероховатости целесообразно использовать кластерный анализ на основе вычисления Евклидовой нормы. Поскольку данный метод объединяет кластеры, в которых расстояние между ближайшими элементами минимально по сравнению с другими кластерами, необходимо ввести ограничение на максимальное расстояние между объектами кластера.

На дендрограмме (рис. 3) вертикальная ось представляет расстояние объединения, горизонтальная — наблюдения.

Если  $d(X_1, X_2) = 0$ , то параметры шероховатости  $X_1, X_2$  относятся к одной группе, т.е. объединение в группы проводится при условии, что Евклидово расстояние между ближайшими элементами минимально по сравнению с другими. В каждой группе должен быть выделен группообразующий элемент  $Y$ , который, вследствие случайного характера значений  $X_n$  параметров шероховатости, можно выбрать различными способами. Группообразующие элементы и сама группа должны быть образованы исходя из дополнительных характеристик группы, причем для того, чтобы группы

были попарно непересекающимися, необходимо выполнение условия:

$$\{X:d(Y_1, X) \leq r_{S_1}\} \cap \{X:d(Y_2, X) \leq r_{S_2}\} = \emptyset, S_1 \neq S_2,$$

где  $S_1, S_2$  — группы параметров;

$r_{S_1}, r_{S_2}$  — радиусы (области) групп параметров.

Таким образом, на основе анализа дендрограммы, число выявленных кластеров равно четырем ( $K = 4$ ), примем полученную классификацию как окончательную (табл. 2).

В табл. 2 показаны результаты группирования параметров шероховатости поверхности после проведенного корреляционного анализа для фрезерования сферическим инструментом. Параметры *Rsk, Rku, RSm* распределены в разные группы в связи с разными размерностями и удаленностью в Евклидовом расстоянии.

При проведении корреляционного анализа после обработки сферической концевой фрезой для каждой выделенной группы параметров получены следующие зависимости:

$$\begin{aligned} Rq &= 0,039 + 1,145Ra; \\ Rp &= 0,499 + 2,274Ra; \\ Rc &= 0,165 + 3,630Ra; \\ Rz &= 0,391 + 4,022Ra; \\ Rt &= 0,284 + 4,531Ra; \\ Rv &= -0,531 + 0,403Rt. \end{aligned}$$

Для установления адекватности полученных зависимостей параметров шероховатости поверхности провели эксперимент. Механическую обработку проводили на образцах, изготовленных из сплава АМг6, сферической двухзубой фрезой диаметром  $D = 6$  мм фирмы Sandvik Coromant, подача  $Sz = 0,4$  мм/зуб, величина припуска для всех образцов составляла  $IZ = 0,2$  мм. Скорость резания  $v$  варьировали в зависимости от угла наклона обрабатываемой поверхности и рассчитывали по следующей формуле:

$$v = \frac{\pi \cdot 2R \cos(90^\circ - \gamma)n}{1000},$$

где  $R$  — радиус инструмента, мм;

$n$  — частота вращения инструмента, мин<sup>-1</sup>.

При выбранных условиях резания получены следующие параметры шероховатости обработанной поверхности, сравниваемые с теоретически рассчитанными по ранее установленным корреляционным зависимостям (табл. 3).

Результаты проведенного эксперимента показывают, что представленные формулы являются

Параметры шероховатости в зависимости от угла обработки при фрезеровании концевым сферическим инструментом

Параметры шероховатости	Угол наклона обрабатываемой поверхности $\gamma$ , °				
	10	20	30	40	50
$Ra^*$ , мкм	1,696/1,695	1,424/1,438	1,327/1,346	1,193/1,219	1,206/1,232
$\Delta Ra$ , %	0,1	1,0	1,4	2,2	2,1
$Rz$ , мкм	6,945/7,212	5,724/6,118	5,491/5,728	4,901/5,189	5,151/5,242
$\Delta Rz$ , %	3,8	6,9	4,3	5,9	1,8
$Rt$ , мкм	7,493/7,969	6,507/6,736	6,107/6,297	5,280/5,689	5,607/5,748
$\Delta Rt$ , %	6,3	3,5	3,1	7,8	2,5
$Rq$ , мкм	1,965/1,981	1,651/1,669	1,553/1,558	1,395/1,405	1,410/1,420
$\Delta Rq$ , %	0,8	1,1	0,3	0,7	0,7
$Rp$ , мкм	4,492/4,356	3,533/3,737	3,429/3,517	3,145/3,212	3,232/3,241
$\Delta Rp$ , %	3,0	5,8	2,6	2,1	0,3
$Rc$ , мкм	6,446/6,321	4,954/5,334	4,848/4,982	4,602/4,496	4,508/4,543
$\Delta Rc$ , %	1,9	7,7	2,8	2,3	0,8
$Rv$ , мкм	2,453/2,680	2,191/2,184	1,863/2,007	1,756/1,762	1,919/1,786
$\Delta Rv$ , %	9,3	0,3	7,7	0,3	7,0

\* $Ra$  — нормируемый параметр, исходя из рекомендаций производителя инструмента.

Примечание. В числителе — экспериментально полученные значения, в знаменателе — теоретически рассчитанные значения.

адекватными для расчета параметров шероховатости по ГОСТ Р ИСО 4287—2014, о чем свидетельствует малое значение погрешности теоретически и практически установленных значений (не более 10 %) для параметров  $Ra$ ,  $Rz$ ,  $Rt$ ,  $Rq$ ,  $Rp$ ,  $Rc$ ,  $Rv$ .

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать вывод о том, что распределение параметров  $Ra$ ,  $Rz$ ,  $Rt$ ,  $Rq$ ,  $Rp$ ,  $Rc$  и  $Rv$  имеет практически одинаковый характер. Значения данных параметров обладают тенденцией к снижению при увеличении угла наклона обрабатываемой поверхности, минимальные значения соответствуют значениям угла от 10 до 50°. Это можно объяснить изменением скорости резания вследствие изменения эффективного диаметра инструмента.

### Выводы

Доказано наличие корреляционных связей между параметрами шероховатости поверхности после механической обработки фрезерованием изделий пространственно-сложной формы, позво-

ляющее обеспечить соблюдение ряда параметров шероховатости без их прямого нормирования.

Получены аналитические зависимости между параметрами шероховатости по ГОСТ Р ИСО 4287—2014 для поверхностей, полученных механической обработкой концевым сферическим фрезерным инструментом. Данные зависимости могут использоваться технологом-программистом или оператором технологического оборудования с ЧПУ для оценки шероховатости обрабатываемой поверхности на этапе подготовки управляющей программы. Для полученных зависимостей погрешность расчета не превышает 10 %.

Определена возможность практического применения изменения угла наклона оси инструмента к обрабатываемой поверхности, что позволит снизить параметры шероховатости поверхности ( $Ra$ ,  $Rz$ ,  $Rv$ ,  $Rp$ ) в среднем в 1,4 раза.

Установлено, что следует контролировать параметры  $RSm$ ,  $Rsk$  и  $Rku$  с учетом эксплуатационного назначения поверхности, так как данные параметры не имеют (либо имеют очень



слабые) корреляционных связей с рассматриваемыми параметрами шероховатости согласно ГОСТ Р ИСО 4287—2014.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ГОСТ Р ИСО 4287—2014.** Геометрические характеристики изделий (GPS). Структура поверхности. Профильный метод. Термины, определения и параметры структуры поверхности.
2. **Батуев В.В.** Повышение производительности и точности чистового фрезерования пространственно-сложных поверхностей со ступенчатым припуском: дис. ... канд. техн. наук. Челябинск: ЮУГУ, 2007. 208 с.
3. **Гимадеев М.Р., Давыдов В.М., Никитенко А.В., Стельмаков В.А.** Исследование влияния методов формообразования при фрезеровании поверхности на параметры микрорельефа // Проблемы и достижения в инновационных материалах и технологиях машиностроения: материалы Междунар. науч.-техн. конф., Комсомольск-на-Амуре, 12—16 мая 2015 г. Комсомольск-на-Амуре: КНАГТУ, 2015.
4. **Гимадеев М.Р., Давыдов В.М.** Обеспечение качества поверхности при механообработке сложнопрофильных деталей // Технология машиностроения. 2018. № 11. С. 9—16.
5. **Давыдов В.М.** Формирование модулей механообработки методами структурно-функционального синтеза в условиях многономенклатурного производства: дис. ... д-ра техн. наук. Комсомольск-на-Амуре, 2004. 374 с.
6. **Давыдов В.М., Кузнецов Д.И.** Ранжирование технологических признаков деталей нейросетевыми методами // Сборник трудов Дальневосточного отделения Российской инженерной академии. Владивосток: Изд-во ДВГУ, 1998. Вып. 1. С. 123—129.
7. **Еренков О.Ю., Никищечкин В.Л.** Оценка работоспособности деталей из полимерных материалов // Химическое и нефтегазовое машиностроение. 2008. № 1. С. 45—47.
8. **Малышкин Д.А.** Повышение производительности обработки пространственно-сложных поверхностей на станках с ЧПУ путем управления процессом формирования шероховатости: дис. ... канд. техн. наук. АГТУ им. И.И. Ползунова.
9. **Никитенко А.В., Филонников А.Л.** Исследование влияния режимов резания мелкогабаритным

инструментом на качество поверхностей деталей // Проблемы качества машин и их конкурентоспособности: материалы 6-й Международной науч.-техн. конф., г. Брянск, 22—23 мая 2008 г. / Брянск: БГТУ, 2008. 580 с.

10. **Никитенко А.В., Давыдов В.М., Прокопенко А.А.** Обоснование параметров шероховатости при обработке формообразующей оснастки мелкогабаритным инструментом // Вестник Брянского государственного технического университета. 2010. № 2. С. 26—30.
11. **Никитенко А.В.** Повышение эффективности обработки формообразующей модельной оснастки мелкогабаритным инструментом: дис. ... канд. техн. наук. Комсомольск-на-Амуре: ТОГУ, 2010. 145 с.
12. **Палей М.М.** Технология производства приспособлений, пресс-форм и штампов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1979. 293 с.
13. **Рыжов Э.В., Горленко О.А.** Технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами поверхностей. Тула: ТПИ, 1980. 100 с.
14. **Рыжов Э.В., Суслов А.Г., Федоров В.П.** Технологическое обеспечение эксплуатационных свойств деталей машин. М.: Машиностроение, 1979. 176 с.
15. **Сарбанов С.Т.** Анализ структур операций фрезерования сложных поверхностей на станках с ЧПУ с целью повышения точности и производительности обработки: дис. ... канд. техн. наук. 1978. 184 с.
16. **Суслов А.Г.** Выбор, назначение и технологическое обеспечение параметров шероховатости по ГОСТ 2789—73. М.: Машиностроение, 1989. 296 с.
17. **Суслов А.Г.** Обеспечение качества поверхности и эксплуатационных свойств деталей // СТИН. 2002. № 2. С. 3—5.
18. **Табенкин А.Н., Тарасов С.Б., Степанов С.Н.** Шероховатость, волнистость, профиль. Международный опыт / под ред. Н.А. Табачниковой. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2007. 136 с.
19. **Ящерицын П.И., Махаринский Е.И.** Планирование эксперимента в машиностроении. Минск: Высшая шк., 1985. 286 с.
20. **Tokyo Seimitsu Co. Ltd.** Application guide manual for surfcom series surface roughness & waviness parameters. Tokyo, 2006. 96 с.
21. **Zhang Weihong, Tan Gang, Wan Min, Gao Tong, Bassir David.** A New Algorithm for the Numerical Simulation of Machined Surface Topography in Multiaxis Ball-End Milling // Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2008. Vol. 130.





Б.Я. Мокрицкий, Э.С. Ситамов, В.Ю. Верещагин, О.Г. Шакирова  
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)  
E-mail: boris@knastu.ru

## Управление выбором упрочненного инструмента на основе моделирования в программной среде DEFORM

Рассмотрена возможность моделирования процессов резания в программных средах ANSYS и DEFORM в целях рационального выбора металлорежущего инструмента. Приведены примеры использования программной среды DEFORM для выбора покрытия твердосплавного инструмента.

**Ключевые слова:** моделирование, твердосплавный инструмент, покрытие, стойкость инструмента.

The possibility of modeling of cutting processes in the ANSYS and DEFORM software environments for the rational choice of metal-cutting tools is considered. The examples for using of the DEFORM software environment for the choice of coating for carbide tools are presented.

**Keywords:** modeling, carbide tools, coating, tool life.

### Введение

Моделирование процесса резания существенно сокращает затраты на поиск рациональных решений [1–4].

**Цель работы** — оценить возможность применения программных сред ANSYS и DEFORM для моделирования условий эксплуатации металлорежущего инструмента, выполненного из твердосплавных инструментальных материалов с различными упрочняющими покрытиями, при обработке специализированных труднообрабатываемых материалов на примере специализированной коррозионно-стойкой стали 09X17H7Ю. Моделировали напряжения в элементах системы резания, деформации инструмента и стружки, температуру в зоне резания и характер ее распределения.

### Методика проведения эксперимента

В программных средах ANSYS и DEFORM моделировали процесс точения и оценивали работоспособность твердосплавных пластин, изготовленных из сплава ВК8 с разными упрочняющими покрытиями при одинаковых условиях эксплуатации. Рациональность выбора инструмента определяли по величинам напряжений в инструментальном материале, степени деформации инструмента и температуре в зоне резания, поскольку данные параметры наиболее информативны и ответственны за интенсивность изнашивания металлорежущего инструмента [5, 6]. Проверка адекватности результатов моделирования прове-

дена путем натуральных токарных испытаний с регистрацией интенсивности изнашивания инструмента, записью составляющих сил резания и параметров акустической эмиссии [7, 8].

### Результаты исследования и их обсуждение

Широкие возможности программной среды ANSYS в моделировании деформаций конструкций реализованы на примерах ограниченного моделирования элементов процесса резания [9, 10], например деформации металлорежущего инструмента. Установлено (рис. 1), что моделирование процесса резания по напряжениям в режущем клине выполнить в этой программной среде сложно. Затруднения связаны с тем, что ANSYS не позволяет ввести сведения об архитектуре покрытия (о числе его слоев, составе и толщине каждого слоя, методе нанесения покрытия и т.д.). В силу

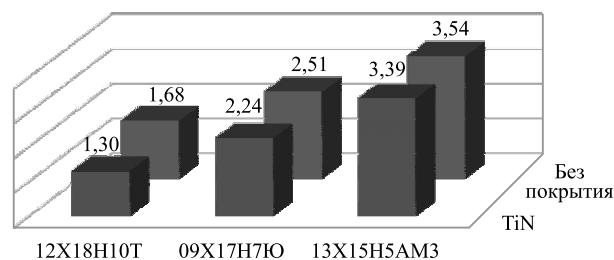


Рис. 1. Эквивалентные напряжения, МПа, в режущем клине инструмента при точении коррозионно-стойких сталей инструментом, изготовленным из сплава ВК8 без покрытия и с покрытием TiN

этого моделирование ограничено как по входным параметрам, так и по выходным характеристикам. Но общую тенденцию ANSYS отслеживает верно — из рис. 1 явно видно, что применение покрытий снижает напряжения в металлорежущем инструменте пропорционально изменению физико-механических характеристик обрабатываемого материала.

Программная среда DEFORM специализирована на определении величин деформаций в зависимости от значений и вектора действующих напряжений. Дополнительно к основному назначению среда позволяет экспертно оценить температуру в элементах зоны резания. Однако среда DEFORM тоже имеет ограничения по толщине и составу слоев покрытия, но их меньше, чем в среде ANSYS. Более того, DEFORM позволяет ввести поправочные коэффициенты, что нивелирует погрешности моделирования.

На рис. 2 (см. с. 2 и 3 обложки) приведены примеры записей результатов моделирования основных максимальных напряжений в элементах (резце, стружке, обрабатываемой заготовке) системы резания в аналогичные мгновения врезания (на двадцатом интервале сетки разбиения) резца при использовании двух разных инструментальных материалов. На этом же рисунке дана иллюстрация записей параметров акустической эмиссии в процессе резания.

Из данных рис. 2 следует:

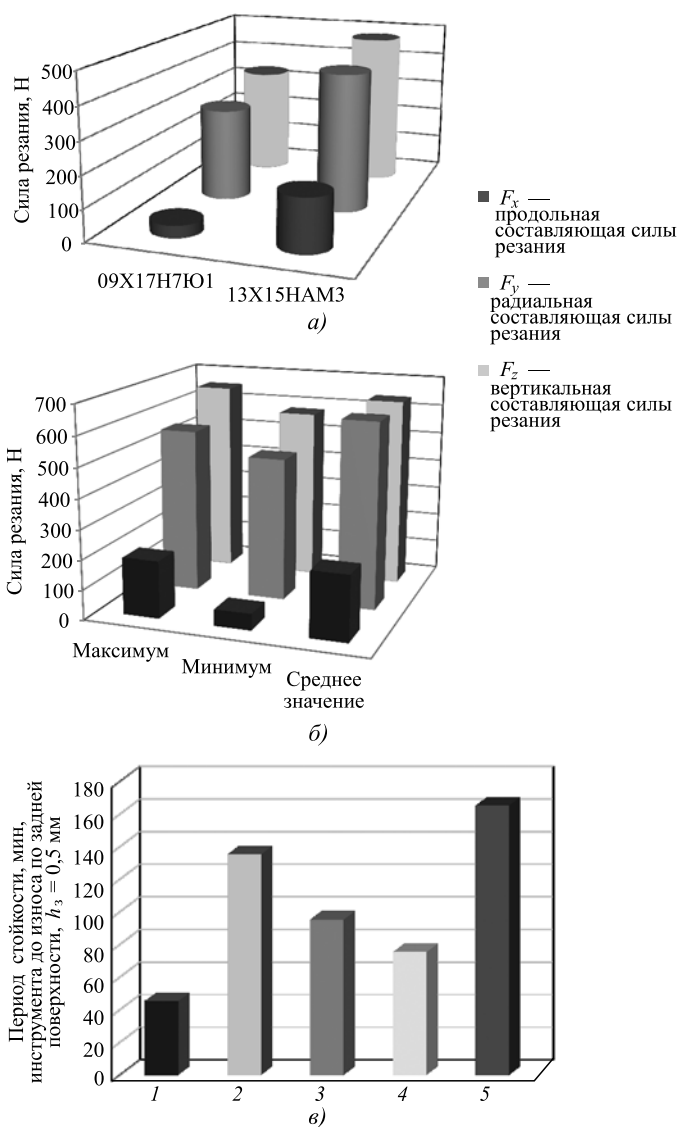
1. Результаты моделирования максимальных напряжений прогнозируют снижение напряжений в случае применения инструмента с покрытием, следовательно, стойкость инструмента должна увеличиваться.

2. Скорость протекания деформационных процессов в случае применения инструмента с покрытием выше, чем инструмента без покрытия, т.е. силы резания инструмента с покрытием будут меньше.

3. Прирост интенсивности сигналов акустической эмиссии во времени (расстояние по вертикали между верхней и нижней линиями на левых верхних графиках рис. 2, *д*, *е*) меньше при резании инструментом с покрытием. Число акустически активных событий (вторые рисунки в нижних рядах) значительно меньше. Частотный спектр (первые рисунки в нижних рядах) акустических событий различен, для инструмента с покрытием преобладают частоты, типичные для вязко-хрупкого разрушения обрабатываемого материала. При использовании инструмента без покрытия преобладают частоты, характерные для хрупкого разрушения не только обрабатываемого материала

(хрупкое дробление стружки и сдвиг в плоскости сдвига), но и инструментального материала (второй сверху график в правом столбце). Это позволяет прогнозировать более высокую интенсивность изнашивания инструмента без покрытия.

Для проверки приведенных выше предположений были проведены дополнительные исследования. На рис. 3 показаны силы резания и стой-



**Рис. 3. Силы резания (а, б) и стойкость (в) различных инструментальных материалов:**

1 — сплав ВК8 без покрытия; 2 — покрытие Ti (до 1 мкм) + TiN (1 мкм) + (NbZrTiAl)N (2,5 мкм); 3 — покрытие Ti (до 1 мкм) + TiN (до 1 мкм) + (TiAl)N (до 2 мкм) + TiN (0,5 мкм); 4 — покрытие (AlCr)N (1,5 мкм) + (AlTi)N (2 мкм); 5 — сплав ВК8, подвергнутый специализированному комплексному упрочнению [11]

кость инструмента, изготовленного из сплава ВК8 с различными покрытиями.

Данные рис. 3, в получены при продольном чистовом точении стали 09X17H7Ю квадратными твердосплавными токарными пластинами с центральным отверстием при скорости резания 50 м/мин, подаче 0,21 мм/об. заготовки, глубине резания 0,5 мм.

Анализ результатов, приведенных на рис. 3, показывает следующее:

1. Действительно, сила резания и ее составляющие существенно меньше при применении инструмента с покрытием. И не только для стали 09X17H7Ю1. При меньшей величине силы резания стоит ожидать меньшего разрушения инструментального материала.

2. Все три вида покрытий инструмента обеспечили более высокую работоспособность, чем у инструмента без покрытия. Величина износостойкости коррелирует, в первую очередь, с изменением вертикальной составляющей силы резания, как при ее средних значениях, так и при минимальных или максимальных значениях. Лучшая корреляция при максимальных значениях вертикальной составляющей силы резания.

Второй по информативности прогнозирования является радиальная составляющая силы резания. Продольная составляющая силы резания (по направлению подачи резца) тоже информативна, но уровень корреляции у нее ниже.

Чрезвычайно важна возможность программной среды моделировать значение и характер изменения температуры в зоне резания и на контактных площадках режущего инструмента (рис. 4, см. с. 4 обложки). В среде DEFORM не удалось должным образом смоделировать температуры в зоне резания. Это либо недостаток среды, либо моделирование осуществлено для низкотемпературного режима (скорость резания не более 50 м/мин из-за специфики рассматриваемой стали).

Такие моделиграммы позволяют лишь качественно оценить результат моделирования, количественную информацию из них извлечь сложно. Вместе с тем известны работы А.С. Верещаки и А.А. Верещаки, в которых применительно к фрезерованию титановых сплавов удавалось (рис. 5, см. с. 4 обложки) моделировать распределение температурных полей в программе ANSYS и распределение тепловых потоков (при скорости резания 450 м/мин) в зоне контакта режущего инструмента с покрытием Ti—TiN—TiAlN в программной среде DEFORM.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Алексеев В.П., Хаймович А.И.** Имитационное моделирование процесса разрушения при лезвийной обработке в среде DEFORM. Методические указания. Самара: Самарский гос. аэрокосм. ун-т, 2015.
2. **Паршин В.С., Карамышев А.П., Некрасов И.И. и др.** Практическое руководство к программному комплексу DEFORM-3D: учебное пособие. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 266 с.
3. **Щуров И.А., Никонов А.В.** Применение САЕ-программ для SPH-моделирования процесса резания однонаправленного волокноно-армированного композита // Известия ТулГУ. Технические науки. 2017. Вып. 8. Ч. 2. С. 228—234.
4. **Rao G.V.G., Mahajan H.** Mikro-mechanical modeling of machining of FRP composites-Cutting force analysis // Composites Science and Technol. 2007. Vol. 46. P. 579—594.
5. **Мокрицкий Б.Я., Верещагин В.Ю., Верещагина А.С.** Моделирование как средство оптимизации геометрии металлорежущего инструмента // Металлообработка. 2018. № 1. С. 14—19.
6. **Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещагина А.С.** Методология выбора эффективного покрытия на основе моделирования напряжений в режущем инструменте // Металлообработка. 2018. № 2 (104). С. 19—22.
7. **Мокрицкий Б.Я., Верещагин В.Ю.** Компьютерное моделирование процесса механической обработки для оптимизации упрочняющего воздействия на заготовку // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 3 (159). С. 111—117.
8. **Ситамов Э.С., Мокрицкий Б.Я.** Результаты сравнительного исследования износостойкости твердосплавного инструмента при обработке нержавеющей стали // Металлообработка. 2018. № 4 (106). С. 7—13.
9. **Алейников Д.П.** Оптимизация высокопроизводительного фрезерования на основе мониторинга сил и вибраций: дис. ... канд. техн. наук. Иркутск, ИРНИИТУ, 2018.
10. **Гусев Д.В.** Повышение показателей качества изготавливаемых изделий при использовании технологии быстрого прототипирования: дис. ... канд. техн. наук. Ульяновск, ФГБОУ ВО "РУТ (МИИТ)", 2019.
11. **Мокрицкий Б.Я., Верещака А.А., Белых С.В., Мокрицкая Е.Б.** Упрочнение сложносоставными покрытиями режущих пластин для обработки коррозионно-стойкой стали 09X17H7Ю // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5. С. 3—6.
12. **Vereschaka A.A., Vereschaka A.S., Batako A.D. et al.** Development and research of nanostructured multilayer composite coatings for tungsten-free carbides with extended area of technological applications // J. Adv. Manuf. Technol. 2016. Vol. 87. P. 3449—3457.
13. **Верещака А.С., Григорьев С.Н., Ким В.А. и др.** Научно-технологические аспекты упрочнения инструмента // Научно-технологические аспекты в машиностроении. 2013. № 6. С. 19—23.

Н.Ф. Стручков, Г.Г. Винокуров, А.К. Кычкин  
 (Институт физико-технических проблем Севера имени В.П. Ларионова СО РАН, Якутск)  
 E-mail: struchkov\_n@rambler.ru

## Исследование пористости и структуры износостойких порошковых покрытий с модифицирующими добавками

*Проведены исследования открытой пористости и структуры электрометаллизационных покрытий, полученных из порошковой проволоки с модифицирующими добавками в виде комплексного концентрата редкоземельных элементов Томторского месторождения. Установлено, что уровни открытой пористости зависят от особенностей формирования слоев, на которые существенно влияют размеры тугоплавких составляющих порошковой шихты проволоки. Показано, что пористость слоя на гладкой подложке близка к нулю, с удалением от подложки средняя пористость слоев покрытия увеличивается.*

**Ключевые слова:** электрометаллизационное покрытие, редкоземельные металлы, открытая пористость, гидростатическое взвешивание, микроструктура, марковский процесс.

*Researches of open porosity and structure of the electroarc metallization coatings received from powder wire with the modifying additives in the form of the complex concentrator of Tomtorsky field rare-earth elements are conducted. It is established that open porosity depend on features of formation of layers which the sizes of refractory components of powder charge of wire significantly affect. It is shown that the porosity of layer on smooth substrate is close to zero, with removal from substrate the average porosity of coating layers increases.*

**Keywords:** electroarc metallization coating, rare-earth metals, open porosity, hydrostatic weighing, microstructure, Markov process.

### Введение

В настоящее время для упрочнения и восстановления деталей машин и механизмов широко применяются технологии газотермического напыления порошковых материалов [1–3]. Для высокоэнергетических технологий нанесения износостойких покрытий в основном используют самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с модификаторами из тугоплавких металлов, карбидов, нитридов, оксидов и т.д., которые обеспечивают образование упрочняющих фаз и улучшают структуру покрытия. Поэтому модифицированные износостойкие покрытия характеризуются высокой степенью неоднородности структуры — выделениями избыточных дисперсных и коагулированных фаз, слоистым строением и пористостью.

Так, одной из основных характеристик структуры порошковых покрытий является их пористость с размерами пор в диапазоне  $\sim 10^{-8} \dots 10^{-4}$  м [2, 4–6]. В износостойких покрытиях высокий уровень пористости с крупными порами ухудшает характеристики прочности и твердости. С другой стороны, при трении скольжения смазочное вещество, заполняющее мелкие поры покрытия, равномерно распределяется по контактному по-

верхностям, что приводит к снижению коэффициента трения и интенсивности изнашивания.

Таким образом, с помощью изменения пористости можно управлять физико-механическими и триботехническими свойствами износостойких покрытий. Этим определяется актуальность исследования пористости газотермических покрытий с учетом их состава, структуры, технологических режимов нанесения и др. Для измерения открытой пористости порошковых материалов и покрытий широко применяется метод гидростатического взвешивания [7–11], основным достоинством которого является общая простота методики и доступность испытательного оборудования.

**Цель работы** — определение открытой пористости и закономерностей ее формирования в структуре износостойких порошковых покрытий с модифицирующими добавками.

### Материалы и методика экспериментальных исследований

Объекты исследования — покрытия, полученные электродуговой металлизацией порошковыми проволоками с модифицирующими добавками комплексного концентрата Томторского месторождения редкоземельных металлов Республики

Таблица 1

Состав порошковых проволок с модифицирующими добавками РЗМ, % мас.

Номер состава	Порошок ПГСР-4	Концентрат Томторского месторождения	Модификатор SiC	Лигатура ФХБ-1	Порошок Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
1	41,24	8,25	0	41,24	9,28
2	45,05	1,8	3,6	40,54	9,01
3	34,6	—	18,69	38,06	8,65

Саха (Якутия) (далее РЗМ). Состав порошковых проволок приведен в табл. 1.

Проволока № 3 имела контрольный состав, без модификаторов концентрата РЗМ.

Диаметр порошковых проволок составлял 2,0 мм; коэффициент заполнения — 0,25...0,30. Покрытия наносили на установке электродуговой металлизации ЭДУ-500 при следующих технологических режимах: ток дуги  $I = 200...300$  А, напряжение  $U = 40...70$  В, давление распыляемого воздуха  $p = 0,70...0,75$  МПа, дистанция напыления  $L = 150$  мм. Покрытия наносили на полированные стальные подложки, а затем отделяли от подложки. Полученные образцы покрытий не подвергали дополнительной термической обработке.

Определение открытой пористости газотермических покрытий проводили методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 9.304—87 [8]. При использовании данного метода основным фактором, определяющим его точность, является степень насыщения открытых пор покрытия рабочей жидкостью. Поэтому в качестве рабочей пропитывающей жидкости использовали керосин. Применение керосина, обладающего высокой проникающей способностью, в качестве пропитывающей жидкости позволяло исключить дополнительные операции пропитки, необходимые при использовании других жидкостей [4, 6, 7].

Открытую пористость определяли по формуле (ГОСТ 9.304—87):

$$П = \frac{(m_2 - m)\rho_0}{(m_2 - m_1)\rho_0 - m_0\rho_{ж}} \cdot 100, \quad (1)$$

где  $m$  — масса сухого образца с покрытием на воздухе;

$m_0$  — масса подложки;

$m_1$  — масса пропитанного образца с покрытием в жидкости;

$m_2$  — масса пропитанного образца с покрытием на воздухе;

$\rho_0, \rho_{ж}$  — плотность подложки и пропитывающей жидкости (керосина) соответственно.

При отделении покрытия от подложки и измерениях без подложки данная формула преобразуется к виду

$$П = \frac{(m_2 - m)}{(m_2 - m_1)} \cdot 100. \quad (2)$$

Также открытую пористость покрытия можно оценить по массовому методу [7]:

$$П_{м} = \frac{m_{пор}}{m_{п}}, \quad (3)$$

где  $m_{пор} = m_2 - m_1$  — масса жидкости в порах;

$m_{п} = m - m_0$  — масса покрытия.

Микроструктурные исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе ТМ3030 (Hitachi, Япония) и Stemi2000-C, взвешивание образцов на воздухе и в жидкой среде — на электронных весах с точностью до 0,0001 г.

### Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

Для получения образцов покрытий без подложки напыление проводили на полированные стальные подложки, затем его отделяли. На рис. 1 показан образец покрытия без подложки размера 30×7×0,5 мм.

Измерение открытой пористости газотермических покрытий методом гидростатического взвешивания проводили в следующей последовательности:

- 1) взвешивание образца покрытия ( $m$ ) в сухом состоянии;
- 2) пропитка образца покрытия в керосине в течение 1 сут;
- 3) взвешивание пропитанного образца покрытия ( $m_2$ ) на воздухе;
- 4) взвешивание пропитанного образца покрытия ( $m_1$ ) в жидкости.

В табл. 2 приведены результаты измерения открытой пористости контрольного покрытия состава № 3 и покрытий с РЗМ-модификаторами

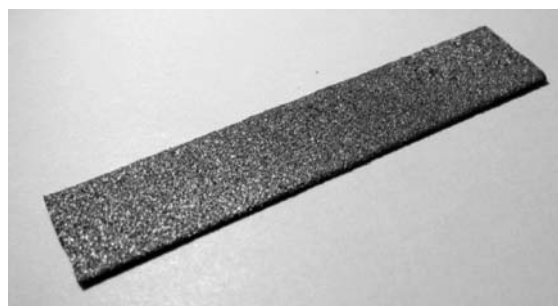


Рис. 1. Покрытие для измерения открытой пористости

Таблица 2

Средние значения открытой пористости покрытий

Пористость, %	Состав проволоки		
	№ 1	№ 2	№ 3
П	7,36	9,56	6,19
П <sub>м</sub>	13,04	12,63	12,42

методом гидростатического взвешивания (П) и массовым методом (П<sub>м</sub>).

Уровень открытой пористости газотермических покрытий существенно не зависит от содержания модификаторов РЗМ. Наименьшее среднее значение 6,19 % открытой пористости наблюдается у покрытия без редкоземельных добавок (состав № 3). Средние значения открытой пористости, рассчитанные массовым методом, всех образцов сопоставимы (12...13 %).

Формирование структуры покрытия из множества частиц порошкового материала, вследствие их разбрызгивания, неполного расплавления и неплотной упаковки, приводит к образованию пористости. Поэтому наличие пор в газотермических покрытиях отражается на особенностях их так называемой макроструктуры (форма частиц и поровое пространство между ними).

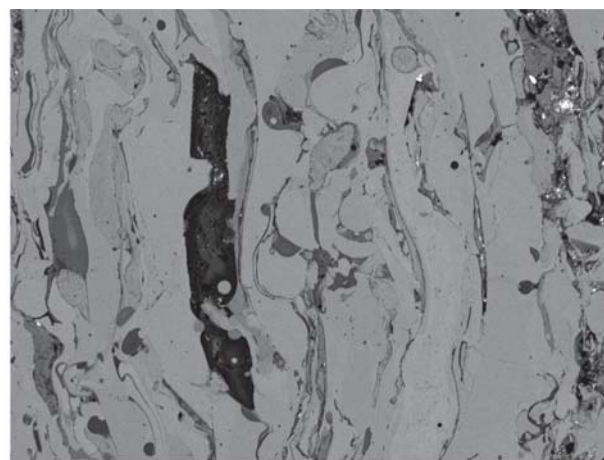
На рис. 2 приведены характерные макроструктуры покрытий с различными добавками комплексного концентрата РЗМ. Во всех покрытиях наблюдается наличие слоев из оксидных пленок и пор на границах деформированных частиц (сплэтов) и поры различной формы, образованные на границах нескольких частиц, вследствие их неплотной укладки.

На рис. 3 показаны фотографии необработанных поверхностей полученных покрытий. Формирование покрытия происходит последовательным наложением полностью расплавленных и частично сохранившими свои первоначальные формы частицами порошковой проволоки. Неровности, получившиеся при повторном наложении, образуют в структуре покрытия пустоты и поры.

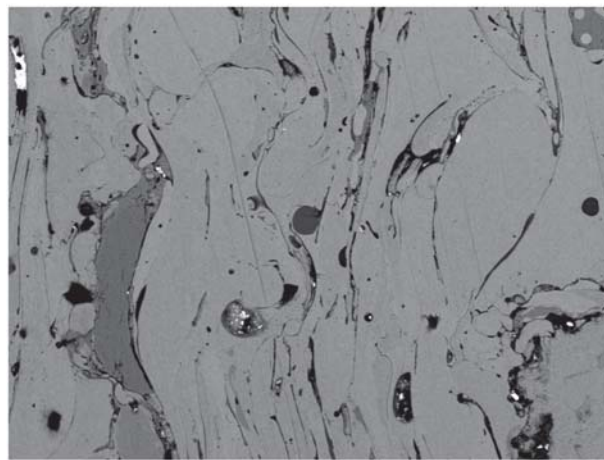
Как установлено металлографическим анализом, общей характерной особенностью случайной макроструктуры порошковых покрытий является ее слоистое строение (см. рис. 2). С учетом этого, ранее авторами была построена статистическая модель формирования макроструктуры порошковых покрытий со следующими предположениями [12]:

1. Локальная плотность слоя покрытия является случайной функцией от расстояния слоя до подложки.

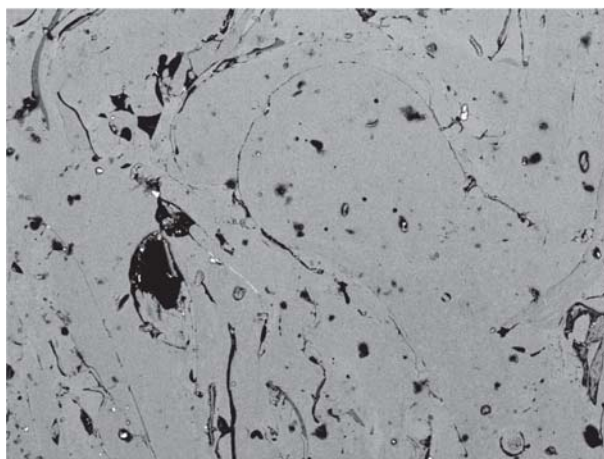
Под влиянием случайных факторов формирования покрытия при одних и тех же макропараметрах режима напыления (ток дуги,



а) 200 мкм



б) 100 мкм



в) 200 мкм

Рис. 2. Макроструктуры покрытий с различными добавками РЗМ и контрольного образца:

а — состав № 1; б — состав № 2; в — состав № 3



дистанция напыления и т.д.) существует бесчисленное множество реализаций случайной функции плотности слоев. Усреднением их при фиксированном значении расстояния слоя от основы

можно получить значение плотности определенного слоя покрытия.

2. Изменение локальной плотности слоев покрытия описывается случайным марковским процессом.

При основном механизме порообразования вследствие неплотной упаковки и разбрызгивания частиц порошкового материала, следует предположить, что локальная плотность образующегося  $n$ -го слоя определяется локальной плотностью только предыдущего  $(n - 1)$ -го слоя, сама же реализованная локальная плотность  $n$ -го слоя будет определять локальную плотность последующего  $(n + 1)$ -го слоя и т.д. Таким образом, изменение локальной плотности от слоя к слою можно рассматривать как случайный марковский процесс.

Как известно, по локальной безразмерной плотности усреднением по реализациям можно определить среднюю плотность (или пористость) слоя. В данной работе расчеты средней пористости покрытия проведены для покрытия на гладкой подложке — на полированной стали (см. рис. 1). В этом случае обеспечивается более равномерное растекание расплава частиц на гладкой подложке и практически достигается плотность сплошного материала [2]. Для данного случая авторами было получено теоретическое выражение для безразмерной средней пористости слоев покрытия [12]:

$$\Pi_T = \left[ \frac{1}{2} - \frac{4}{\pi^2} \sum_{N=0}^{\infty} \frac{\exp\left(-\frac{B\pi^2(2N+1)^2 x}{\rho_T^2}\right)}{(2N+1)^2} \right], \quad (4)$$

где  $B$  — постоянная величина, определяемая экспериментально [12];

$x$  — расстояние слоя до подложки.

Как и следовало ожидать, у гладкой подложки имеем плотность сплошного материала:

$$\lim_{x \rightarrow 0} \Pi_T = 0.$$

В этом можно убедиться, учитывая, что при  $x = 0$  сумма второго слагаемого с числовым рядом равна  $1/2$ . Как видно из формулы (4), также существует предельное значение средней пористости у поверхности покрытий больших толщин:

$$\lim_{x \rightarrow \infty} \Pi_T = \frac{1}{2}.$$

Вычисления распределения средней пористости слоев покрытия на гладкой подложке по выражению (4) в работе проведены с использованием



а) 200 мкм



б) 200 мкм



в) 200 мкм

Рис. 3. Поверхности покрытий:

а — состав № 1; б — состав № 2; в — состав № 3



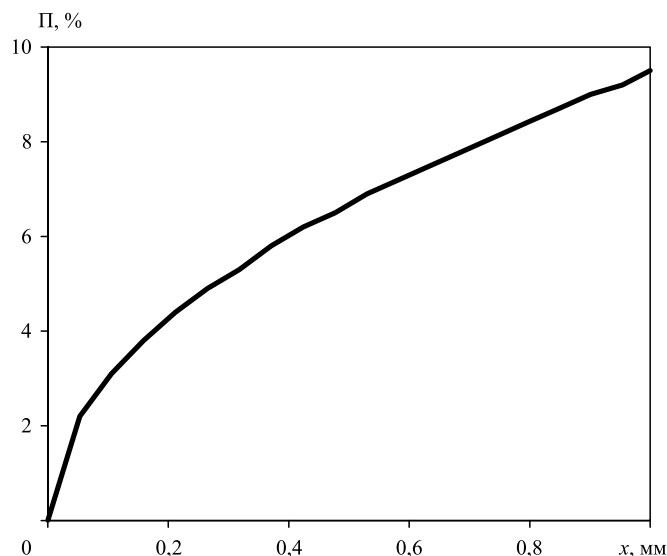


Рис. 4. Теоретическое распределение средней пористости порошкового покрытия на гладкой подложке

ем MathCad. Качественный вид средней пористости покрытия на гладкой подложке приведен на рис. 4. Как видно из графика, у гладкой подложки пористость слоя исчезает, с удалением от подложки средняя пористость слоев монотонно возрастает (в данном случае до ~10 %). Для расчета значений общей пористости  $\Pi$  покрытий, приведенных в табл. 2, необходимо усреднение зависимости (4) по толщине покрытия  $h$ :

$$\Pi = \frac{1}{h} \int_0^h \Pi_T dx.$$

### Выводы

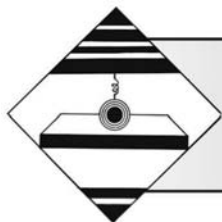
1. Методом гидростатического взвешивания исследована открытая пористость износостойких порошковых покрытий с модифицирующими добавками комплексного концентрата с редкоземельными элементами Томторского месторождения Республики Саха (Якутия). Наименьшее среднее значение 6,19 % открытой пористости наблюдается у покрытия без модификаторов. У модифицированных покрытий пористость составляет 7,36 и 9,56 % при содержании модификаторов 8,25 и 1,8 % мас. соответственно. При оценке открытой пористости газотермических покрытий массовым методом результаты всех образцов сопоставимы (от 12,42 до 13,04 %).

2. Установлено, что характерной особенностью макроструктуры порошковых покрытий является ее слоистое строение. Уровни открытой пористости зависят от особенностей формирования слоев, на которые существенно влияют размеры тугоплавких составляющих порошковой шихты проволоки.

3. Развитием статистического подхода с учетом слоистой макроструктуры получено теоретическое распределение пористости покрытия на гладкой подложке. Показано, что пористость слоя на гладкой подложке близка к нулю, с удалением от подложки средняя пористость слоев покрытия монотонно возрастает.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.
2. Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белашенко В.Е. и др. Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 408 с.
3. Бороненков В.Н., Коробов Ю.С. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2012. 268 с.
4. Bussmann M., Mostaghimi J., Chandra S. On a three-dimensional volume tracking model of droplet impact // Phys. Fluids. 1999. Vol. 11. P. 1406—1417.
5. Mostaghimi J., Pasandideh-Fard M., Chandra S. Dynamics of splat formation in plasma spray coating process // Plasma Chem. Plasma Proces. 2002. Vol. 22. No. 1. P. 59—84.
6. Mostaghimi J., Chandra S. Splat formation in plasma-spray coating process // PureAppl. Chem. 2002. Vol. 74. No. 3. P. 441—445.
7. Исакаев Э.Х., Мордынский В.Б., Подымова Н.Б. и др. Определение пористости газотермических покрытий // Физика и химия обработки материалов. 2010. № 5. С. 71—77.
8. ГОСТ 9.304—87. Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля. вед. 01.07.89. М.: Изд-во стандартов, 1988. 10 с.
9. Тушинский Л.И., Плохов А.В., Токарев А.О., Синдеев В.И. Методы исследований материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий. М.: Мир, 2004. 384 с.
10. Рогожкин В.М., Акимова Л.В., Смирнов Ю.В. Определение пористости напыленных покрытий методом гидростатического взвешивания // Порошковая металлургия. 1980. № 9 (213). С. 42—46.
11. Газотермическое напыление: учеб. пособие / Под общей ред. Л.Х. Балдаева. М.: Маркет ДС, 2007. 344 с.
12. Vinokurov G., Popov O. Statistical approaches to describe the macrostructure formation and wear of powder coatings and materials obtained by high-energy methods. Moscow: Academia Publishers, 2013. 160 p.



УДК 621.787.6; 004.942

**О.А. Верзилина**  
(Старооскольский технологический институт им. А.А. Угарова (филиал) НИТУ "МИСиС"),  
**Ю.Р. Копылов**  
(Воронежский государственный технический университет)  
E-mail: urkopulov@mail.ru

## Компьютерное моделирование динамики двумерных виброударных систем с распараллеливанием вычислений

*Рассмотрены модель двумерной многомассовой системы и методика моделирования динамики такой системы с распараллеливанием вычислений на графических адаптерах с поддержкой технологии NVIDIA CUDA. Дано обоснование реализации вычислений с распараллеливанием и выбора средств для параллельных вычислений. Приведены результаты сокращения времени моделирования до 17 раз по сравнению с обычными вычислениями с использованием центрального процессора.*

**Ключевые слова:** виброударное упрочнение, сокращение времени, распараллеливание вычислений, NVIDIA CUDA.

*Model of two-dimensional multi-mass system and method of the dynamics modeling of such system with computing paralleling on graphics adapters with support for NVIDIA CUDA technology are considered. The rationale for the implementation of computing with paralleling and choice of tools for parallel computing is given. The results of reduction in the simulation time up to 17 times compared to conventional calculations using the central processing unit are presented.*

**Keywords:** vibro-impact hardening, reduction in time, computing paralleling, NVIDIA CUDA.

Моделирование поведения многомассовых дискретных виброударных систем применяется в различных областях науки и техники. Это вибро-сепарация, виброгрохоты, виброизмельчение, а также технологии виброударного упрочнения. Существует ряд подходов и разработано множество моделей движения дискретных многомассовых виброударных систем. Одним из первых методов моделирования динамики многомассовых систем является метод имитационного моделирования, основанный на их общих (осредненных) свойствах. Метод не учитывает форму объектов системы и имеет в этой связи недостаточную достоверность. Погрешность исследования при имитационном моделировании по технологическим параметрам достигает более 100 %.

Время моделирования методом интегральных оценок свойств инструментальной среды, в котором инструментальная среда, состоящая из интенсивно вибрирующих частиц, представляется средой с интегральными, упругодиссипативны-

ми, зазорными и массовыми свойствами составляет 5...10 мин, но из-за учета только габаритных размеров детали и контейнера погрешности моделирования составляют до 100 %.

Метод моделирования конечного множества частиц позволяет, помимо осредненных значений динамических и технологических параметров процесса, установить закономерности их распределения на любых сегментах сплайна (участках) детали в поперечном сечении. Определяются съем металла, шероховатость, остаточные напряжения и т.д. Выявляются координаты расположения недостаточно обработанных участков. Погрешность метода не превышает 40...50 %. Однако существенным недостатком разработанных дискретных моделей является то, что процедура моделирования динамики системы выполняется длительное время (20 ч и более) и сильно зависит от размерности моделируемой системы. Поэтому разработка эффективной методики для снижения времени моделирования — это актуальная задача.

### Модель системы и методика моделирования

Модель двумерной многомассовой системы (рис. 1) дискретна; она представляет собой множество  $S$  объектов различной двумерной формы. Такое множество состоит из подмножества  $P$  (particles, частиц) объектов примитивной двумерной формы (частиц инструментальной среды) и подмножества  $O$  объектов сложной двумерной формы (сегментов сплайна). При этом справедливы утверждения:

$$P \cup O = S; P \cap O = 0; P \subset S; O \subset S; |O| + |P| = n.$$

Введем следующие обозначения:  $|P| = i, |O| = j$ . Для двумерной многомассовой системы характерно следующее неравенство  $i \gg j$ . Множество  $P$  называется инструментальной средой (ИС), а его элементом является частица  $p_i$ . Для рассматриваемых в статье систем  $i$  лежит в диапазоне  $10^3 \dots 10^5$ , т.е. система имеет высокую размерность [2]. Важная особенность системы — составляющие ее части практически все время находятся в соприкосновении друг с другом [2]. Это обстоятельство накладывает сильное ограничение на выбор метода моделирования. Дискретный материал инструментальной среды представляется совокупностью  $N$  упругих частиц (шариков) диаметра  $D_i$ . Обозначим  $\bar{r}_i$  — радиус-вектор центра  $i$ -й частицы;  $\bar{u}_i$  — ее скорость;  $m_i$  — массу;  $\varphi_i$  — угол поворота вокруг центра;  $I_i$  — момент инерции;  $\omega_i$  — угловую скорость. Движение (поступательное и вращательное) каждой частицы полностью описывается основными уравнениями динамики [4]:

$$\begin{cases} \dot{\bar{r}}(t)_i = \bar{u}_i(t); \\ \dot{\bar{u}}_i(t) = \frac{1}{m_i} \bar{F}_i(t); \\ \dot{\varphi}_i = \omega_i(t); \\ \dot{\omega}_i = \frac{1}{I_i} M_i(t); \quad i, j \in [1, N], \end{cases}$$

где  $t$  — время;

$$\bar{F}_i(t) = \sum_{j: j \neq i, \Delta_{ij} \geq 0} \bar{F}_{ij}^n(\Delta_{ij}, \bar{u}_{ij}, t) + \sum_{j: j \neq i, \Delta_{ij} \geq 0} \bar{F}_{ij}^t(\Delta_{ij}, \bar{u}_{ij}, t) -$$

сумма сил, действующих на контактах  $i$ -й частицы с соседними  $j$ -ми;

$$M_i(t) = \frac{D_i}{2} \sum_{j: j \neq i, \Delta_{ij} \geq 0} \bar{F}_{ij}^t(\Delta_{ij}, \bar{u}_{ij}, t) \bar{\tau}_{ij}(t) -$$

суммарный момент контактных сил относительно центра  $i$ -й частицы;

$\bar{u}_{ij} = \bar{u}_i - \bar{u}_j = (u_{ijn}; u_{ij\tau})$  — встречная скорость контактирующих частиц;

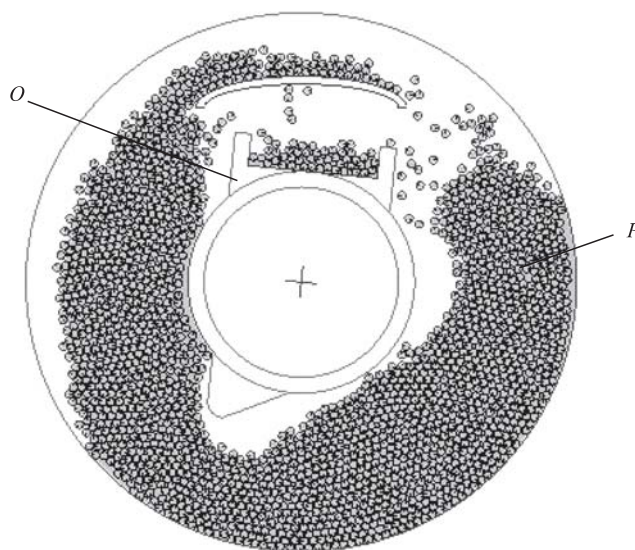


Рис. 1. Модель двумерной многомассовой системы

$\Delta_{ij} = \frac{1}{2}(D_i + D_j) - |\bar{r}_i - \bar{r}_j|$  — величина их "перекрытия" контактирующих частиц;

$\bar{F}_{ij}^n(\Delta_{ij}, \bar{u}_{ij}, t), \bar{F}_{ij}^t(\Delta_{ij}, \bar{u}_{ij}, t)$  — нормальная и тангенциальная составляющие силы контактного взаимодействия  $i$ -й и  $j$ -й частиц;

$\bar{\tau}_{ij}$  — единичный вектор касательной в точке контакта.

Численное интегрирование уравнений динамики конечного множества частиц состоит в следующем. Задаются начальные условия: скорости и координаты всех элементов системы, устанавливается временной шаг интегрирования "step" и для каждого элемента системы циклически вычисляется: равнодействующая внешних сил, ускорение, вызванное этой равнодействующей, линейная и угловая скорости и новые координаты. При этом разностная схема Адамса 4-го порядка точности с предиктор-коррекцией выбрана из соображений снижения погрешности интегрирования и устойчивости.

В классической реализации вся процедура выполняется с использованием общей памяти компьютера с вычислениями на центральном процессоре (ЦП). К примеру, для расчета только 1 с динамики системы с шагом  $10^{-6}$  с необходимо выполнить  $10^6$  итераций, на каждой из которых рассчитать силы, скорости и положения всех элементов системы, число которых находится, как уже было указано, в диапазоне  $10^3 \dots 10^5$ . Анализ классического алгоритма метода показывает, что, во-первых, самым длительным по времени является этап расчета сил, действующих на каждый из элементов системы и, во-вторых, вычисления практически на всех этапах можно распараллелить.

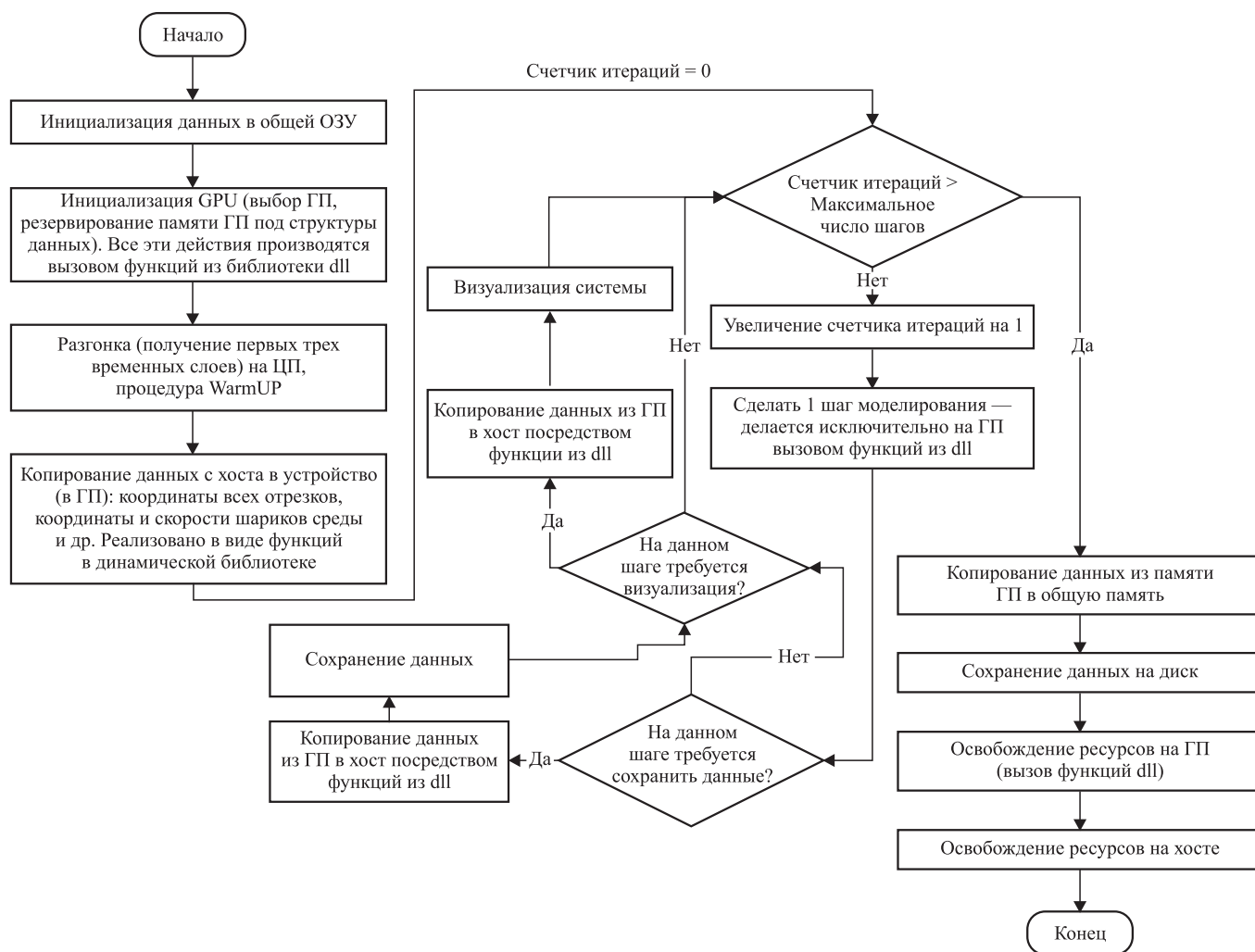


Рис. 2. Алгоритм моделирования динамики с распараллеливанием

лить. Так как число элементов системы велико, то необходимо при распараллеливании вычислений применить аппаратные средства, которые могут генерировать примерно такое же число потоков. В качестве средства для распараллеливания выбраны видеоадаптеры с поддержкой технологии NVIDIA CUDA [3].

Разработанный алгоритм моделирования с распараллеливанием (рис. 2) отличается тем, что процедура инициализации, выполняется как в общей ОЗУ хоста (вычислительной системы без учета видеокарты), так и видеокарты (устройства, device). Затем после выполнения процедуры разгонки "warmup", выполняющейся на хосте, осуществляется копирование всех данных, необходимых для моделирования системы (координат всех сплайнов, координаты и скорости частиц инструментальной среды и т.д.) с хоста на устройство и последующие 100 итераций интегрирования выполняются на устройстве посредством

вызова функций из динамической библиотеки. Каждая из вызываемых функций реализована в виде вызова функций-ядер CUDA, код в которых выполняется параллельно, т.е. внутри ядра одновременно происходят вычисления для каждой из частиц инструментальной среды и каждого сегмента детали.

Параллельные вычисления выполняются на этапе "Сделать 1 шаг моделирования" (см. рис. 2). Остальные этапы, такие как резервирование памяти хоста и устройства, инициализация системы, визуализация системы, являются второстепенными, обслуживающими. Время их работы незначительно (до 5 % от общего времени работы программы). Каждый шаг интегрирования (рис. 3) с распараллеливанием полностью выполняется на устройстве и состоит из функций ядра, которые выполняются по одной независимой нити для каждого набора элементов и вспомогательных device функций.

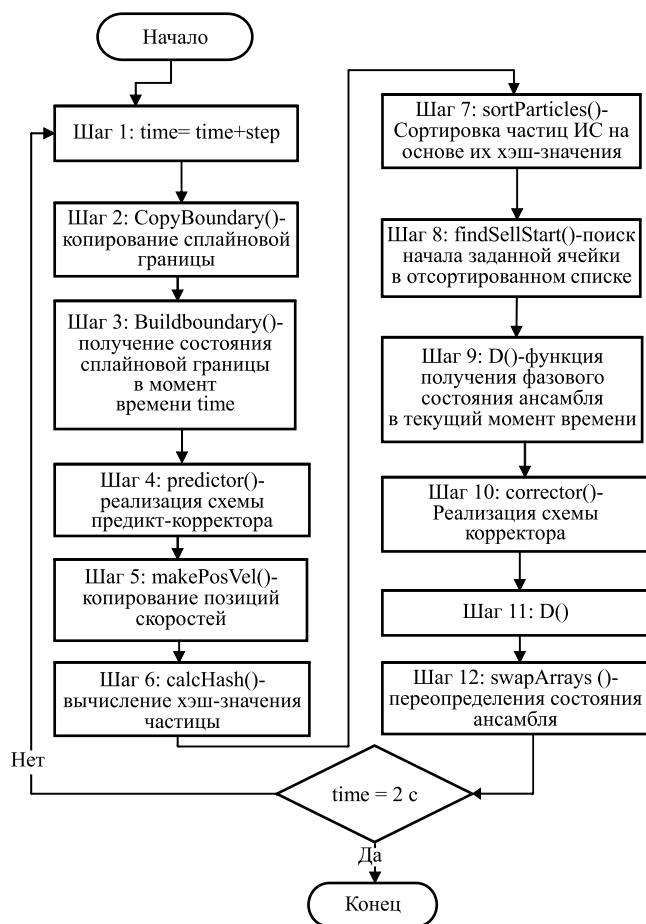


Рис. 3. Алгоритм одной итерации численного интегрирования

Алгоритм одной итерации численного интегрирования с распараллеливанием вычислений состоит из следующих этапов.

**Шаг 1.** На первоначальном этапе процедура интегрирования принимает текущее значение момента времени  $time = time + step$ , где  $step$  — шаг по времени.

**Шаг 2.** Выполнение ядра *copyBoundary* — копирование всех параметров сплайновой границы из предыдущего состояния в текущее.

**Шаг 3.** Вычисление положения и скорости сплайновой границы в момент времени  $time$ , вызывая ядро *buildBoundary*.

**Шаг 4.** Ядро *predictor* — ядро, реализующее схему предикт-коррекции для положений, скоростей, угловых скоростей и фаз ансамбля частиц инструментальной среды.

**Шаг 5.** *makePosVel* — вспомогательная функция-ядро, подготавливающая вспомогательные структуры для индексирования.

**Шаг 6.** Ядро *calcHash* вычисляет хэш-значение для каждой частицы на основе ее идентификатора.

**Шаг 7.** Ядро *sortParticles* осуществляет сортировку частиц на основе их хэш-значения. Сортировка производится с помощью функций библиотеки *thrust CUDA*.

**Шаг 8.** Ядро *findCellStart* — поиск начала любой заданной ячейки в отсортированном списке. Текущий код также находит индекс в конце каждой ячейки аналогичным образом.

**Шаг 9.** Функция *D*, выполняемая на GPU, содержит три ядра:

- ядро *D\_Device* — расчет взаимодействий между частицами инструментальной среды;

- ядро *D\_Spl\_Device* — расчет взаимодействий между частицами инструментальной среды и сплайновой границей;

- ядро *Overriding* осуществляет пересчет позиций и скоростей и фаз с учетом полученных сил в предыдущих ядрах.

**Шаг 10.** Ядро *corrector* реализует схему корректора для положений, скоростей, угловых скоростей и фаз ансамбля частиц инструментальной среды.

**Шаг 11.** Вызов функции *D*.

**Шаг 12.** Перестановка временных слоев.

**Шаг 13.** Повтор цикла либо останов.

### Результаты исследования и их обсуждение

Сокращение времени моделирования является функцией от числа частиц и наибольшего значения (в 17 раз) достигает при 10 000 частицах инструментальной среды моделируемой системы. Это связано с тем, что при увеличении числа частиц инструментальной среды параллелизм зада-

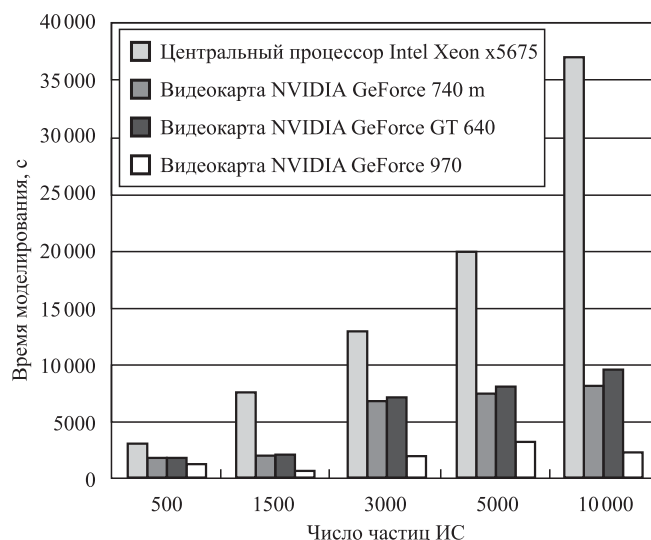


Рис. 4. Время моделирования систем на различных видеокартах

чи увеличивается и, соответственно, параллельная задача становится значительно эффективней последовательной. Исследование сокращения времени моделирования проводили на следующих графических адаптерах: NVIDIA GeForce GT 640, NVIDIA GeForce 740m, NVIDIA GeForce 970. Результаты времени моделирования систем с числом частиц инструментальной среды от 500 до 10 000 на указанных видеокартах представлены на рис. 4.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сандерс Дж., Кэндрот Э.** Технология CUDA в примерах. Введение в программирование графических процессоров. М.: ДМК-пресс, 2011. 476 с.

2. **Копылов Ю.Р.** Динамика процессов виброударного упрочнения. Воронеж: Научная книга, 2011. 568 с.

3. **Верзилина О.А.** Разработка эффективного алгоритма исследования двумерной многомассовой системы с распределенными параметрами // *Фундаментальные исследования*. 2016. № 11–2. С. 255–259.

4. **Верзилина О.А., Копылов Ю.Р.** Сокращение времени моделирования виброударного упрочнения методом дискретных элементов с использованием технологии CUDA // *Сб. тр. всероссийской науч.-техн. конф. Юго-Зап. Гос. ун-т, Курск*. 2014. Т. 1. С. 260–266.

5. **Верзилина О.А., Копылов Ю.Р.** К вопросу повышения производительности моделирования процесса виброударного упрочнения // *Сб. тр. международной науч.-технич. конф. ВГТУ, Воронеж*. 2015. С. 7–12.

6. **Свидетельство** о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2016661797 Россия, Интеграл R2 — Численное интегрирование процесса виброударного упрочнения в двумерной постановке / О.А. Верзилина, С.Ю. Копылов, Ю.Р. Копылов. Заявлено 23.08.2016; дата гос. регистрации в Реестре для программ ЭВМ 21.10.2016.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



## СПРАВОЧНИК технолога-машиностроителя

в 2-х томах

*Под ред. А.С. Васильева, А.А. Кутина*

Издание 6-е, переработанное и дополненное 2018 г. 1574 с.

*В справочнике использованы стандарты, действующие на 1 января 2018 г.*

**Цена 15 000 руб.**

**Том 1.** Приведены сведения по управлению качеством и точности изготовления деталей машин, рекомендации по выбору заготовок, припуски на механическую обработку, сведения по разработке различных технологических процессов изготовления деталей, по обработке деталей на станках с ЧПУ и агрегатных станках, даны рекомендации по оформлению технической документации.

**Том 2.** Приведены сведения о металлорежущих станках и инструментах, станочных приспособлениях, режимах резания, методах и средствах измерения, обработке поверхностей пластическим деформированием, электрофизикохимическим методам обработки и технологии сборки. Также дан технико-экономический расчет вариантов технологических процессов.

Шестое издание (5-е изд. 2003 г. под ред. А.Г. Косиловой, Р.К. Мещерякова и др.) переработано и дополнено в соответствии с новыми достижениями технологической науки и практики и действующими стандартами.

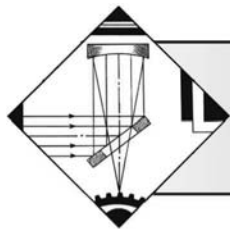
Для инженерно-технических работников всех отраслей машиностроения, может быть полезен преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

**ПРИБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ**

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

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте [WWW.MASHIN.RU](http://WWW.MASHIN.RU)





# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 620.179.4:621.793

Е.М. Биргер, <sup>1</sup>В.Е. Архипов, <sup>1</sup>А.Н. Поляков  
(<sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва)  
E-mail: mnsv@mail.ru

## Газодинамическое напыление. Физические основы и параметры процесса (Обзор. Часть 1)

Рассмотрены физические принципы газодинамического напыления и механизмы взаимодействия частиц напыляемых металлов с поверхностью, включая ее внешнее состояние и внутреннее строение металла, а также размеры используемых частиц. Дана оценка использования состава и температуры несущего газа на механические свойства покрытия. Применение более легких газов повышает скорость частиц, например, порошка титана до 400 м/с, что увеличивает адгезию. Оценка влияния окисления частиц показала, что для меди скорость варьируется в диапазоне 310...610 м/с при изменении содержания кислорода в порошке от 0,02 до 0,38 % мас. Показана система для регенерации гелия с чистой рециркулированным гелием  $\approx 99\%$  и коэффициентом рециркуляции 85 %, повышающая экономическую эффективность использования гелия. Расчеты специалистов Университета Пенсильвании (Pennsylvania State University) показали, что скорость частицы меди размером 12 мкм может быть увеличена на 33 % (от 553 до 742 м/с) только за счет увеличения длины сопла от 83 до 211 мм для напыления с использованием азота в качестве рабочего газа.

**Ключевые слова:** газодинамическое напыление, критическая скорость, адгезия, рабочий газ, сопло, поверхность, покрытие, структура.

The physical principles of gas-dynamic spraying and interaction mechanisms of sprayed metals particles with the surface, including its external state and internal structure of the metal, as well as the sizes of the used particles are considered. The use of the composition and temperature of the carrier gas on the mechanical properties of the coating is given. It is shown that the use of lighter gases increases the speed of particles, such as titanium powder to 400 m/s, which increases the adhesion. The assessment of the effect of particles oxidation shows that for copper the speed varies in the range 310...610 m/s when the oxygen content in the powder changes from 0.02 to 0.38 % weight. System for the regeneration of helium with recycled helium purity  $\approx 99\%$  and recirculation coefficient — 85 % is shown, which increases the economic efficiency of helium use. Calculations of Pennsylvania State University specialists showed that the copper particle speed size of 12  $\mu\text{m}$  can be increased by 33 % (from 553 to 742 m/s) only by increasing of the nozzle length from 83 to 211 mm for spraying with use of nitrogen as working gas.

**Keywords:** gas-dynamic spraying, critical speed, adhesion, working gas, nozzle, surface, coating, structure.

### Введение

Газодинамическое напыление (Gas Dynamic Cold Spray) порошковых материалов представляет собой высокопроизводительный способ нанесения покрытий, в котором частицы металла или керамики (обычно диаметром 1...50 мкм) разгоняются струей расширяющегося газа до скоростей, в 2—3 раза превышающих скорость звука, с использованием сопла типа Лавалья и направляются на подложку. При соударении с подложкой и друг с другом отдельные частицы деформируются

и прилипают к поверхности, образуя напыленный слой материала. Метод холодного газодинамического напыления, когда температура металлических частиц существенно ниже температуры плавления, позволяет получать покрытия из большинства металлов и сплавов на различных изделиях из металлов и диэлектриков.

Метод газодинамического напыления был разработан группой российских ученых при исследовании сверхзвуковых процессов в аэродинамических трубах с трассирующими частицами, когда была показана возможность создания технологии



нанесения покрытий подобным методом [1, 2]. Помимо универсальности, авторами технологии была продемонстрирована возможность нанесения покрытий с высокой производительностью (порядка  $5 \text{ м}^2/\text{мин}$ ) на большие поверхности плоской и цилиндрической формы. Многие источники подразделяют холодное газодинамическое напыление (ГДН) на ГДН высокого давления и ГДН низкого давления [3].

При ГДН высокого давления (High Pressure Cold Spray) в качестве рабочего газа используют азот ( $\text{N}_2$ ) или гелий ( $\text{He}$ ) при давлениях выше  $1,5 \text{ МПа}$  ( $15 \text{ атм}$ ), расходе более  $2 \text{ м}^3/\text{мин}$  и подогреве до  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ . Для напыления обычно применяют чистые металлические порошки размером  $5\text{...}50 \text{ мкм}$ . При выходе из сопла расширяющийся в объеме и охлаждающийся газ разгоняется до скорости  $\approx 1200 \text{ м/с}$ . Эффективность напыления в системах с высоким давлением может достигать  $90 \%$ , в то время, как в системах с низким давлением эффективность напыления, как правило, не превышает  $50 \%$ .

В процессах ГДН низкого давления (Low Pressure Cold Spray) рабочий газ — сжатый воздух или азот под давлением  $0,5\text{...}1,0 \text{ МПа}$  ( $5\text{...}10 \text{ атм}$ ), с расходом  $0,5 \text{ м}^3/\text{мин}$  и подогревом до  $550 \text{ }^\circ\text{C}$ . Для напыления покрытий используют механические смеси металлических и керамических порошков. Включение керамического компонента в напыляемую смесь обеспечивает получение качественных покрытий при сравнительно небольших затратах энергии [4]. В расходящейся части сопла газ (и, соответственно, частицы порошка) разгоняется до скорости  $300\text{...}600 \text{ м/с}$ . Достоинством систем для ГДН низкого давления является более высокая степень безопасности при эксплуатации, такие системы, имеют меньшие габаритные размеры и стоимость, проигрывая при этом системам высокого давления по эффективности напыления. Дополнительное достоинство систем низкого давления — меньший износ и, соответственно, больший ресурс рабочего сопла.

Другие важные достоинства процесса холодного ГДН:

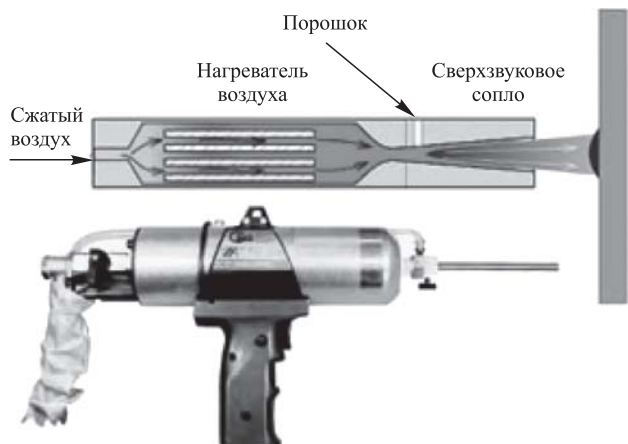
- покрытие может наноситься в атмосфере воздуха при нормальном давлении, при любых значениях температуры и влажности атмосферного воздуха;
- при нанесении покрытий тепловое воздействие на изделие незначительно (изделие в зоне нанесения покрытия не нагревается выше  $100\text{...}150 \text{ }^\circ\text{C}$ ), что практически исключает возникновение внутренних напряжений и деформации;

- технология нанесения покрытий экологически безопасна (отсутствуют высокие температуры, взрывоопасные газы, направленное излучение, нет химически агрессивных отходов, требующих специальной нейтрализации и т.д.);
- при воздействии высокоскоростной и высокоэнергетической газовой струи с потоком напыляемых частиц происходит очистка поверхности от технических загрязнений, масел, красок и активация кристаллической решетки материала изделия;
- поток напыляемых частиц узконаправленный и имеет небольшое поперечное сечение. Это позволяет наносить покрытия на локальные (с четкими границами) участки поверхности изделий с эффективностью напыления более  $90 \%$ ;
- возможно нанесение многокомпонентных покрытий с переменным содержанием компонентов по его толщине;
- возможно нанесение различных типов покрытий с помощью одной установки.

### Элементы физики холодного газодинамического напыления (ГДН)

В процессах ГДН сжатый газ под давлением  $0,5\text{...}3,5 \text{ МПа}$ , проходя через сходящееся, а затем расходящееся сопло (сопло Лавалья), разгоняется до сверхзвуковых скоростей. Частицы порошка дозированно вводят в поток газа непосредственно после сходящейся части сопла для их быстрого ускорения газом, стремительно расширяющимся в объеме. Сжатый газ может быть использован при комнатной температуре или в подогретом состоянии, что позволяет получить несколько более высокие скорости потока. Однако даже при разогреве газа до температур  $900 \text{ К}$  (более  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ ) и выше, что используется достаточно часто, газ очень быстро остывает, расширяясь при выходе из воронки сопла. В результате контакт частиц порошка с разогретым газом столь непродолжителен, что их температура остается много ниже начальной температуры газа и ниже точки плавления материала частиц. Поэтому покрытия, образующиеся при напылении, формируются практически из твердых частиц с минимальным окислением. Типовая схема простейшего устройства подобного типа показана на рис. 1.

Принято считать, что депонирование материала при холодном напылении происходит в результате высокоскоростного удара частиц порошка о подложку и последующей деформации этих частиц. Для простоты процесс взаимодействия напыляе-



**Рис. 1. Устройство для газодинамической обработки поверхности порошковым материалом**

мых частиц с поверхностью подложки можно условно разделить на три основных стадии [5]. На первой стадии поток высокоскоростных частиц за счет эрозионного воздействия очищает поверхность подложки от оксидов, масел, рыхлой ржавчины, абсорбированных веществ и других загрязнений. Поверхность подложки активизируется и формируется развитый микрорельеф.

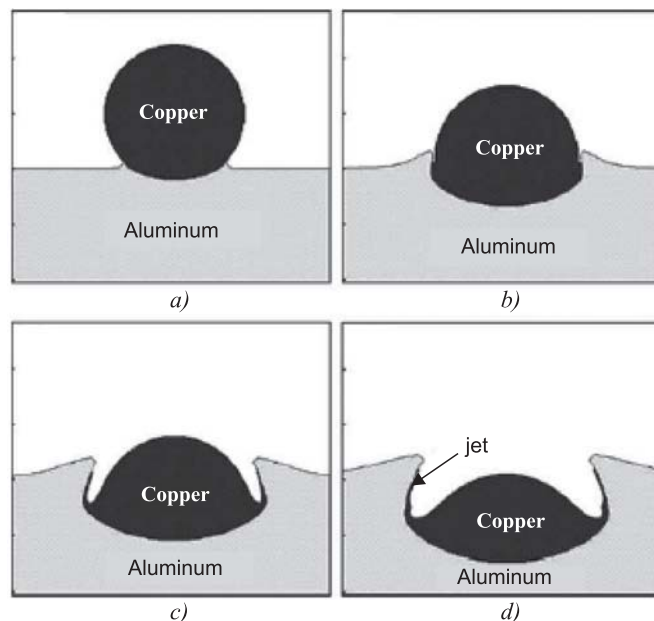
Вторая стадия — формирование зоны контакта покрытия с подложкой, ответственной за прочность сцепления. При высокоскоростном ударе часть частиц (например, твердой керамики) может внедряться в поверхность, образуя прочное механическое сцепление с ней, а металлические частицы, деформируясь при ударе, активируют собственную решетку и структуру поверхности подложки, что может способствовать формированию в пятне контакта химических связей.

На третьей стадии происходит формирование последующих слоев покрытия, т.е. образование основной массы покрытия. При этом движущиеся к поверхности частицы взаимодействуют уже не с основной подложкой, а с такими же частицами, которые закрепились на поверхности изделия. Последовательные удары частиц по частицам, уже закрепившимся на поверхности, деформируют последние, уплотняют покрытие, уменьшая или вовсе устраняя зазоры между частицами (снижая пористость), увеличивая зоны контакта соседних частиц (повышая когезионную прочность металла покрытия) [6].

Общим явлением, наблюдавшимся при холодном напылении порошков на различные подложки, является деформация частиц порошка и подложки, а также подплавление подложки, поскольку есть подтверждения формирования некоторой струи металла (jet на рис. 2, d). На рис. 2

показано поведение сферической частицы меди размером 20 мкм, полученное при компьютерном моделировании ее воздействия на алюминиевую подложку при скорости 650 м/с. Слой материала, соседние с поверхностью взаимодействия, ведут себя подобно "жидкости", что приводит к образованию межфазных волн и вихрей [7].

Предполагается, что адгезия частиц порошка при холодном напылении определяется исключительно их кинетической энергией при столкновении с подложкой, которая обычно меньше, чем энергия, необходимая для расплавления частицы и/или материала основы [8]. Тем не менее, несмотря на отсутствие термического влияния в процессах холодного напыления, определенное изменение микроструктуры может происходить. Так, авторы в рамках проекта по разработке термозащитных покрытий для горячих элементов газотурбинных двигателей исследовали коммерческие порошки CoNiCrAlY для нанесения их методами ГДН в качестве связующего покрытия [9]. Было показано, что производительность процесса и долговечность покрытий напрямую связаны со свойствами покрытия, в частности, микроструктурой и режимами окисления. Химический состав кобальт-никелевого сфероидального порошка Amdry 9951 Sulzer-Metco, испытанного в ходе экспериментов был следующим, %: 37,97 Co; 32,01 Ni; 21,22 Cr; 8,04 Al; 0,5 Y. Покрытия, полученные ГДН на собственном оборудовании,



**Рис. 2. Четыре временных фазы воздействия частицы меди на подложку из алюминия при ГДН:**  
*a* — 5 нс; *b* — 20 нс; *c* — 35 нс; *d* — 50 нс; Copper — медь; Aluminum — алюминий

отличались низкой пористостью (2 %) при толщине до 800 мкм. Измерения показали значения средней скорости частиц ( $558 \pm 95$ ) м/с, что было ниже расчетной для порошков на никелевой основе. Поэтому увеличение толщины покрытия и его уплотнение объяснили в основном ударами и налипанием частиц, а связь с основой — сугубо механическим сцеплением.

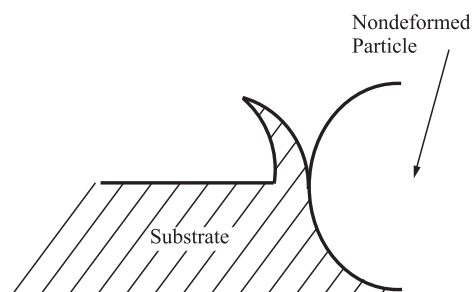
Методы ГДН показали себя перспективными, поскольку в большинстве случаев позволяют сохранять химический состав покрытий таким же, как в изначальных порошках, использованных для напыления. Однако исследование исходного порошка CoNiCrAlY и покрытия с применением методов лабораторного анализа показало, что при напылении происходит изменение микроструктуры, в частности, измельчение зерна и некоторое размытие границ. Таким образом, даже в отсутствие теплового воздействия, метод холодного напыления приводит к определенным структурным изменениям материала в процессе напыления, вызываемых пластической деформацией.

Для правильной интерпретации результатов исследования процессов образования покрытий необходимо понимать статистические зависимости, которые определяют процесс. Во-первых, частицы материала, напыляемые на деталь, имеют не одинаковые размеры, а некоторое их распределение, характеризующее как средним значением, так и дисперсией. В большинстве случаев (но не всегда) такое распределение является нормальным (гауссовым). Распределение частиц по размерам приводит к разбросу скоростей этих частиц для каждого из технологических параметров (давление и тип газа, конструкция сопла, температура, расстояние от среза сопла до объекта). Соображения аэродинамики и некоторые приближения позволяют описать соотношение между массой частицы и ее скоростью достаточно простым выражением [10]:

$$V_p = V(m_0/m)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $V_p$  — скорость частицы;  
 $V$  — средняя скорость частиц;  
 $m$  — масса частицы;  
 $m_0$  — средняя масса частиц.

Частицы меньшего размера движутся со скоростями выше среднего значения, более крупные частицы — медленнее. Многочисленные эксперименты показали, что тенденция верна, хотя численные значения не всегда имеют полное совпадение с теоретическими расчетами, так как скорость частицы определенного размера уменьшается с удалением от центра газового потока.



**Рис. 3. Модель начального механизма связи для недеформировавшейся частицы (простейший случай):**  
 Substrate — подложка; Nondeformed Particle — недеформированная частица

Достаточно простые соображения дали возможность оценки отношения глубины проникновения к половине диаметра (радиусу) частицы, ударяющейся в мишень (рис. 3). При этом предполагается, что стенки кратера, образующегося при ударе, остаются в контакте с поверхностью частицы по всей площади кратера, а радиус частицы существенно не изменяется до ее полной остановки [11].

В таком случае для  $0 \leq X \leq R$  имеем

$$CV = 1/3\pi X^2(3R - X),$$

где  $X$  — окончательная глубина проникновения частицы;

$R$  — радиус частицы.

Объем сферической частицы известен из выражения

$$PV = 4/3\pi R^3.$$

Задав отношению  $CV/PV$  значение 0,06, которое часто было использовано в экспериментах, авторы получили  $X/R = 0,298$ . Например, для частицы диаметром 22 мкм расчетная глубина проникновения равна 3,3 мкм, что подтверждено многократными экспериментами.

### Основные технологические параметры

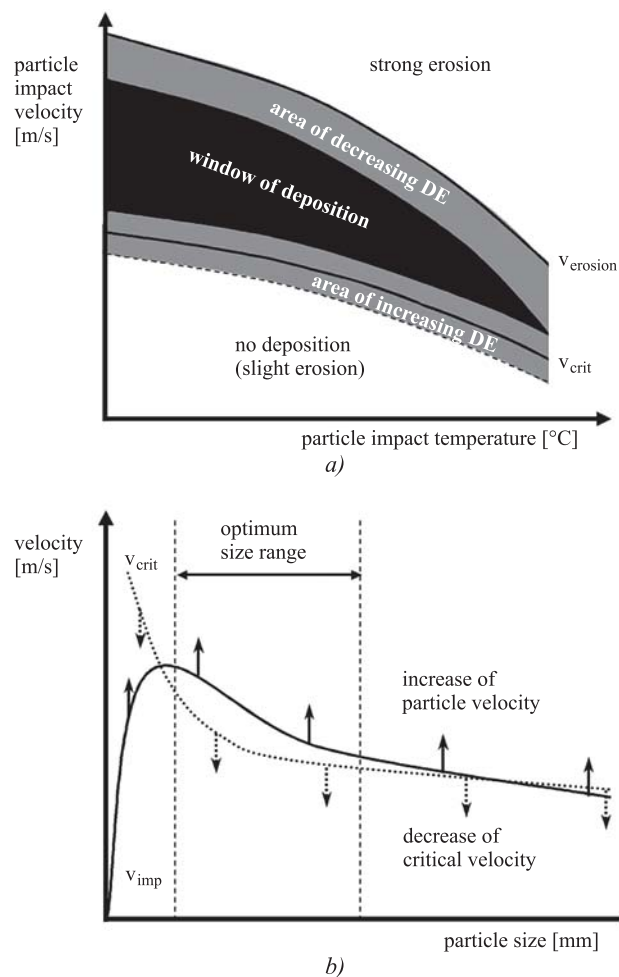
**Скорость частицы и критическая скорость при напылении.** Известно, что скорость частицы в момент удара о подложку или непосредственно перед ударом — один из важнейших параметров процесса холодного напыления порошковых материалов [12]. Этот параметр определяет, происходит ли депонирование порошка на поверхности подложки или поток частиц производит эрозию подложки. Для каждого конкретного напыляемого материала существует минимальная скорость частиц, при которой может происходить депониро-

вание материала (образование покрытия) и такую скорость принято называть критической. Только частицы порошка, имеющие скорость, равную или выше критической, обладают достаточной энергией для образования связи с подложкой.

Наиболее исследованы механизмы и параметры напыления порошков металлов и их сплавов. В соответствии с исследованиями ряда авторов, критическая скорость частиц для порошков ряда часто напыляемых металлов находится в следующих диапазонах: Cu — 560...580 м/с; Fe — 620...640 м/с; Ni — 620...640 м/с; Al — 680...700 м/с [13]. Однако некоторые работы отмечают и вариации критической скорости, например для порошка меди, которая может быть ниже 500 м/с и находиться в пределах 298...356 м/с [14, 15]. Эти вариации критической скорости зависят от многих факторов, в основном, от термических и механических свойств подложки и напыляемого порошкового материала. Скорость частиц порошка является функцией параметров напыления, включая физические характеристики и природу рабочего газа: его температуры и давления; конструкции горелки и сопла; свойств порошка — размеров частиц порошка и его распределения в факеле, плотности порошкового материала и его морфологии.

Повышение температуры рабочего газа приводит к возрастанию скорости газовой струи на выходе из сопла. Соответственно возрастает и скорость движения напыляемых частиц, которая, во вторую очередь, зависит также и от физической плотности самого газа. Ограничения в повышении температуры газа, определяемые тепловыми свойствами и конфигурацией сопла, являются и основными факторами, лимитирующими скорость и температуру рабочих частиц. Поскольку основная цель — повышение температуры соударения напыляемых частиц с мишенью, баланс между скоростью газа и термическими параметрами процесса становится критичным. Связь образуется в том случае, когда скорость частицы превышает некоторое критическое значение ( $v_{crit}$ ). С другой стороны, при увеличении скорости частицы наступает момент, когда при сильном ударе связь не образуется, а наоборот, частица выбивает часть материала подложки, вызывая эрозию материала подложки ( $v_{erosion}$ ) (рис. 4). Две кривые демонстрируют критическую скорость ударяющейся частицы и скорость частицы, при которой образуется эрозия. Центральная линия графика критической скорости обозначает 50%-ную эффективность напыления материала. В области вокруг этой линии, обозначенной серым цветом, эффективность депонирования изменяется от 0 до практически 100 %. В серой зоне вблизи  $v_{erosion}$

происходит изменение физических явлений — от напыления к эрозии. Между этими зонами находится зона эффективного депонирования частиц (window of deposition). При использовании конкретных порошковых материалов оптимальными параметрами напыления для определенной температуры будут те, при которых скорость частицы



**Рис. 4. Диаграмма температурно-скоростных режимов газодинамического напыления (а) и диаграмма скоростных режимов напыления и их связи с оптимальными размерами частиц напыляемого материала (б):**

*a:* particle impact velocity — скорость удара частицы (о подложку); particle impact temperature — температура при ударе частицы; strong erosion — область сильной эрозии; area of decreasing DE — область уменьшения эффективности осаждения; window of deposition — окно (зона) эффективного осаждения; area of increasing DE — область увеличения эффективности осаждения; no deposition (slight erosion) — осаждения не происходит (небольшая эрозия);

*b:* velocity — скорость; particle size — размер частицы; optimum size range — оптимальный диапазон размеров; increase of particle velocity — увеличение скорости частицы; decrease of critical velocity — уменьшение критической скорости

при соударении с подложкой находится в центре этой зоны.

На рис. 4, *b* схематично представлена критическая скорость  $v_{crit}$  совместно со скоростью частицы порошка при ударе о подложку ( $v_{imp}$ ) как функции размера этой частицы. Значение критической скорости уменьшается с ростом размера частиц, постепенно переходя в плато. Кривая скорости удара о подложку имеет пик, поскольку очень маленькие частицы разгоняются до более высоких скоростей, однако замедляются ударной волной вблизи подложки. Более крупные частицы разгоняются потоком до меньших скоростей и поэтому обладают меньшей скоростью при ударе о подложку. Для тех размерных диапазонов, где скорость при ударе превышает критическое значение, частицы "прилипают" к подложке. На графике показан диапазон оптимальных размеров частиц порошка для использования в процессах холодного газодинамического напыления.

Таким образом:

- эффективная связь покрытия с основой имеет место только в определенном диапазоне скорости частиц, который называют зона эффективного депонирования частиц (window of deposition);

- эта зона ограничена значениями критической скорости частиц (минимальная скорость) и скоростью частиц, при которой начинается эрозия подложки (максимальная скорость);

- ниже критической скорости пластическая деформация слишком мала для образования связи, выше скорости эрозии гидродинамические эффекты вызывают эрозию поверхности;

- критическая скорость и скорость эрозии зависят от условий напыления, свойств порошкового материала, в частности размеров частиц, а также температуры частиц и подложки [16].

Скорость частиц порошка влияет также и на микроструктуру покрытия. Первый слой частиц порошка плотно утрамбован ударами последующих частиц, ударяющих в первый слой на большой скорости. Аналогично развиваются и последующие слои. Однако верхние слои, не испытывающие "трамбующего" влияния скоростного потока частиц, имеют менее плотную микроструктуру и соответственно большую пористость по сравнению с внутренними слоями покрытия. На толщину верхнего (пористого) слоя влияют параметры напыления, свойства материала и морфология частиц. Поскольку скорость частиц существенно возрастает при использовании в качестве рабочего газа гелия по сравнению с азотом при тех же эксплуатационных параметрах, отмечается лучший уплотняющий эффект именно при использовании

гелия. При этом образуется и более тонкий верхний пористый слой. Отмечается, что при холодном напылении титановых покрытий с азотом в качестве несущего газа, как правило, образуется обширный верхний пористый слой даже при эффективности напыления, превышающей 80 %.

#### Адгезия и "размазывание" частиц при ударе.

В процессах холодного напыления импульс энергии передается от струи газа, движущейся со сверхзвуковой скоростью, частицам порошка, что результируется в высокоскоростной поток порошка. Частицы порошка при ударе о подложку пластически деформируются и образуют связь с подложкой. Последующие слои частиц образуют связи друг с другом и формируют покрытие, которое наращивается вновь "прибывающими" частицами порошка. Соотношение размеров деформированной частицы (сплат — "splat")  $D$  и изначальной частицы  $d$  при холодном напылении исследовано достаточно подробно. Степень "размазывания" ( $D/d$ ) прямо пропорциональна скорости и обратно пропорциональна величине предельного напряжения самой частицы [17]. Частицы с одинаковым предельным напряжением, удельной плотностью материала и примерно одинакового размера "размазываются" по подложке тем больше, чем выше скорость напыления.

Таким образом, при более высокой скорости напыления, которая поднимается с увеличением температуры газа, покрытие будет распределяться и более ровным слоем. Авторы отмечают значительное уменьшение шероховатости, увеличение эффективности напыления, а также микротвердости и модуля упругости покрытия с увеличением скорости частиц в потоке при холодном напылении. Авторы также отмечают те же самые тенденции при уменьшении дистанции напыления, что было получено при исследовании ГДН порошка титана на алюминиевые трубки. Другие авторы отмечают рост связи напыленных частиц с основой при увеличении давления (например, от 0,4 до 1,0 МПа) при холодном напылении частиц  $TiO_2$  на подложки из коррозионно-стойкой стали. Из других важных результатов следует отметить более высокую адгезию "прилипших" к подложке частиц при уменьшении их размера, в частности  $< 5$  мкм [18]. Не исключено, что низкие предельные напряжения алюминия и меди являются причиной образования очень плотных покрытий с низкой пористостью при ГДН.

**Размеры частиц.** Скорость частиц при ГДН обратно пропорциональна их диаметру  $d$  и может быть представлена как [19]

$$V_p = k/dn,$$



где  $V_p$  — скорость частиц;

$k$  и  $n$  — коэффициенты, относящиеся к состоянию рабочего газа.

Зависимость скорости частицы меди от ее диаметра при различных условиях напыления (температура, давление) с использованием азота (C1, C2, C3) и гелия (C4) приведена на рис. 5. Во всех случаях была использована горелка со сходящимся-расходящимся соплом Лавала с перетяжкой 2 мм, степенью расширения 9 и длиной после перетяжки 100 мм. Скорость частиц снижается для всех испытанных режимов при увеличении размеров этих частиц. Отмечается, что снижение скорости особо существенно для маленьких частиц, диаметр которых менее 20 мкм.

Однако дальнейшее уменьшение размера напыляемых частиц может не иметь положительного эффекта. В частности, авторы напыляли два вида порошка одного и того же алюминиевого сплава 2618 (Al—Cu—Mg—Fe—Ni), содержащего также и Sc [20]. В первом случае размеры частиц порошка, полученного распылением, были в диапазоне традиционных размеров (25...38 мкм), во втором случае использовали нанокристаллический порошок, полученный размолотом при криогенных температурах (менее 25 мкм). Напыление проводили на алюминиевые подложки. Механические свойства порошков и покрытий исследовали методом наноиндентации, а микроструктуру — традиционными способами. Результаты исследований показали, что твердые частицы, полученные размолотом при низкой температуре, не испытывают значительной пластической деформации при ударе о подложку и не образуют достаточно плотного покрытия — такого, как порошок, полученный традиционным методом распыления. Этот негативный результат получен несмотря на то, что скорость частиц после криогенного размола при наличии иррегулярной формы была значительно выше, чем скорость частиц, полученных методом распыла (рис. 6).

Морфология покрытий была ближе к морфологии частиц, изготовленных традиционными методами. По-

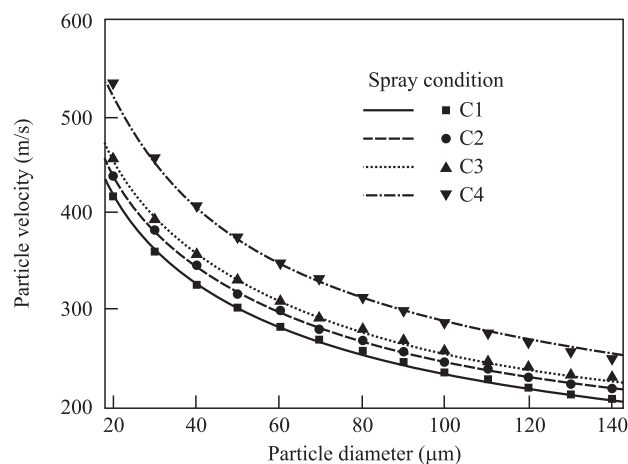


Рис. 5. Скорость частиц (Particle velocity) как функция их диаметра (Particle diameter) при различных условиях рабочего газа

крытия, депонированные с использованием таких частиц, имели незначительную пористость и превосходное сцепление с основой. Частицы меньшего размера, полученные методом криогенного размола, образовывали покрытия более низкого качества с пористостью 5...10 %.

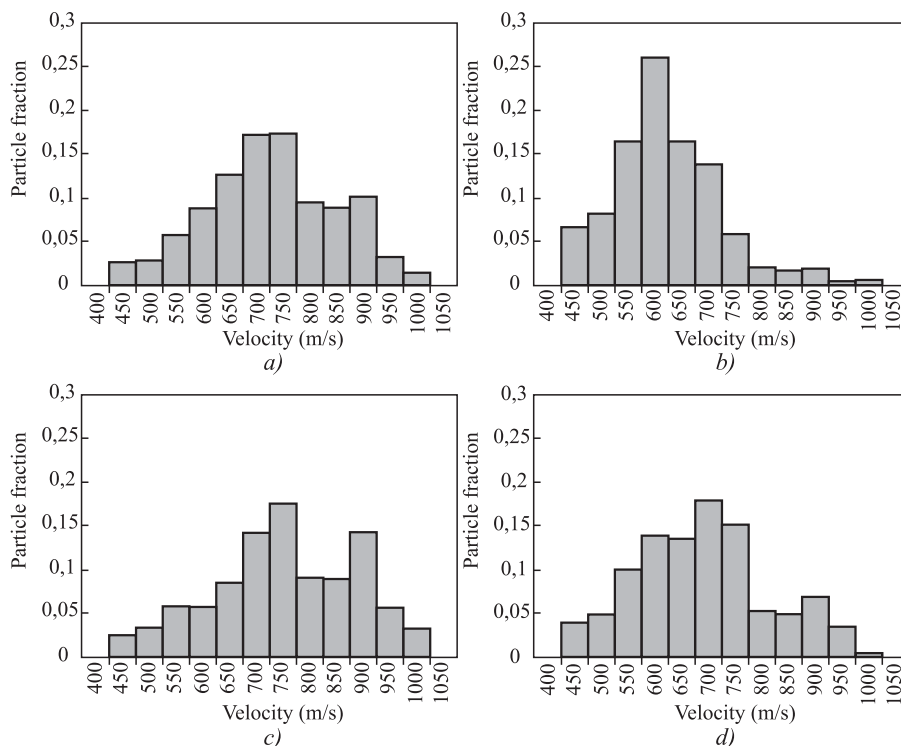


Рис. 6. Гистограммы измеренных распределений скорости частиц порошка при напылении покрытий:

$a$  — сферические частицы традиционного распыления  $d < 25$  мкм;  $b$  — сферические частицы традиционного распыления  $25 < d < 38$  мкм;  $c$  — несферические частицы криогенно размолотые  $d < 25$  мкм;  $d$  — несферические частицы криогенно размолотые  $25 < d < 38$  мкм; Particle fraction — (размерная) фракция частиц; Velocity — скорость

Авторы провели исследование ГДН порошка никеля, который для напыления был механически размолот в жидком азоте до получения порошка со средним размером нанокристаллического зерна в диапазоне 20...30 нм (рис. 7) [21]. Напыленные покрытия исследовали с использованием методов сканирующей электронной микроскопии, трансмиссионной электронной микроскопии, рентгеновской дифракции и микро- и наноиндентации. Было показано, что структура нанокристаллического зерна сохранялась в покрытии. Твердость, измеренная в покрытии, составляла 5,93 ГПа

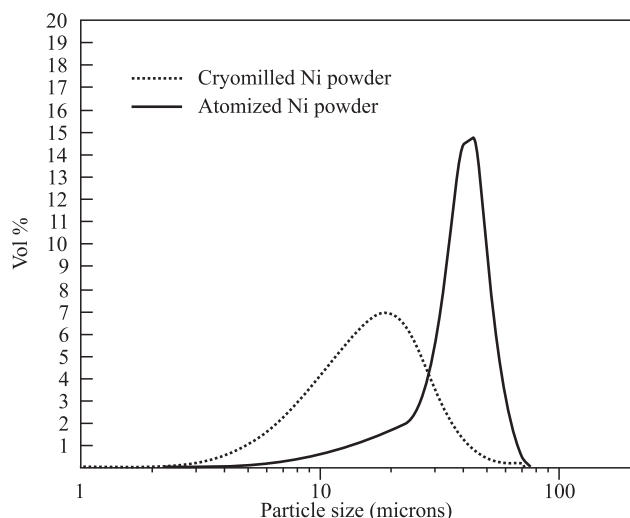


Рис. 7. Распределение частиц порошка никеля по размерам до и после криогенного перемалывания:

Vol — объем; Particle size — размер частиц; Cryomilled Ni powder — криоразмолотый порошок Ni; Atomized Ni powder — распыленный порошок Ni

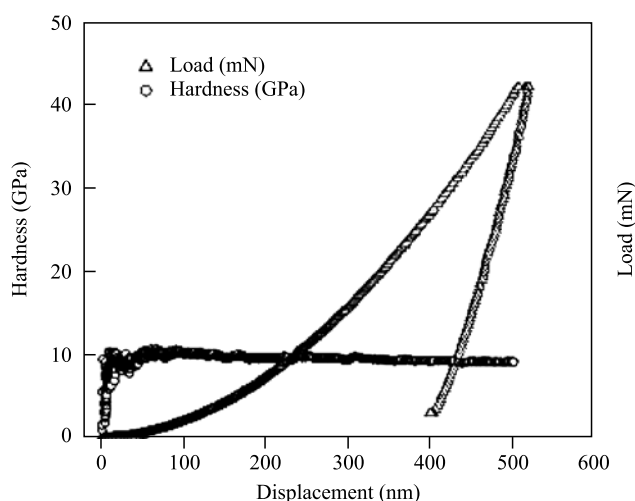


Рис. 8. Типичная кривая нагрузки и твердости по глубине нанокристаллического никелевого покрытия:

Hardness — твердость; Load — нагрузка; Displacement — глубина

(HV 0,3) и была сравнима с твердостью, получаемой в покрытиях при гальваническом осаждении нанокристаллического никеля в том же диапазоне размеров зерна (рис. 8). Таким образом, авторы показали возможность сохранения микроструктуры и твердости порошка при напылении покрытий газодинамическими методами.

(Продолжение следует.)

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Папырин А.Н. Метод холодного газодинамического напыления // Доклады АН СССР. 1990. Т. 315. С. 1062—1063.
2. Papyrin A. Cold spray technology // Advanced Materials & Processes. 2001. Vol. 159. No. 9. P. 49—51.
3. Каширин А.И., Шкодкин А.В. Метод газодинамического напыления металлических покрытий: развитие и современное состояние // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 12 (36). С. 22—33.
4. E. Tinashe Sanyangare. Conceptual Design of a Low Pressure Cold Gas Dynamic Spray (LPCGDS) System, MS Thesis, (2010).
5. Smith M.F., Brockman J.E., Dykhuizen R.C. et al. Cold Spray Direct Fabrication — High Rate, Solid State, Material Consolidation // Proceedings of the Fall 1998 Meeting of the Materials Research Society. Boston. MA. 30 November — 4 December 1998.
6. Ghelichi R., Guagliano M. Coating by the Cold Spray Process: a state of the art // Frattura ed Integrità Strutturale. 2009. 8. P. 30.
7. Champagne V.K., Helfritsch D., Leyman P. et al. Interface Material Mixing Formed by the Deposition of Copper on Aluminum by Means of the Cold Spray Process // Journal of Thermal Spray Technology. 2005. Vol. 14. P. 330—334.
8. Dickinson M.E., Yamada M. A new method for measuring shear adhesion strength of ceramic cold spray splats // Nanoscience and Nanotechnology Letters. 2010. No. 2 (4). P. 348.
9. Richer P., Zúñiga A., Yandouzi M., Jodoin B. CoNiCrAlY microstructural changes induced during Cold Gas Dynamic Spraying // Surface and Coatings Technology. 2008. Vol. 203. Iss. 3—4. P. 364—371.
10. Dykhuizen R.C., Smith M.F. Gas Dynamic Principles of Cold Spray // Journal of Thermal Spray Technology. 1998, No. 7 (2).
11. Dykhuizen R.C., Smith M.F. et al. Impact of High Velocity Cold Spray Particles // Journal of Spray Technology. 1999. No. 8 (4).
12. Ghelichi R., Guagliano M. Coating by the Cold Spray Process: a state of the art // Frattura ed Integrità Strutturale. 2009. No. 8. P. 30—44.
13. Karthikeyan J. Cold spray technology: International status and USA efforts, report by ASB Industries. 2004.
14. Champagne V.K. et al. Interface Material Mixing Formed by the Deposition of Copper on Aluminum by Means of the Cold Spray Process // Journal of Thermal Spray Technology. 2005. Vol. 14. No. 3. P. 330—334.
15. C.-J. Li, W.-Y. Li, H. Li. Measurement and numerical simulation of particle velocity in cold spraying // J. of Thermal Spray Technology. 2006. No. 15 (4). P. 559—567.
16. Assadi H., Schmidt T., Richter H. et al. On Parameter Selection in Cold Spraying // Journal of Thermal Spray Technology. 2011. Vol. 20 (6). P. 1161—1176.



17. Lima R.S., Kucuk A., Berndt C.C. et al. Deposition efficiency, mechanical properties and coating roughness in cold-sprayed titanium // Journal of Materials Science Letters. 2002. No. 21. P. 1687.

18. Dickinson M.E., Yamada M. A new method for measuring shear adhesion strength of ceramic cold spray splats // Nanoscience and Nanotechnology Letters. 2010. No. 2 (4). P. 348.

19. C.-J. Li, W.-Y. Li, Y.-Y. Wang, G.-J. Yang, H. Fukanuma. A theoretical model for prediction of deposition ef-

iciency in cold spraying // Thin Solid Films. 2005. No. 489. P. 79—85.

20. Jodoin B. et al. Effect of particle size, morphology, and hardness on cold gas dynamic sprayed aluminum alloy coatings // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 201. Iss. 6. P. 3422—3429.

21. Ajdelsztajn L. Synthesis and mechanical properties of nanocrystalline Ni coatings produced by cold gas dynamic spraying // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 201. Iss. 3—4. P. 1166—1172.

УДК 621.891

В.А. Ким, Аунг Нгве Тэйн, В.В. Лысенко, А.А. Афанасьева  
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)  
E-mail: kmtnm@knastu.ru

## Диссипативные структуры взаимодействия лазерного излучения с конструкционной сталью 45

*Поверхностная структура при лазерной обработке формируется в неравновесных условиях взаимодействия материала с концентрированным энергетическим потоком. Такая структура характеризуется повышенной плотностью дефектов кристаллического строения, развитыми внутренними границами и высокой степенью упорядоченности, которые определяют ее диссипативные свойства с упрочнением. Количественными показателями диссипативной структуры являются средняя плотность границ и относительная площадь "темных" микроструктурных объектов. К "темным" микроструктурным объектам относят структурные составляющие темного цвета, идентифицированные травлением металлографического шлифа, обладающие более высокой свободной энергией или химическим потенциалом. Структура, полученная в результате твердофазной закалки, имеет среднюю плотность границ выше по сравнению со структурой, сформированной из жидкофазного расплава. Показатель — относительная площадь "темных" микроструктурных объектов ведет себя противоположным образом. С повышением удельной энергии лазерного излучения средняя плотность границ и микротвердость изменяются по экстремальной зависимости, при этом их максимумы располагаются в одной режимной области. Микротвердость поверхностного слоя, полученного в зоне твердофазной закалки, выше, чем в слое, сформированном из расплавленного слоя. Для обеспечения максимально упрочненного поверхностного слоя рекомендуется после лазерной обработки проводить полировку для снятия поверхностного слоя толщиной 50...100 мкм.*

**Ключевые слова:** лазерная обработка, микроструктура, диссипация, микротвердость, плотность границ, относительная площадь, дефекты кристаллического строения, закалка, отпуск.

*The surface structure during laser processing is formed under non-equilibrium conditions of interaction of the material with concentrated energy flow. This structure is characterized by high density of crystal defects, developed internal boundaries and high degree of order, which determine its dissipative properties with hardening. Quantitative indicators of dissipative structure are the average density of boundaries and the relative area of "dark" microstructural objects. The "dark" microstructural objects include structural components of dark color, identified by etching of the section metallographic specimen, having higher free energy or chemical potential. The structure obtained as result of solid-phase hardening is characterized by higher average density of the boundaries in comparison with the structure formed from the liquid-phase melt. The relative area of "dark" microstructural objects behaves in the opposite way. The average density of the boundaries and microhardness change in extreme dependence, with increase in the specific energy of laser radiation, while their maxima are located in the same regime region. The microhardness of the surface layer obtained in the solid-phase hardening zone is higher than in the layer formed from the molten layer. To ensure the maximum hardened surface layer, it is recommended to polish after laser processing to remove the surface layer of 50...100 microns thickness.*

**Keyword:** laser processing, microstructure, dissipation, microhardness, boundaries density, relative area, crystal defects, hardening, tempering.

### Введение

Поверхностная структура, образованная в результате лазерного воздействия, формируется

в неравновесных условиях по синергетическому алгоритму и отличается незавершенностью структурных превращений, повышенной плотностью дефектов кристаллического строения и высокой

степенью упрочнения [1–4]. Такая структура по всем формальным признакам относится к диссипативной, при этом сам процесс диссипации является ответной реакцией обрабатываемого материала на высококонцентрированный энергетический поток лазерного воздействия.

Под диссипативностью понимают способность системы путем изменения внутренней структуры минимизировать влияние внешнего энергетического возмущения, трансформировать поглощенную энергию в теплоту и другие необратимые формы и отводить ее из зоны воздействия. Диссипативные структуры являются динамическими и могут существовать только в неравновесном процессе взаимодействия материала с высококонцентрированными энергетическими потоками. После завершения такого взаимодействия они переходят в статическое состояние, полностью меняя свою структурную организацию и диссипативную функциональность [5, 6].

Поверхностные микроструктуры, модифицированные и упрочненные лазерной обработкой, при дальнейшей эксплуатации подвергаются вторичному внешнему, как правило, контактно-фрикционному или деформационно-термическому воздействию. Вторичные структуры, образующиеся при этом, развиваются по своим синергетическим алгоритмам и также относятся к категории диссипативных структур. Диссипативная активность вторичных структур также определяется способностью минимизировать влияние внешних возмущений путем образования особых микроструктур, которые трансформируют энергию внешнего воздействия в тепловые потоки и создающих каналы повышенной проводимости энерго- и массопереноса для разгрузки зоны взаимодействия. Зачатки таких структурных образований закладываются на стадии формирования первичных диссипативных структур при лазерной обработке. То есть между вторичными эксплуатационными и первичными диссипативными структурами имеется тесная структурная наследственность.

Отличительная особенность любых диссипативных структур — высокая плотность центров тепловыделения и наличие активных каналов теплового и диффузионного массопереноса [6]. К активным центрам тепловыделения относят различные микроструктуры, тормозящие миграцию дефектов кристаллического строения за счет внутреннего трения. К активным каналам проводимости относят межзеренные и межфазные границы и микроструктурные комплексы с упорядоченной организацией [6].

В статье представлены результаты количественного описания строения диссипативных структур, образующиеся при взаимодействии углеродистой стали 45 с лазерным излучением, раскрывающие механизм их функционирования в неравновесном процессе взаимодействия материала с концентрированным энергетическим потоком.

### Методика исследования

Поверхностное упрочнение образцов из отожженной конструкционной стали 45 осуществляли на технологической лазерной установке импульсного типа RLS-300. Удельную энергию единичного лазерного воздействия  $W$  рассчитывали по формуле

$$W = \frac{4E}{\pi d^2}, \quad (1)$$

где  $E$  — энергия единичного лазерного излучения;  $d$  — диаметр пятна лазерного воздействия.

Режимы лазерной обработки приведены в таблице.

Травление микрошлифов проводили 4,0%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Цифровые изображения микроструктур получали на металлографическом микроскопе Nikon 200A при увеличении 400 и 1000 раз. Обработку изображений микроструктур осуществляли с помощью программы Image.Pro.Plus.5.1, которая включала коррекцию резкости, снятие контрастной маски, выделение границ с помощью фильтра Лапласа и калибровку для привязки кратности увеличения изображения к соответствующей масштабной линейке [7–9].

#### Режимы импульсной лазерной обработки стали 45

Номер режима	$U$ , В	$d$ , см	$t$ , мс	$f$ , Гц	$E$ , Дж	$W$ , Дж/см <sup>2</sup>
1	450	0,2	1,0	5,0	5,3	168,790
2			2,0		11,0	350,312
3			2,5		15,0	477,707
4			3,0		18,0	573,248
5			3,5		21,0	668,790
6			4,0		24,0	764,332
7			4,5		27,0	859,873

Обозначения:  $U$  — напряжение накачки квантрона;  $f$  — частота импульсов;  $t$  — длительность лазерного импульса.

Большинство программ обработки изображений микроструктур позволяет проводить ранжирование объектов изображения по глубине цветовых оттенков. Контрастная маска включала только "темные" микроструктурные составляющие, а их выделение осуществлялось с помощью алгоритма цветовой сегментации. Степень темного оттенка характеризует активность протекания химической реакции при травлении металлографических шлифов, определяемых величинами химических потенциалов микроструктурных объектов и анодного потенциала микрогальванопар, образующихся между смежными микроструктурными объектами [9].

По изображениям микроструктур определяли количественные показатели структурной организации материала, в частности, общее число  $N$  микроструктурных объектов, суммарную длину периметров микроструктурных объектов  $P_i$  и их площадей  $F_i$ , а также фрактальную размерность границ  $D_i$ , зафиксированных на определенной площади металлографического шлифа [7, 9]. По результатам измерений рассчитывали комплексные показатели структурной организации, в частности, среднюю плотность границ  $p_{\text{ср}}$  и относительную суммарную площадь "темных" микроструктурных объектов  $f_{\text{отн}}$ :

$$p_{\text{ср}} = \frac{\sum_{i=1}^N P_i}{N}; \quad (2)$$

$$f_{\text{отн}} = \frac{\sum F_i}{F_{\Phi}}, \quad (3)$$

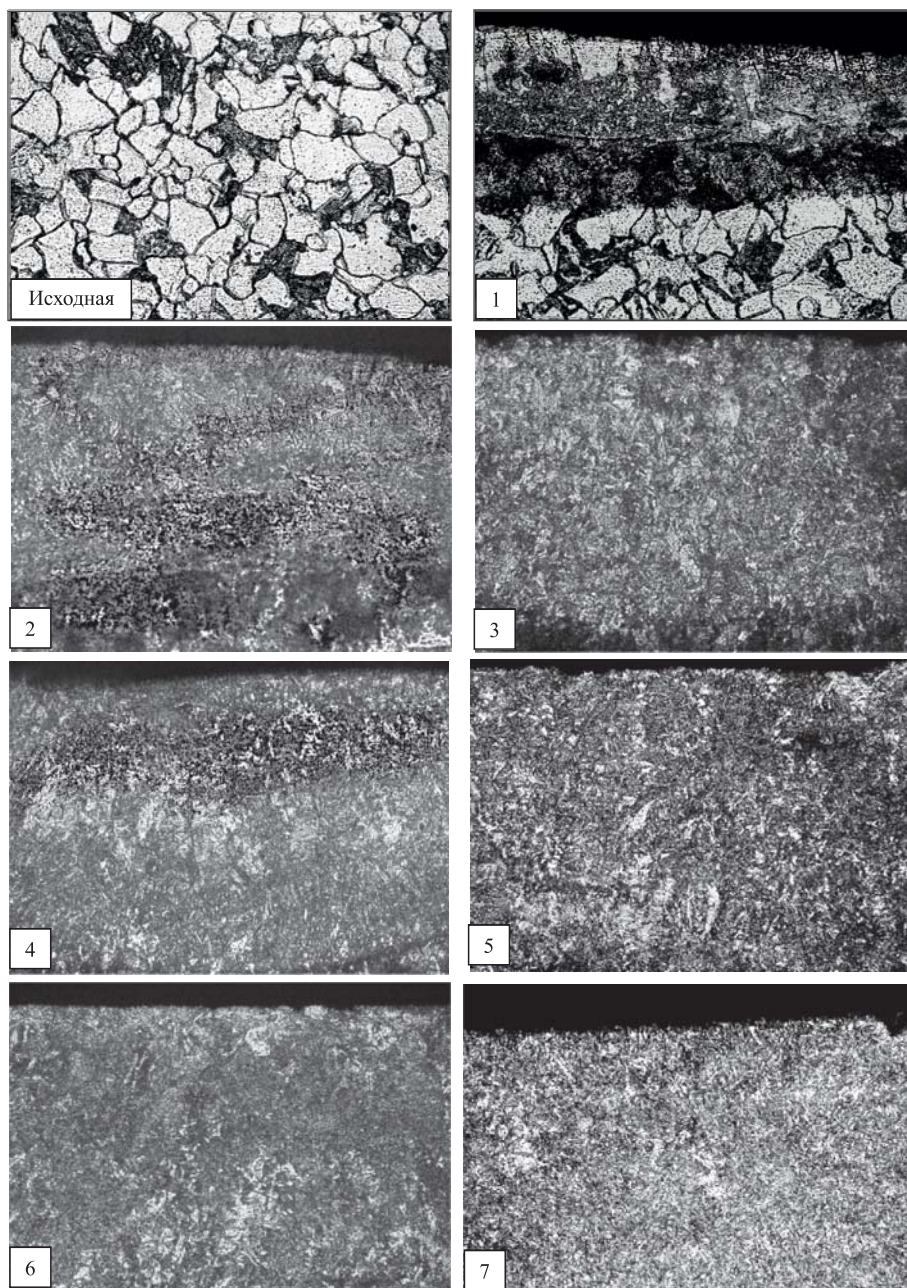
где  $F_{\Phi}$  — площадь поверхности металлографического шлифа, в пределах которой определяли микроструктурные показатели.

Относительная суммарная площадь "темных" микроструктурных объектов  $f_{\text{отн}}$  характеризует степень неоднородности структурной организации материала по значению их химического потенциала [10, 11].

Микротвердость измеряли по шкале Виккерса с помощью микротвердомера НМV (Shimadzu) при нагрузке на алмазный наконечник 0,49 Н.

### Полученные результаты и их анализ

На рис. 1 представлены микроструктуры стали 45 в исходном отожженном состоянии и после лазерной импульсной обработки. Поверхностная структура, образованная лазерной обработкой,



**Рис. 1. Микроструктуры упрочненного лазерной обработкой поверхностного слоя.** Цифры на изображениях соответствуют режимам лазерной обработки (см. таблицу)

состоит из отдельных слоев, плавно переходящих один в другой, включающих зону, сформированную их расплавленной фазы (ЗРФ) и зону термического влияния (ЗТВ). В свою очередь, ЗТВ состоит из зоны твердофазной закалки (ЗТФЗ) и зоны отпуска (ЗО). Граница между ЗРФ и ЗТВ проявляется четко, а границы между остальными зонами носят размытый характер.

С повышением удельной энергии лазерного воздействия общая глубина измененного слоя и ее отдельные составляющие увеличиваются. На всех исследованных режимах лазерной обработки наблюдалось оплавление самого верхнего слоя. Исходная структура отожженной стали 45 представляет равновесную ферритно-перлитную композицию. При лазерном воздействии в первую очередь плавлению подвергались зерна перлита, имеющие более низкую температуру фазового перехода. С повышением энергии лазерного воздействия плавление начинало охватывать зерна феррита, но образующаяся при этом жидкая фаза имеет более высокое содержание углерода, чем в исходном твердофазном ферритном зерне. В образующейся жидкой фазе могут присутствовать не успевшие расплавиться твердокристаллические включения, преимущественно состоящие из феррита. При остывании основная жидкая фаза превращалась в начале в аустенит, а затем в мартенситную матрицу. Из-за высокой скорости охлаждения в мартенситной матрице могут присутствовать аустенитные и ферритные включения. Так, при удельной энергии  $168,79 \text{ Дж/см}^2$  в ЗРФ наблюдаются относительно крупные ферритные и мелкие перлитные зерна исходной структуры, а на других более высоких режимах — только ферритные.

Повышенное содержание карбида железа в жидкофазном слое достигалось за счет восходящей диффузии углерода из глубинных областей, инициированных высокими градиентами температур. Повышенное содержание углерода сохранялось в формирующейся мартенситной матрице, обеспечивая ей более высокую микротвердость.

Лазерное излучение является монохроматической когерентной электромагнитной волной, поглощение которой металлами происходит в результате многокаскадного фотон-электронного, электрон-электронного и электрон-фононного взаимодействия. Конечным результатом этого процесса является динамический высококонцентрированный тепловой поток [1, 2]. Большая часть этого теплового потока затрачивается на образование динамического температурного поля, и затем его уноса вглубь материала за счет теплопроводности. Другая часть поглощенной энергии инициирует

образование и развитие новых структур за счет фазово-структурных превращений, образования новых химических соединений, генерации различных дефектов кристаллического строения и их взаимодействия между собой, диффузионного массопереноса, миграции внутренних границ и т.п.

При лазерном воздействии в материале возникает динамическое температурное поле. Крайнее положение изотермы плавления определяет объем материала, который подвергается плавлению, т.е. ширину ЗРФ, а крайнее положение изотермы полиморфных превращений — ширину ЗТФЗ. Изотерма температуры плавления возникает в момент поглощения лазерного излучения на режимах, вызывающих оплавление поверхностного слоя, и сразу начинает перемещаться вглубь в течение лазерного импульса по мере развития температурного поля. После прекращения лазерного импульса изотерма плавления продолжает перемещаться вглубь, так как зона расплавленного металла, имеющая температуру выше температуры плавления, остается некоторое время активным тепловым источником. Достигнув максимальной глубины залегания, изотерма плавления начинает перемещаться в обратном направлении по мере остывания поверхностного слоя. Аналогичным образом ведет себя изотерма полиморфных превращений, которая образуется и развивается с определенным временным отставанием от изотермы плавления, но проникает на большую глубину. Крайнее положение изотермы полиморфных превращений определяет глубину закаленного слоя.

Коэффициент теплопроводности с повышением температуры в диапазоне термических условий взаимодействия лазерного излучения с углеродистыми сталями снижается. Это указывает на то, что существует физическое ограничение активности канала оттока теплоты из зоны лазерного воздействия за счет теплопроводности. Возникающий дисбаланс между поглощенной плотностью мощности лазерного излучения и плотностью теплового оттока за счет теплопроводности является основной причиной развития неравновесного процесса структурообразования поверхностного слоя. Наибольшая активность неравновесных процессов достигается в ЗРФ и ЗТФЗ.

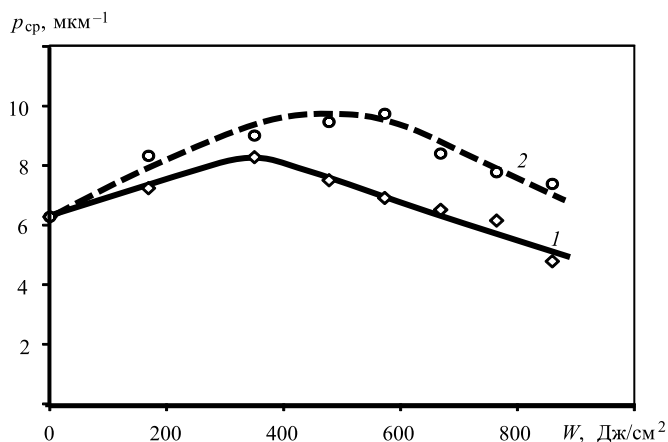
Величина упрочнения модифицированного поверхностного слоя определяется приращением энергии Гиббса за счет увеличения плотности дислокаций и других дефектов кристаллического строения, повышения развитости внутренних границ, измельчения зерен, образования новых химических соединений и других структурных превращений.



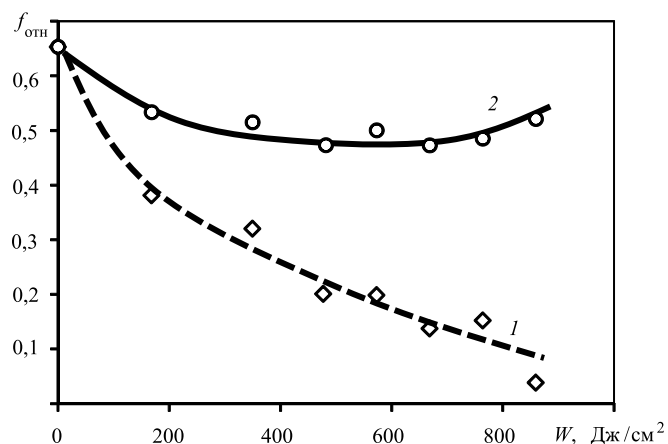
Развитость внутренних границ оценивается суммарной длиной периметров микроструктурных объектов, отнесенных к единичной площади поверхности шлифа и фрактальной размерностью границ [7].

Микроструктуры с высоким химическим потенциалом можно идентифицировать по активности химического травления, которые образуют микромасштабные объекты с более "темным" оттенком, и которые выявляются с помощью алгоритма цветовой сегментации [10].

На рис. 2 показана зависимость средней плотности границ микроструктурных объектов от удельной энергии лазерного излучения. Средняя плотность границ в ЗТФЗ существенно выше по сравнению с ЗРФ. Полученные зависимости носят экстремальный характер с наличием максимума. Восходящая ветвь отражает процессы об-



**Рис. 2.** Влияние удельной энергии лазерного излучения на среднюю плотность границ микроструктурных объектов: 1 — зона расплавленной фазы; 2 — зона твердофазной закалки



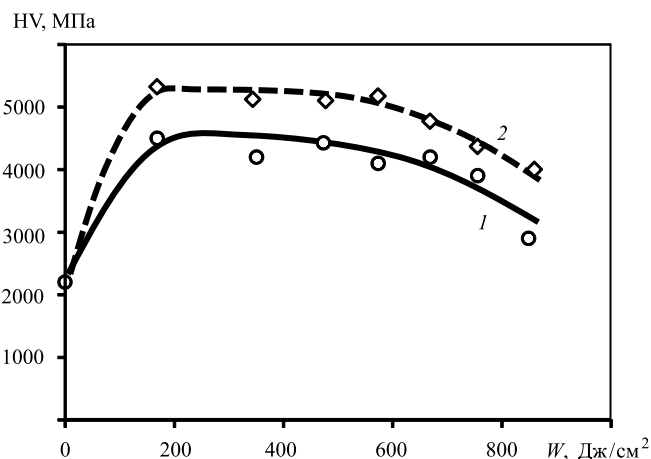
**Рис. 3.** Влияние удельной энергии лазерного излучения на относительную площадь "темных" микроструктурных объектов зоны расплавленной фазы (1) и зоны твердофазной закалки (2)

разования и развития внутренних границ с повышением средней энергии лазерного излучения, а нисходящая — процессы миграции и растворения границ за счет разложения мартенсита и укрупнения зерен, вызванных высокой температурой и более длительным тепловым воздействием. В ЗРФ повышенная плотность границ формируется в процессах кристаллизации расплава, образования мелкодисперсной аустенитной фазы и превращения ее в мартенсит. А снижение развитости границ происходит в результате разложения мартенсита и укрупнения зерен при охлаждении поверхностного слоя, а также более длительного нахождения при высокой температуре. В ЗТФЗ средняя плотность границ является результатом двух конкурирующих процессов: аустенитно-мартенситного превращения и термического разложения мартенсита, если его нахождение в высокотемпературном состоянии превышает определенный временной период. Пониженное значение средней плотности границ ЗРФ объясняется более активными процессами отпуска, чем в ЗТФЗ.

На рис. 3 представлено влияние удельной энергии лазерного воздействия на относительную площадь "темных" микроструктурных объектов в ЗРФ и ЗТФЗ. Большая относительная площадь "темных" объектов в ЗТФЗ указывает на повышенные значения химических потенциалов микроструктурных составляющих и высокую активность микрогальванических пар, возникающих между ними. Меньшая относительная площадь "темных" микроструктурных объектов ЗРФ связана с более низким значением их химических потенциалов и более высокой структурной однородностью, которая определяет низкую активность микрогальванопар между ними. Высокая диссипативная активность модифицированных структур ЗРФ достигается за счет повышенной тепловой и диффузионной объемной проводимости. Диссипативные процессы в ЗТФЗ реализуются за счет энерго- и массопереноса по внутренним поверхностям или межзеренным границам и их активным участием в механизмах блокирования носителей деформации.

Упрочнение сформированной поверхностной структуры можно оценить по приращению микротвердости относительно исходного состояния материала. Характер распределения микротвердости по глубине отражает ее слоистое строение, при этом четко различаются ЗРФ и ЗТФЗ (рис. 4).

ЗРФ характеризуется повышенным упрочнением, проявляющимся на эпюре распределения микротвердости по глубине в виде горизонтальной площадки величиной  $HV = 4200...4500$  МПа, ширина которой с повышением удельной энергии



**Рис. 4.** Влияние удельной энергии лазерного излучения на микротвердость упрочненного поверхностного слоя: 1 — зона расплавленной фазы; 2 — зона твердофазной закалки

лазерного воздействия возрастает. Самый верхний слой ЗРФ дольше всего по времени находится в нагретом до максимальной температуры состоянии, поэтому при превышении удельной энергии лазерного воздействия определенной величины в нем происходят термические процессы разложения мартенсита, которые приводят к незначительному снижению микротвердости.

Область наибольшего упрочнения располагается в ЗТФЗ, которое на эпюре распределения микротвердости проявляется в виде максимума  $HV_{\max} = 5000...5500$  МПа.

Для получения поверхностного слоя с максимальным упрочнением необходима финишная механическая обработка для удаления самого верхнего слоя, сформированного из жидкофазного состояния, толщиной 50...100 мкм.

### Выводы

Поверхностная структура при лазерном воздействии относится к категории динамических диссипативных, функционирующих только в период взаимодействия материала с концентрированным потоком энергии.

После завершения лазерного воздействия диссипативная структура переходит в стационарное состояние, наследственно сохраняя строение, повышенную плотность дефектов и развитость внутренних границ.

Структура, сформированная в ЗТВ, характеризуется более развитыми внутренними границами и микроструктурами с более высоким содержанием свободной энергии, которые определяют ее повышенную микротвердость.

Для получения поверхностного слоя с максимальным упрочнением необходима финишная механическая обработка для удаления самого верхнего слоя, сформированного из жидкофазного состояния, толщиной 50...100 мкм, имеющего микротвердость ниже, чем в зоне твердофазной закалки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прохоров А.М., Конов В.И., Урсу И., Михэилеску И.Н. Взаимодействие лазерного излучения с металлами. М.: Наука, 1988. 537 с.
2. Либенсон М.Н., Яковлев Е.Б., Шандыбина Г.Д. Взаимодействие лазерного излучения с веществом (силовая оптика). Конспект лекций. Ч. I. Поглощение лазерного излучения в веществе / под общ. ред. В.П. Вейко. СПб.: СПб ГУ ИТМО, 2008. 141 с.
3. Чудина О.В. Комбинированные методы поверхностного упрочнения с применением лазерного нагрева. Теория и технология. М.: МАДИ (ГТУ), 2003. 248 с.
4. Заветовская И.Н., Игошин В.И., Шишковский И.В. Моделирование лазерной закалки сталей с учетом тепловых, кинетических и диффузионных процессов // Физика и химия обработки материалов. 1989. № 5. С. 50—57.
5. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Москва—Ижевск: НИЦ "Регулярная и хаотичная динамика", 2001. 116 с.
6. Балахонov Р.Р., Болеста А.В., Бондарь М.П. и др. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах /отв. ред. В.Е. Панин. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520 с.
7. Ким В.А., Белова И.В., Золоторева С.В. Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т. 80. № 4. С. 43—46.
8. Башков О.В., Ким В.А., Попкова А.А. Методика цифровой обработки изображений микроструктуры алюминиевых сплавов в среде MATLAB // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 10. С. 34—40.
9. Ким В.А., Башков О.В., Попкова А.А. Основы количественной и компьютерной металлографии: учебное пособие. Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО "КНАГТУ", 2013. 132 с.
10. Брандон Д., Каплан У. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля. М.: Техносфера, 2004. 384 с.
11. Физическое металловедение / под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. 3-е изд., перераб. и доп. Т. 1. Атомарное строение металлов и сплавов: пер. с англ. М.: Металлургия, 1987. 640 с.
12. Беккерт М., Клемм Х. Способ металлографического травления: справочник. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1988. 400 с.
13. Углов А.А., Смулов И.Ю., Лашин А.М., Гуськов А.Г. Моделирование теплофизических процессов импульсного лазерного воздействия на металлы. М.: Наука, 1991. 288 с.

В.Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер, И.С. Батраев

(Институт гидродинамики имени М.А. Лаврентьева Сибирского отделения РАН, г. Новосибирск),

А.А. Жданов

(Институт катализа имени Г.К. Борескова Сибирского отделения РАН, г. Новосибирск)

E-mail: asterzer@mail.ru

## Электропроводность алюмооксидных детонационных покрытий\*

На установке CCDS2000 проведено детонационное напыление покрытий из порошков оксида алюминия марки M28 и METCO 6103 и исследована зависимость удельного электросопротивления полученных покрытий от относительной влажности окружающего воздуха в диапазоне 15...80 % при нормальной температуре (20 °С). Обнаружено, что удельное электросопротивление покрытий резко падает при достижении порогового значения влажности — 40...60 %, уменьшаясь на 2—3 порядка — от  $\rho > 10^{13}$  Ом·см до  $\rho \approx 10^{10}$  Ом·см. С падением влажности ниже пороговых значений удельное сопротивление покрытий возвращается к исходным значениям. Резкий спад электросопротивления происходит при абсолютной влажности воздуха около 10 г/м<sup>3</sup>. Результаты исследований имеют важное значение для правильной эксплуатации электроизоляционных детонационных покрытий.

**Ключевые слова:** детонационное напыление, оксид алюминия, изоляционное покрытие, влажность, электросопротивление.

*Detonation spraying of coatings from M28 and METCO 6103 aluminum oxide powders on aluminum substrate is carried out on the CCDS2000 installation and the dependence of the electrical resistivity of the coatings on the ambient humidity is studied. It is shown that when the relative humidity changes 15...80 %, the specific electrical resistance of the coatings decreases by 2—3 orders of magnitude from  $\rho > 10^{13}$  Ω·cm to  $\rho \approx 10^{10}$  Ω·cm. It is found that sharp drop in electrical resistance occurs in the range of absolute humidity 10 g/m<sup>3</sup>. The results of the researches allow specifying the operating conditions of detonation aluminum oxide coatings.*

**Keywords:** detonation spraying, aluminum oxide, insulation coating, humidity, electrical resistance.

### Введение

Для нанесения электроизоляционных покрытий на детали различных приборов и устройств используют различные способы газотермического напыления: плазменное, HVOF, детонационное и др. Наиболее распространенным материалом покрытий является оксид алюминия. Детонационное напыление (ДН) обеспечивает получение высоких электроизоляционных и механических характеристик [1, 2] алюмооксидных покрытий. Так, диэлектрическая прочность слоя керамики толщиной 200 мкм превышает 30 кВ/мм, адгезия составляет 70 МПа, микротвердость — 1200 НВ 0,2 [1].

В 80-х гг. прошлого века при изучении плазменных покрытий было замечено, что электропроводность зависит от влажности атмосферы и сделано предположение, что на этот параметр оказывает

влияние адсорбированная порами керамического слоя вода [3]. Изучение диэлектрических свойств покрытий продолжается и в настоящее время [4—6], но пока нет законченной физической модели, описывающей связь капиллярных явлений в керамическом слое с его электропроводностью. В работе [7] авторами сделана попытка объяснить электропроводность детонационных алюмооксидных покрытий наличием в их структуре сквозных микроканалов, заполненных водой; оценки показывают, что ширина этих каналов не превышает 100 нм, а их площадь, выходящая на поверхность покрытия, составляет 0,5...2,0 % площади всего покрытия. Измерения проводили только при влажности атмосферы 60 % и сравнивались с параметрами, полученными на просушенных в печи образцах. Однако для прогнозирования поведения изоляционных покрытий в тех или иных условиях эксплуатации необходимо дополнительное изучение диэлектрических свойств детонационных покрытий в достаточно широком диапазоне влажности окружающего воздуха.

Основываясь на опубликованных данных [3—7], можно считать, что все газотермические

\* Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ и Правительства Новосибирской области в рамках проекта № 18-43-540008.



покрытия, в том числе детонационные, являются влагопроницаемыми. Электропроводность алюмооксидных покрытий может быть также связана с наличием в них гигроскопичной фазы  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , в которую при напылении переходит исходный корунд  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  [6, 8, 9]. Можно предположить, что механизм электропроводности алюмооксидного покрытия связан не только с капиллярными явлениями, а также с обводнением  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  с образованием гидроксида алюминия  $\text{Al}(\text{OH})_3$  по границам частиц [3].

**Цель работы** — исследование электропроводности детонационных покрытий из оксида алюминия в целях получения экспериментальных данных в широком диапазоне влажности атмосферы.

Поскольку окружающая среда, в которой разгоняются и нагреваются частицы в процессе детонационного напыления, отлична от среды в других газотермических технологиях, то и электрические свойства полученных разными способами покрытий могут отличаться. Изучение диэлектрических характеристик покрытий в совокупности с исследованием их микроструктуры и фазового состава необходимо для дополнительной проверки и дальнейшего развития предложенной в работе [7] модели в целях более полного понимания механизма их электропроводности.

### Материалы и методика исследований

Для исследования свойств получаемых покрытий проводили детонационное напыление порошков оксида алюминия марки M28 (производитель ООО НТЦ "Инокс", г. Новосибирск) с размером частиц 20...28 мкм и METCO 6103 (производитель Oerlikon Metco Europe GmbH, Keltersbach, Germany) с размером частиц 15...45 мкм. Порошки состоят из частиц корунда  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , имеющего максимальную плотность (3,99 г/см<sup>3</sup>) в сравнении с другими формами оксида алюминия ( $\gamma$ -,  $\delta$ -,  $\theta$ - и т.д.). Температура плавления оксида алюминия 2044 °С. В процессе формирования покрытия часть  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  переходит  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , имеющий плотность 3,68 г/см<sup>3</sup>. Количество образовавшейся  $\gamma$ -фазы соответствует расплавленной доле частиц оксида алюминия при ее нагреве в стволе детонационной установки и, в зависимости от режима напыления, может достигать 96 % [9]. Обычно же при напылении электроизоляционных покрытий в  $\gamma$ -фазу переходит около 50 % оксида алюминия. При взаимодействии  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  с атомами и молекулами Н, О, Н<sub>2</sub>, О<sub>2</sub>, Н<sub>2</sub>О и гидроксила ОН, которые присутствуют в достаточно большом количестве в высокотемпературных продуктах детонации,

в поверхностном слое напыляемых частиц также может образоваться слой гидроксида алюминия  $\text{Al}(\text{OH})_3$  с плотностью 2,42 г/см<sup>3</sup>.

Детонационное напыление (ДН) осуществляли на установке CCDS2000 [10, 11]. Использовали смесь ацетилена с кислородом  $\text{C}_2\text{H}_2 + 2\text{O}_2$ , скорость детонации которой составляет 2550 м/с, а давление и температура в продуктах за фронтом детонации соответственно равны 3,69 МПа и 4340 К. Расчеты проводили с применением апробированного программного продукта DETON, разработанного в ИГиЛ СО РАН на базе теоретического подхода, изложенного в работе [12]. Порошки напыляли на стальные подложки диаметром 39 мм и толщиной 8 мм, было изготовлено восемь образцов — по четыре для порошков METCO 6103 (№ 1—4) и M28 (№ 5—8). Толщина покрытий составляла (300 ± 20) мкм.

Для сравнения состава оба порошка были подвергнуты химическому анализу рентгенофлуоресцентным методом. Запись рентгенофлуоресцентных спектров образцов проводили на приборе ARL Perform'X (Thermo Scientific), обработку спектров и расчет содержания элементов — при помощи программного пакета UniQuant. Образцы с нанесенным покрытием помещали непосредственно в кювету прибора, после чего проводили анализ. Образцы порошков были проанализированы в атмосфере гелия в виде порошка (для определения содержания тяжелых элементов) и в вакууме в виде таблеток, сформированных прессованием с целлюлозой (Sigma Aldrich) в массовом соотношении 1:1 для более точного определения содержания легких элементов (тяжелее фтора). Для удержания порошкообразного материала в кювете при анализе в атмосфере гелия использовали полипропиленовую пленку диаметром 6 мкм. Формирование таблеток осуществляли при помощи автоматического пресса Atlas Power T25 (Specac).

### Измерение электропроводности покрытий

Измерения проводили по ГОСТ Р 50499—93 с применением высоковольтного тестера изоляции АКТАКОМ АММ-2093 Hipot Tester AC/DC/IR, схема измерений представлена в работе [7]. Прибор позволяет измерять электросопротивления в диапазоне от 0,1 МОм до 10 ГОм при варьировании напряжения от 50 В до 1 кВ. При измерениях образец укладывали металлической подложкой на электрод с положительным потенциалом, а на диэлектрическое покрытие устанавливали измерительный электрод, представляющий собой латунный диск диаметром 35,7 мм и площадью

$S = 10 \text{ см}^2$ . Удельное сопротивление диэлектрического покрытия  $\rho$  по измеренному сопротивлению  $R$  определяли по формуле:

$$\rho = \frac{RS}{h}, \quad (1)$$

где  $h$  — толщина покрытия.

Измерения при повышенной влажности проводили в специальном боксе с применением увлажнителя воздуха Magnit, температуру  $T$  и относительную влажность  $rH$  в боксе измеряли метеостанцией RST IQ737. Напряжение было постоянным  $V = 1 \text{ кВ}$ . Точность измерения температуры  $\Delta t = \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ , относительной влажности  $\Delta rH = \pm 2 \text{ } \%$ , относительная погрешность измерения электросопротивления  $\Delta R/R = \pm 1 \text{ } \%$ .

Первые измерения показали, что удельное сопротивление  $\rho$  всех образцов находится в диапазоне  $2,7 \cdot 10^{11} \dots 3,2 \cdot 10^{12} \text{ Ом}\cdot\text{см}$  при  $t = 20 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $rH \approx 15 \text{ } \%$ . Поскольку электропроводность может быть связана с наличием гидроксида алюминия в объеме покрытия, образцы были термообработаны в печи при  $t = 150 \text{ }^\circ\text{C}$  в течение 12 ч. Известно, что при  $t > 130 \text{ }^\circ\text{C}$  гидроксид переходит в оксид алюминия с выделением воды [13]. Измерения на термообработанных образцах показали, что, при  $t = 20 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $rH \approx 20 \text{ } \%$  сопротивление всех покрытий выходит за пределы чувствительности прибора, т.е.  $R > 10 \text{ ГОм}$ . С учетом толщины покрытий (300 мкм) и площади электрода  $S = 10 \text{ см}^2$  это означает, что удельное сопротивление  $\rho > 3,3 \cdot 10^{12} \text{ Ом}\cdot\text{см}$ .

Для повышения чувствительности измерений было проведено тестирование по схеме, согласно которой по четыре образца присоединяли параллельно к положительному и измерительному электродам. В этом случае формула (1) трансформируется в формулу:

$$\rho = RS \sum \frac{1}{h_i}, \quad (2)$$

где  $h_i$  — толщина покрытия  $i$ -го образца из соединенных параллельно;  $S = 10 \text{ см}^2$ .

По данной схеме измеряли удельное сопротивление образцов с покрытиями из порошков M28 и METCO 6103. Снова оказалось, что  $R > 10 \text{ ГОм}$ , но из этих измерений уже следовало, что для всех покрытий при указанной выше температуре и влажности имеем  $\rho \approx 1,3 \cdot 10^{13} \text{ Ом}\cdot\text{см}$ . Это означает, что термообработка увеличивает удельное сопротивление минимум на порядок.

Измерения при искусственно регулируемой влажности проводили сериями, в каждой серии влажность в специальном боксе постепенно повышали и, по мере увеличения  $rH$ , измеряли  $R$ .

Было замечено, что электросопротивление, измеряемое при близких  $T$  и  $rH$  на одном образце, могло в разных сериях отличаться в несколько раз и даже иногда на порядок. С учетом такого разброса, разницы в электропроводности покрытий, полученных на разных образцах и из разных исходных материалов (M28 и METCO 6103), не было обнаружено. Однако во всех сериях измерений выявилась общая закономерность резкого падения электросопротивления при некотором пороговом значении  $rH$ . При температуре около  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  резкое падение  $\rho$  начинается, когда  $rH$  превышает 40...60 % и при  $rH \approx 80 \text{ } \%$  удельное электросопротивление снижается на 2—3 порядка. По мере падения влажности ниже пороговых значений удельное сопротивление покрытий возвращалось к исходным высоким значениям.

На взгляд авторов, для правильной интерпретации результатов измерений нужно учитывать не относительную влажность, которая представляет собой отношение плотности паров воды в атмосфере к плотности насыщающих паров при данной температуре, а абсолютное содержание влаги в воздухе  $H$ , которое рассчитывается по формуле:

$$H = \frac{rH \cdot H_s(T)}{100}, \quad (3)$$

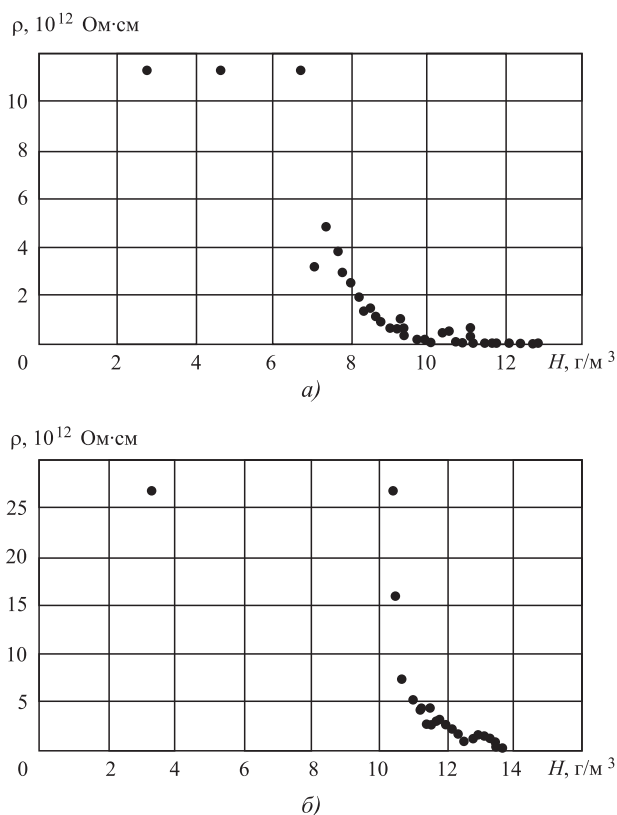
где  $H_s$  — плотность насыщающих водяных паров в воздухе над плоской поверхностью воды;

$T$  — абсолютная температура (связь  $T$  с температурой по Цельсию  $t$ :  $T = t + 273$ ).

При давлениях, не сильно отличающихся от атмосферного, значение  $H_s$  зависит только от  $T$  и эта зависимость, построенная по табличным данным из работы [14] в диапазоне  $t = 0 \dots 40 \text{ }^\circ\text{C}$ , хорошо описывается полиномом:

$$H_s(T) = 0,0264T^2 - 14,376T + 1963,5. \quad (4)$$

Поскольку разницы в электросопротивлении измеряемых по отдельности образцов замечено не было, в целях повышения чувствительности некоторые серии измерений проводили при параллельном соединении нескольких образцов. На рис. 1, а представлен график  $\rho = \rho(H)$ , построенный по результатам тестирования параллельно соединенных трех образцов № 5, 6, 8 (покрытие METCO 6103) при напряженности постоянного электрического поля  $E = 3,3 \text{ кВ/мм}$  и нормальной температуре ( $20 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Видно, что резкое падение электросопротивления начинается при содержании влаги в воздухе  $H \approx 7 \text{ г/м}^3$ . На рис. 1, б показан аналогичный график, полученный для параллельно соединенных четырех образцов



**Рис. 1.** Зависимость электросопротивления детонационного алюмооксидного покрытия от влажности окружающего воздуха:

*a* — образцы № 5, 6, 8; *б* — образцы № 1, 3, 5, 8

№ 1, 3 (M28) и № 5, 8 (METCO 6103) которые были шлифованы до толщины покрытий  $(150 \pm 10)$  мкм. Соответственно, напряженность электрического поля для этой серии измерений  $E = 6,6$  кВ/мм, а температура поддерживалась около 20 °С. На рис. 1, б видно, что в данной серии измерений резкое падение электросопротивления начинается при содержании влаги в воздухе  $H \approx 10,5$  г/м<sup>3</sup>.

На основе обработки всего массива данных, полученных как в измерениях на отдельных образцах № 1—8, так и на образцах, соединенных параллельно, можно утверждать следующее. При нормальной температуре, если абсолютная влажность воздуха  $H < 7$  г/м<sup>3</sup>, удельное электросопротивление детонационного алюмооксидного покрытия  $\rho > 10^{13}$  Ом·см. При достижении  $H$  пороговой величины, значение которой лежит в диапазоне  $\sim 7...10$  г/м<sup>3</sup> происходит резкое падение электросопротивления на 1—2 порядка до  $\rho \approx 10^{11}...10^{12}$  Ом·см. При дальнейшем повышении влажности до  $H = 13$  г/м<sup>3</sup> электросопротивление плавно снижается до  $\rho \approx 10^{10}...10^{11}$  Ом·см, а у не-

которых образцов — до  $\rho \approx 10^9$  Ом·см. Для ориентировки укажем, что при  $t = 20$  °С значения абсолютной влажности 7, 10 и 13 г/м<sup>3</sup> соответствуют значениям относительной влажности 39,4, 56,3 и 73,0 %. Отметим, что относительная влажность  $rH$  является параметром весьма чувствительным к температуре. Вычисления с использованием формул (3) и (4) показывают, что, например, при абсолютном содержании влаги в воздухе  $H = 10$  г/м<sup>3</sup> изменение температуры на 1 °С приводит к изменению  $rH$  на 3,5 %.

### Результаты исследований и их обсуждение

По мнению авторов статьи, электропроводность детонационных покрытий сразу после напыления может определяться двумя факторами: наличием слоя гидроксида алюминия  $Al(OH)_3$  некоторой (пока неизвестной) толщины на поверхностях контактирующих в покрытии частиц  $Al_2O_3$  и капиллярными явлениями, когда влага из атмосферы всасывается сквозными каналами на границах частиц [7]. При  $t = 20$  °С и  $rH \approx 15$  %, когда капиллярные явления отсутствуют, удельное электросопротивление покрытия определяется наличием  $Al(OH)_3$  и составляет  $\rho = 10^{11}...10^{12}$  Ом·см. Термообработка в сушильном шкафу при  $t = 150$  °С в течение 12 ч устраняет влияние первого фактора, и после нее при содержании влаги в атмосфере  $H < 7$  г/м<sup>3</sup> измерения показывают  $\rho \approx 10^{13}$  Ом·см. Эта величина сравнима с электросопротивлением спеченной алюмооксидной керамики, у которой  $\rho > 10^{14}$  Ом·см [15].

При достижении порогового значения абсолютной влажности  $H$ , которое для детонационных алюмооксидных покрытий находится в диапазоне примерно  $7...10$  г/м<sup>3</sup>, что при  $t = 20$  °С соответствует относительной влажности  $rH \approx 40...60$  %, начинают проявляться капиллярные явления, когда влага активно всасывается наноразмерными капиллярами и они становятся электропроводными. Резкий спад электросопротивления покрытия связан с гораздо более низким, чем у чистой керамики, удельным сопротивлением дистиллированной воды  $\rho \approx 10^5$  Ом·см (измерено в настоящей работе). Так что даже при относительно небольшой площади выходящих на поверхность покрытия капилляров (0,5...2,0 % [7]) их вклад в общую электропроводность покрытия оказывается определяющим. Разброс в величине порогового значения влажности, при которой электросопротивление резко падает, связан с разбросом в размерах капилляров в детонационных алюмооксидных покрытиях.

Рентгенофлуоресцентный анализ показал, что по химическому составу порошок Российского производства М28 и импортный METCO 6103 практически не отличаются: в первом содержание  $Al_2O_3$  составляет 99,36 % мас., а во втором — 99,62 % мас. Основные примеси в порошке М28, %:  $Na_2O$  — 0,34;  $MgO$  — 0,16;  $SiO_2$  — 0,09; в порошке METCO 6103, %:  $MgO$  — 0,17;  $SiO_2$  — 0,08;  $Na_2O$  — 0,07. При анализе химического состава полученных покрытий существенного отклонения от состава исходных порошков не обнаружено, изменения соотношения примесей не выходили за пределы сотых долей процента. Вполне закономерно, что и различия в электросопротивлении полученных покрытий не обнаружено.

### Заключение

Исследована зависимость удельного электросопротивления  $\rho$  алюмооксидных покрытий, полученных детонационным напылением из порошков М28 и METCO 6103, от содержания влаги в окружающем воздухе в диапазоне относительной влажности 15...80 % при нормальной температуре (20 °С). Без предварительной термообработки полученные покрытия имеют удельное сопротивление в диапазоне  $10^{11}$ ... $10^{12}$  Ом·см. После термообработки в сушильном шкафу при температуре 150 °С в течение 12 ч удельное сопротивление покрытий возрастает на несколько порядков и превышает  $10^{13}$  Ом·см. Термообработка, предположительно, приводит к разложению гидроксида алюминия, образующегося в покрытии в процессе напыления и ухудшающего диэлектрические свойства керамики. Высокое электросопротивление при нормальной температуре и низкой влажности сохраняется до порогового значения, лежащего в диапазоне 40...60 %, после которого происходит резкое падение  $\rho$  на 2—3 порядка. Дальнейшее повышение влажности до 80 % приводит к постепенному уменьшению удельного сопротивления еще на 1—2 порядка до значений  $10^{10}$ ... $10^{11}$  Ом·см. При падении влажности ниже пороговых значений удельное сопротивление покрытий возвращается к исходным высоким значениям.

По электропроводности покрытия из порошков М28 и METCO 6103 практически не отличаются.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ульяницкий В.Ю., Батраев И.С., Штерцер А.А. Детонационные покрытия из оксидов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 9. С. 37—44.

2. Nieme K., Vuoristo P., Mantyla T. Properties of alumina-based coatings deposited by plasma spray and detonation gun spray process // Journal of Thermal Spray Technology. 1994. Vol. 3 (2). P. 199—203. DOI: 10.1007/BF02646266.

3. Pawlowski L. The relationship between structure and dielectric properties in plasma-sprayed alumina coatings // Surface and Coatings Technology. 1988. Vol. 35 (3—4). P. 285—298. DOI: 10.1016/0257-8972(88)90042-4.

4. Niittymäki M., Lahti K., Suhonen T., Metsäjoki J. Effect of temperature and humidity on dielectric properties of thermally sprayed alumina coatings // IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation. 2018. Vol. 25 (3). P. 908—918. DOI: 10.1109/TDEI.2018.006892.

5. Niittymäki M., Rytöluoto I., Lahti K. et al. Role of microstructure in dielectric properties of thermally sprayed ceramic coatings // Proceedings of the 1-st Intern. Conf. on Dielectrics (ICD 2016), 2016. Montpellier, France. P. 1102—1105. DOI: 10.1109/ICD.2016.7547811.

6. Comparative study of the electrical properties and characteristics of thermally sprayed alumina and spinel coatings / F.L. Toma, S. Scheitz, L.M. Berger et al. // Journal of Thermal Spray Technology. 2011. Vol. 20 (1—2). P. 195—204. DOI: 10.1007/s11666-010-9580-2.

7. Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А., Батраев И.С. Электроизоляционные свойства алюмооксидных детонационных покрытий // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2018. Т. 20. № 4. С. 83—95. DOI: 10.17212/1994-6309-2018-20.4-83-95.

8. On the dielectric strengths of atmospheric plasma sprayed  $Al_2O_3$ ,  $Y_2O_3$ ,  $ZrO_2$  — 7 %  $Y_2O_3$  and (Ba, Sr)TiO<sub>3</sub> coatings / J. Kotlan, R.C. Seshadri, S. Sampath et al. // Ceramics International. 2015. Vol. 41 (9). P. 11169—11176. DOI: 10.1016/j.cera-int.2015.05.066.

9. Ulianitsky V., Shtertser A., Sadykov V., Smurov I. Development of catalytic converters using detonation spraying // Materials and Manufacturing Processes. 2016. Vol. 31 (11). P. 1433—1438. DOI: 10.1080/10426914.2016.1151041.

10. Ulianitsky V., Shtertser A., Zlobin S., Smurov I. Computer-Controlled Detonation Spraying: From Process Fundamentals Toward Advanced Applications // Journal of Thermal Spray Technology. 2011. Vol. 20 (4). P. 791—801. DOI: 10.1007/s11666-011-9649-6.

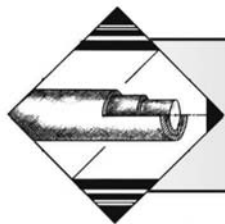
11. Ульяницкий В.Ю. ССДС2000 — оборудование нового поколения для детонационного напыления // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 10. С. 36—41.

12. Николаев Ю.А., Топчийн М.Е. Расчет равновесных течений в детонационных волнах в газах // Физика горения и взрыва. 1977. Т. 13. № 3. С. 393—408.

13. Ervin G., Osborn E.F. The system  $Al_2O_3$ — $H_2O$  // The Journal of Geology. 1951. Vol. 59 (4). P. 381—394.

14. Таблица — максимальное содержание влаги в воздухе или сжатом воздухе в зависимости от температуры (Электронный ресурс) // Инженерный справочник. Таблицы DPVA.ru. URL: <https://www accuratus.com/alumox.html>.

15. Aluminum oxide,  $Al_2O_3$  ceramic properties (Electronic resource) // Accuratus Corporation. URL: <https://www accuratus.com/alumox.html>.



УДК 621.9.047

Д.В. Силаев, Г.А. Сухочев, С.Н. Коденцев  
(Воронежский государственный технический университет)  
E-mail: suhotchev@mail.ru

## Технология активации поверхности сложного профиля под покрытие комбинированной обработкой

*Рассмотрена технология активации поверхности деталей сложного профиля под плазменное напыление защитных покрытий. Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований, предложены технологические методы и средства для комбинированного воздействия на поверхностный слой материала детали.*

**Ключевые слова:** комбинированная обработка, активация, микрогранулы, микровыступы, токопроводящая среда, анодное растворение.

*Activation technology of the complex profile parts surface for the plasma spraying of protective coatings is considered. The results of theoretical and experimental investigations are presented, the technological methods and means for combined action on the surface layer of the part material are offered.*

**Keywords:** combined treatment, activation, microgranules, microprotrusions, conductive medium, anodic dissolution.

Объектом исследования являлись детали лопаточных машин сложного профиля типа турбин и крыльчаток. Такие детали имеют наружные поверхности сложной формы и каналы переменного сечения, что усложняет процесс нанесения на них износостойких покрытий [1, 2].

Для сокращения трудоемкости подготовки и активации подобных поверхностей перед нанесением газоплазменных покрытий предложен новый способ комбинированной обработки [3]. Согласно данному способу окончательную эрозионно-термическую обработку поверхности сложного профиля проводят электродом-инструментом с покрытием из материала, образующего концентрированное термическое воздействие на зону обработки при действии электроэрозионного разряда. Электрод-инструмент имеет покрытие из цинка толщиной 0,05...0,3 мм. При этом шероховатость обработанной поверхности составляет порядка 60 мкм. Оставшийся на микровыступах поверхности измененный дефектный слой материала удаляют комбинированной обработкой стальными микрошариками диаметром  $(50 \pm 20)$  мкм.

**Последовательность обработки.** Электрод с термоактивным покрытием цинком устанавливают на копировально-прошивочный станок с ЧПУ, на котором закреплена заготовка турбины. Каналы в заготовке предварительно сформированы электроэрозионной обработкой по существующей технологии с припуском под эрозионно-термическую обработку в пределах 0,1...0,2 мм на сторону. Далее проводят эрозионно-термическую обработку при напряжении 90 В и силе тока около 8 А, оставляя припуск под комбинированную обработку микрошариками в пределах допуска на изготовление [4].

Малая кинетическая энергия микрошариков позволяет снижать шероховатость не более чем на 10...20 мкм даже в условиях анодного растворения вершин микровыступов, а малое время воздействия дает возможности токопроводящей среде только активировать поверхность, а не разрушать ее. При обоснованных режимах обработки под покрытия микрошарики создают активированный микрорельеф без микротрещин и микродефектов, формируют стабильную шероховатость,

создавая остаточные напряжения сжатия при минимальной степени наклепа.

Обработку лопаток проводили на установках эжекторного типа микрошариками диаметром  $(50 \pm 20)$  мкм с наложением тока низкого напряжения при соблюдении следующих режимов: расстояние от оси сопла между его срезом и поверхностью образца  $L = (150 \pm 15)$  мм на диаметре вращения  $D_{вр} = 200$  мм; время обработки каждого соседнего участка поверхности — 20 с; угол соударения потока микрошариков с поверхностью  $90^\circ$ ; частота вращения шпинделя установки —  $30 \text{ мин}^{-1}$ ; давление подаваемого сжатого воздуха — 0,2 МПа; напряжение 4...8 В; расход газожидкостной слабопроводящей среды —  $2 \text{ м}^3/\text{мин}$ .

Газожидкостная слабопроводящая среда состояла из воздуха и распыленной до капельной фракции технической воды, являющейся слабым проводником. Техническую воду распыляли через форсунку в направлении подачи шариков под давлением на входе 0,2 МПа. В качестве микрошариков использовали сферические гранулы из жаропрочного сплава одного химического состава с материалом детали. Это исключает появление в переходной зоне "подложка—покрытие" нежелательных примесей, снижающих адгезию.

Уменьшение шероховатости в этом случае в большей мере зависело от скорости анодного растворения дефектного слоя в месте микровыступа, которая в момент контакта шарика с деталью резко увеличивается из-за повышения удельной проводимости в месте соударения в 2—3 раза в зависимости от свойств материала детали [1]. После обработки всех поверхностей в течение 10 мин ее шероховатость составила 50...60 мкм, степень наклепа поверхностного слоя — 1,4...2,45 %, измененный слой отсутствовал, что отвечает заданным техническим условиям. При этом за счет слабой проводимости технической воды, используемой в процессе обработки, происходит локальное анодное растворение материала в зоне термического воздействия и частично удаляется дефектный слой от интенсивной эрозионно-термической обработки. В общем виде прочность соединения покрытия с основой зависит от ряда управляемых и неуправляемых факторов. Адгезию можно рассчитать по формуле

$$\sigma_{адг} = f(E_a, T_k, \tau, v, N_{(\tau)}), \quad (1)$$

где  $E_a$  — энергия активации в зоне контакта частицы покрытия с поверхностью;

$T_k$  — температура в зоне контакта частицы с поверхностью;

$\tau$  — длительность взаимодействия в контакте, определяемая периодом кристаллизации частицы;

$v$  — скорость соударения частицы с подложкой;

$N_{(\tau)}$  — число атомов из общего числа  $N_0$ , прореагировавших за время  $\tau$  в зоне контакта частицы с поверхностью.

При подготовке поверхности к нанесению покрытий с помощью режимов комбинированной обработки можно управлять энергией активации  $E_a$  через увеличение объема контактирующих элементов  $N_{(\tau)}$ . Переходя с фрактального на технологически нормируемый размерный уровень, полагаем, что

$$\frac{\sigma_{(T_k, \tau)}}{\sigma_{\max}} = \frac{N_{(\tau)}}{N_0} = \frac{S_{к.ф}}{S_{к \max}}, \quad (2)$$

где  $\sigma_{(T_k, \tau)}$  — прочность сцепления отдельной частицы с подложкой при напылении покрытия;

$\sigma_{\max}$  — максимально возможная прочность сцепления при напылении, определяющая уровень нормирования адгезии;

$S_{к.ф}$  — площадь фактического схватывания частицы с подложкой;

$S_{к \max}$  — максимально возможная площадь контакта.

Экспериментально установлено, что покрытие будет достаточно прочным при значении коэффициента

$$k_{схв} = S_{к.ф}/S_{к \max} < 0,7.$$

Коэффициент  $k_{схв}$  в большей мере зависит от энергии активации  $E_a$ , которая определяется площадью фактического схватывания  $S_{к.ф}$ , и характеризует прочность сцепления с подложкой одного слоя частиц покрытия, не связанных между собой, толщиной не более 15 мкм в соответствии с размерами кристаллизовавшихся частиц. Реальная прочность покрытия будет являться разностью между прочностью соединяемых в зонах схватывания частиц и остаточными микронапряжениями, т.е.  $\sigma_{(T_k, \tau)} - \sigma_{ост}$ .

С другой стороны, площадь схватывания больше зависит от реальной площади шероховатой и активированной поверхности, которая значительно больше номинальной геометрической на величину коэффициента увеличения площади шероховатой поверхности  $k_R$ , представляющего собой отношение фактической площади шероховатой поверхности к площади контакта  $S_k$  в проекции на горизонтальную плоскость. Его нормирование необходимо для прогнозирования  $S_{к.ф}$  в различных условиях обработки. В случае эрозионно-термического формообразования коэффициент



$k_{Rэ}$  зависит от радиуса  $r_{л}$  и глубины лунки  $h_{л}$ , образованной в результате локального эрозионно-термического воздействия. Приведенный радиус лунки определяется выражением:

$$r_{л} = k_{\Delta h} h_{л} \sqrt{\frac{3h_{л} E_{и}^q}{k_{эТ}} - 1}, \quad (3)$$

где  $k_{\Delta h}$  — коэффициент, который учитывает снижение глубины лунки за счет удаления материала с вершины сопрягаемых углублений из-за взаимного перекрытия (при эрозионно-термической обработке может изменяться от 0,5 до 0,7);

$k_{эТ}$  — эмпирический размерный коэффициент увеличения глубины лунки во время действия единичного импульса, учитывающий теплофизические свойства термоактивных покрытий электродов и воздействие на процесс кумулятивных параметров эрозионно-термической обработки (может изменяться от 0,6 до 0,7 мкм·Дж);

$E_{и}$  — энергия единичного импульса;

$q$  — показатель степени.

Из геометрических соображений и с учетом (3):

$$k_{Rэ} = \frac{\left( \frac{k_{эТ}}{3k_{\Delta h}^2 h_{л} E_{и}^q} - 1 \right) + 2}{k_{пер}}, \quad (4)$$

где  $k_{пер}$  — коэффициент взаимного перераспределения впадин и сглаживания выступов в плоскости обрабатываемой поверхности. При равновероятном импульсном термодинамическом воздействии на каждую точку обрабатываемой поверхности и 100%-ной равномерности обработки  $k_{пер} = 6$ .

При комбинированной обработке микрошариками  $k_{RМКШ}$  определяется параметрами пластического отпечатка шарика диаметром  $d_{ш}$ . Для прогнозирования шероховатости обработанной поверхности необходимо учитывать коэффициент перекрытия отпечатков. Приведенная на рис. 1 схема получена при  $k_{пер} = 3$ , сплошность обработки при этом составляет 95 %.

Окончательно формула для расчета адгезии примет вид

$$\sigma_{адг} = \frac{k_{схв} k_R (F_{кр} \pm \sigma_{ост})}{S_k}, \quad (5)$$

где  $F_{кр}$  — критическая сила, приложенная к покрытию и приводящая к отслаиванию покрытия от подложки;

$S_k$  — геометрическая площадь контакта покрытия с подложкой;

$k_R = k_{Rэ} k_{RМКШ}$  — для двух последовательных этапов обработки.

В формуле (5) присутствуют такие величины, как энергия импульса и сила в зоне контакта. Они в достаточной мере управляемы с помощью режимных параметров комбинированных процессов: силы тока, напряжения, давления потока, расхода среды и др.

Высотные показатели шероховатости неровностей после обработки электродами с термоактивным покрытием превышают значения, полученные при использовании электрода без покрытия. Сопrotивление усталости покрытия в большой степени зависит от измененного слоя, углубления в котором являются концентраторами напряжений. Теоретически глубина микротрещин может быть на 20...60 % больше глубины лунки. Проведенные эксперименты выявили, что соотношение справедливо только для разрядов с энергией до 1 Дж (рис. 2), когда глубина трещиноватого слоя

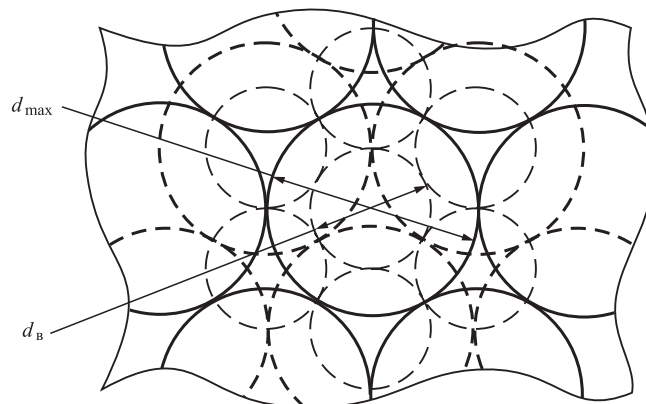


Рис. 1. Схема образования равномерного покрытия плоской поверхности пластическими отпечатками диаметром  $d_{max}$  при  $k_{пер} = 3$

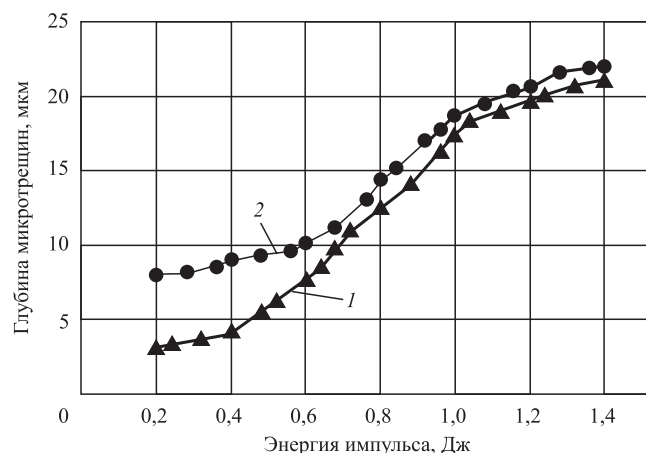


Рис. 2. Глубина микротрещин при обработке жаропрочных сталей электродом с цинковым покрытием в слабопроводящей среде (1) и без покрытия в деионизированной среде (2)

составляет до 0,02 мм. То есть тепловая энергия при кумулятивном эффекте вызывает значительные нарушения качества поверхностного слоя (кривая 2 на рис. 2) в области малых энергий импульса, далее такой эффект не оказывает значительного влияния, и глубина микротрещин становится примерно одинаковой и при воздействии импульса тока, и при последующем интенсивном термодинамическом воздействии.

Проведенные исследования также показали, что при последующей комбинированной обработке микрошариками в газожидкостной слабопроводящей среде глубина микротрещин снижается до 2...3 мкм. В целях исследования влияния режима и условий комбинированной струйно-динамической обработки плоских типовых образцов из стали У8А на эффективность их поверхностной обработки использовали плоские образцы из закаленной стали У8А (твердость 45...50 HRC, микротвердость HV 0,05 = 3500 МПа). Номинальные размеры образцов, мм: 1,2×20×70. В качестве рабочей среды использовали микрошарики диаметром 0,05...0,3 мм из никелевого высокопрочного сплава, идентичного материалу обрабатываемой детали. При обработке использовали сопло с внутренним диаметром 10 мм. Расстояние вдоль оси сопла между его срезом и обрабатываемой поверхностью составляло (100 ± 50) мм.

Диаметр активной зоны потока рабочей среды на этом расстоянии составлял 30...50 мм; напряжение тока — 2...10 В; расход газожидкостной слабопроводящей среды — 1...3 м<sup>3</sup>/мин.

Обработку образцов осуществляли при их вращении в одной плоскости с радиусом вращения центров обрабатываемых поверхностей образцов, равным 100 мм. Частота вращения  $n_{вр} = 100 \text{ мин}^{-1}$ . Время обработки участка поверхности  $t_1$  устанавливали в соответствии с временем  $t_{обр}$  обработки вращающихся с оснасткой плоских образцов. При этом

$$t_{обр} = \left( \frac{\pi D_{вр}}{d_{а.з}} \right) t_1,$$

где  $D_{вр} = 100 \text{ мм}$  — диаметр вращения образцов в процессе обработки;

$d_{а.з} = 30 \text{ мм}$  — диаметр активной зоны потока рабочей среды на расстоянии 50 мм от среза сопла.

Установка для проведения исследований с имитатором и образцами показана на рис. 3. Поверхности лопаток предварительно спробиловали электроэрозионной обработкой электродом без покрытия по существующей технологии на черновых режимах, припуск на дальнейшую обработку

составил 0,2 мм на каждую сторону канала. Затем был установлен электрод-инструмент с покрытием из цинка и выполнена окончательная обработка всего контура лопатки. Время обработки составило 55 мин, скорость подачи 1,5 мм/мин. Получена шероховатость до 80 мкм, глубина трещиноватого слоя составила не более 20 мкм. Оставшийся на микровыступах поверхности измененный слой материала удален комбинированной обработкой микрошариками. Обработку лопаток проводили на установках эжекторного типа микрошариками диаметром 50 и 100 мкм с наложением тока низкого напряжения по приведенным выше режимам.

В этом случае снижение шероховатости в большей мере зависит не от малой кинетической энергии микрошариков, а от скорости анодного рас-



Рис. 3. Имитатор вогнутой поверхности с плоскими образцами в камере струйно-динамической установки

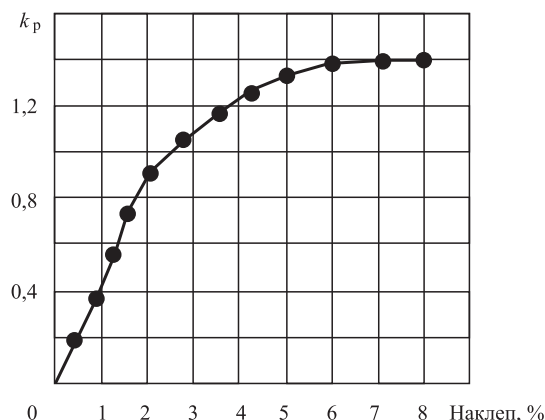


Рис. 4. Зависимость коэффициента интенсификации анодного растворения в момент соударения микрошарика с поверхностью детали от степени наклепа

творения дефектного слоя в месте микровыступа, которая в момент контакта шарика с деталью резко увеличивается из-за повышения удельной проводимости в месте соударения (рис. 4). Из графика очевидно, что превышение степени наклепа более 3 % не дает ощутимого результата. После обработки всех поверхностей за два этапа в течение 10 мин ее шероховатость составила 50...60 мкм, характер шероховатости имел на выступах "анкерный" характер, измененный слой практически отсутствовал. Степень наклепа получена в интервале 1,4...2,3 %, что отвечает заданным техническим требованиям к поверхности под покрытие. После напыления традиционного плазменного покрытия группы Ni—Cr прочность сцепления покрытия на вырезанных образцах составила до 90 МПа, что на 20 % выше ранее достигнутой.

Трудоёмкость подготовки под покрытие снижена на 16 % от традиционной за счет исключения длительных технологических операций зачистки и контроля шаржирования поверхности. Усталостные малоцикловые испытания в условиях знакопеременных нагрузок и газодинамического параметрического воздействия показали снижение числа отказов лопаточных машин на 7 %.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. Воронеж: Издательство ВГУ, 2003. 287 с.
2. **Коденцев С.Н., Сухочев Г.А., Смольяникова Е.Г.** Технология комбинированной электроэрозионной обработки полостей и каналов сложного профиля // Научное издание технологии в машиностроении. 2012. № 5. С. 31—35.
3. **Способ** подготовки поверхности сложного профиля под газоплазменное напыление: патент 2680333 / Г.А. Сухочев, Д.В. Силаев, С.Н. Коденцев. 2019.
4. **Achievement of Required Surface Roughnesses in Complex Profile Channels by Dynamic Combined Processing** / A.I. Boldyrev, G.A. Sukhochev, A.A. Boldyrev et al. // International Scientific-Technical Conference "Dynamics of Technical Systems" (DTS) (Rostov-na-Donu, Russia, September 12—14, 2018): MATEC Web of Conferences 226, 01021 (2018) DTS-2018; [https://doi.org/10.1051/matec-conf/2018226\\_01021](https://doi.org/10.1051/matec-conf/2018226_01021).
5. **Сухочев Г.А., Силаев Д.В.** Процесс отделочно-упрочняющей обработки поверхностей лопаточных деталей с учетом технологической наследственности // Насосы. Турбины. Системы. Воронеж: Научная книга, 2015. № 2 (15). С. 22—33.



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



## МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ СПРАВОЧНИК

**Осинцев О.Е., Федоров В.Н.**

2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.

Цена 1300 руб.

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав.

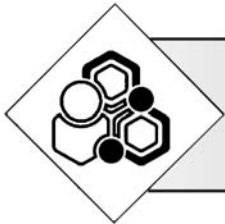
Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

**Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:**

по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: [realiz@mashin.ru](mailto:realiz@mashin.ru).

Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте [www.mashin.ru](http://www.mashin.ru)



УДК 541.64:539.2

**Л.Б. Атлуханова**

(Дагестанский государственный медицинский университет, г. Махачкала),

**Н.А. Чуков**

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана

(национальный исследовательский университет)),

**Г.В. Козлов**

(Кабардино-Балкарский государственный университет имени Х.М. Бербекова, г. Нальчик)

E-mail: i\_dolbin@mail.ru

## Влияние структуры нанонаполнителя на формирование межфазных контактов и свойства нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки

*Показано, что структура углеродных нанотрубок в полимерной матрице нанокompозита представляет собой кольцеобразные формирования, которые являются фрактальными кластерами и характеризуются их фрактальной размерностью. Увеличение указанной размерности определяет снижение уровня межфазной адгезии и, следовательно, степени усиления нанокompозитов. Последний параметр при фиксированном содержании нанонаполнителя является функцией только структуры нанонаполнителя.*

**Ключевые слова:** нанокompозит, углеродные нанотрубки, кольцеобразные формирования, фрактальный кластер, межфазная адгезия, степень усиления.

*It is shown that the structure of carbon nanotubes in polymer matrix of nanocomposite is annular formations, which are fractal clusters and characterized by their fractal dimension. The indicated dimension increasing defines reduction of interfacial adhesion level and, hence, reinforcement degree of nanocomposites. The last parameter at fixed nanofiller content is function of nanofiller structure only.*

**Keywords:** nanocomposite, carbon nanotubes, annular formations, fractal cluster, interfacial adhesion, reinforcement degree.

### Введение

Как предположили авторы [1], свойства полимерных нанокompозитов определяются структурой нанонаполнителя, формируемой в полимерной матрице. Для нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки с помощью современных экспериментальных методик было обнаружено [2], что углеродные нанотрубки в любом состоянии (растворе, суспензии, полимерной матрице) образуют кольцеобразные формирования, структурно аналогичные макромолекулярным клубкам разветвленных полимерных цепей. Указанные формирования являются фрактальными объектами, имеющими широкий интервал вариации их размерностей 1,57...2,85 [2]. Одна из важных характеристик таких объектов — их способность формировать межфазные контакты полимерная матрица—нанонаполнитель, определяющие уровень межфазной адгезии на границе раздела данных компонентов поли-

мерных нанокompозитов. Как хорошо известно [3], уровень межфазной адгезии является фактором, во многом определяющим свойства рассматриваемых наноматериалов.

**Цель работы** — исследование влияния структуры нанонаполнителя на межфазную адгезию и свойства нанокompозитов полимер/углеродные нанотрубки на примере нанокompозитов полиамид-6/однослойные углеродные нанотрубки [4].

### Материалы и методика проведения эксперимента

Выполнен анализ результатов, полученных авторами работы [4], для нанокompозитов полиамид-6/углеродные нанотрубки, где в качестве нанонаполнителя использованы однослойные углеродные нанотрубки (УНТ), функционализированные карбоксильной кислотой (УНТ — COOH), поставленные фирмой Carbon Solutions, Inc. (США). Нанотрубки этой марки обладают

специфическими окончаниями для химической функционализации — они содержат 3...4 % карбоксильных кислотных групп и имеют относительную чистоту по углероду 80...90 %. Все остальные необходимые химические реагенты получены от фирмы Aldrich (США) и использованы в состоянии поставки [4].

Для получения нанокомпозитов на основе полиамида-6 (ПА-6) полимеризацией *in situ* применяли следующую процедуру. УНТ и капролактамы загружали в колбу и смесь подвергали обработке ультразвуком при температуре 353 К в течение 2 ч для получения гомогенной дисперсии УНТ. Затем колбу помещали в нагретую до 373 К масляную ванну и к суспензии добавляли 6-аминокапроидную кислоту. Суспензию нагревали в течение 6 ч при температуре 523 К при механическом перемешивании в атмосфере азота. Далее полученную смесь выливали в воду, где высаждался очень жесткий полимерный наноматериал. Осадок разрезали на небольшие куски и промывали горячей водой при 353 К в течение 1 ч для удаления непрореагировавшего мономера и низкомолекулярных олигомеров [4].

Волокна нанокомпозитов ПА-6/УНТ получены экструзией нагретого до 523 К в атмосфере азота материала через отверстие диаметром 0,4 мм и с последующим охлаждением на воздухе до комнатной температуры. Механические испытания на одноосное растяжение полученных волокон с использованием образцов диаметром ~1 мм и длиной ~40 мм выполнены на приборе Instron Universal Testing Machine (UTM, модель 4455, США) при температуре 293 К и скорости деформации  $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  [4].

## Результаты и их обсуждение

Как указано выше [2], кольцеобразные формирования углеродных нанотрубок являются фрактальными объектами, чью размерность  $D_f$  можно определить с помощью уравнения [5]:

$$R_{\text{УНТ}} = 3,40\varphi_{\text{н}}^{-1/(d-D_f)}, \quad (1)$$

где  $R_{\text{УНТ}}$  — радиус кольцеобразного формирования УНТ;  $\varphi_{\text{н}}$  — объемное содержание нанонаполнителя;  $d$  — размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в данном случае  $d = 3$ ).

Значение  $\varphi_{\text{н}}$  можно рассчитать по известной формуле [3]

$$\varphi_{\text{н}} = \frac{W_{\text{н}}}{\rho_{\text{н}}}, \quad (2)$$

где  $W_{\text{н}}$  — массовое содержание нанонаполнителя (для рассматриваемых нанокомпозитов  $W_{\text{н}} = 0,1...1,5$  % мас. [4]);  $\rho_{\text{н}}$  — плотность нанонаполнителя,  $\text{кг/м}^3$ , которая для наночастиц определяется следующим образом [3]:

$$\rho_{\text{н}} = 188(D_{\text{УНТ}})^{1/3}, \quad (3)$$

где  $D_{\text{УНТ}}$  — диаметр углеродной нанотрубки, нм.

В свою очередь, радиус кольцеобразных формирований  $R_{\text{УНТ}}$  определен с помощью уравнения [6]

$$b_{\alpha} = 5,8(R_{\text{УНТ}}^2 - 0,022), \quad (4)$$

где  $b_{\alpha}$  — безразмерный параметр, характеризующий уровень межфазной адгезии и определяемый с помощью соотношения [3]:

$$\frac{E_{\text{н}}}{E_{\text{м}}} = 1 + 11(2,8b_{\alpha}\varphi_{\text{н}})^{1,7}, \quad (5)$$

где  $E_{\text{н}}$  и  $E_{\text{м}}$  — модули упругости нанокомпозита и матричного полимера, отношение  $E_{\text{н}}/E_{\text{м}}$  принято называть степенью усиления нанокомпозита.

На рис. 1 приведена зависимость параметра  $b_{\alpha}$  от размерности кольцеобразных формирований УНТ  $D_f$ , которая показала линейный спад  $b_{\alpha}$  по мере увеличения  $D_f$ , что аналитически можно описать эмпирическим уравнением

$$b_{\alpha} = 114 - 50D_f. \quad (6)$$

Рассмотрим минимальное  $b_{\alpha}^{\text{min}}$  и максимальное  $b_{\alpha}^{\text{max}}$  значения параметра  $b_{\alpha}$  для рассматриваемых нанокомпозитов ПА-6/УНТ. Фрактальный анализ в этом смысле является очень удобным математическим аппаратом, поскольку он точно определяет предельные значения размерностей. Так, величина  $b_{\alpha}^{\text{max}}$  получается при  $D_f = 1,0$ , т.е. для предельно вытянутой (линейной) углеродной нанотрубки и в этом случае согласно уравнению (6)  $b_{\alpha}^{\text{max}} = 64$  для нанокомпозитов ПА-6/УНТ. Значение  $b_{\alpha}^{\text{min}} = 0$  достигается при  $D_f = 2,28$ . Как показано в работе [6], при моделировании кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок как макромолекулярных клубков разветвленных полимерных цепей максимальное значение

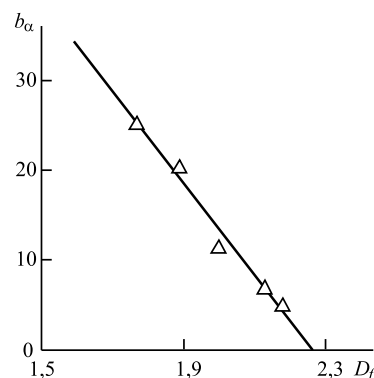


Рис. 1. Зависимость параметра  $b_{\alpha}$ , характеризующего уровень межфазной адгезии, от фрактальной размерности кольцеобразных формирований углеродных нанотрубок  $D_f$  для нанокомпозитов ПА-6/УНТ

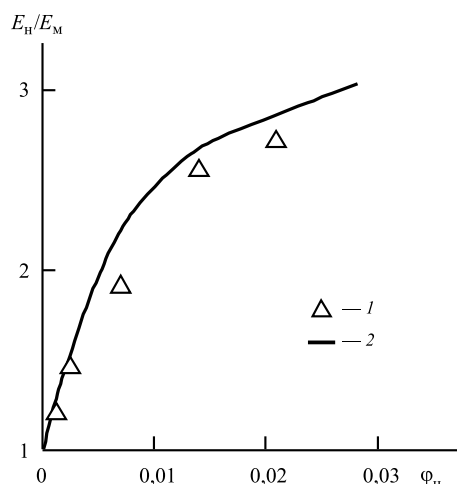


Рис. 2. Сравнение полученной экспериментально (1) и рассчитанной (2) согласно уравнению (8) зависимостей степени усиления  $E_n/E_m$  от объемного содержания нанонаполнителя  $\phi_n$  для нанокомпозитов ПА-6/УНТ

$D_f$  ( $D_f^{\max}$ ) в случае компенсированного состояния клубка, т.е. при балансе сил притяжения и отталкивания элементов клубка, определяется согласно уравнению [7]:

$$D_f^{\max} = \frac{4(d+1)}{7}. \quad (7)$$

Расчет по уравнению (7) дает для  $d = 3$   $D_f^{\max} = 2,28$ , что практически точно совпадает с размерностью  $D_f$  при  $b_\alpha = 0$ , полученной экстраполяцией графика  $b_\alpha(D_f)$  к  $b_\alpha = 0$  или из уравнения (6) при  $b_\alpha = 0$ .

Сочетание уравнений (5) и (6) позволяет получить прямую зависимость степени усиления  $E_n/E_m$  от структуры нанонаполнителя, физически строгой характеристикой которой является размерность  $D_f$  [7], для нанокомпозитов ПА-6/УНТ:

$$\frac{E_n}{E_m} = 1 + 11[(320 - 140D_f)\phi_n]^{1,7}. \quad (8)$$

На рис. 2 приведено сравнение полученной экспериментально и рассчитанной согласно уравнению (8) зависимостей  $E_n/E_m(\phi_n)$ , из которого следует их хорошее соответствие (среднее расхож-

дение теории и эксперимента составляет ~5 %), которое подтверждает предположение авторов [1].

## Заключение

Таким образом, структуру углеродных нанотрубок в полимерной матрице нанокомпозита можно описать их кольцеобразными формированиями, которые являются фрактальными объектами. Это позволяет физически строго характеризовать структуру углеродных нанотрубок фрактальной размерностью их кольцеобразных формирований. Показано, что повышение размерности указанных формирований, т.е. их компактизация, приводит к снижению уровня межфазной адгезии и, как следствие, степени усиления нанокомпозитов. Получено соотношение, позволяющее установить прямую взаимосвязь степени усиления нанокомпозитов и структуры углеродных нанотрубок в полимерной матрице.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Schaefer D.W., Zhao J., Dowty H., Alexander M., Orlor E.B. Carbon nanofibre reinforcement of soft materials // *Soft Mater.* 2008. Vol. 4. No. 10. P. 2071–2079.
2. Schaefer D.W., Justice R.S. How nano are nanocomposites? // *Macromolecules.* 2007. Vol. 40. No. 24. P. 8501–8517.
3. Микитаев А.К., Козлов Г.В., Зайков Г.Е. Полимерные нанокомпозиты: многообразие структурных форм и приложений. М.: Наука, 2009. 279 с.
4. Gao J., Itkis M.E. et al. Continuous spinning of a single-walled carbon nanotube — nylon composite fiber // *J. Amer. Chem. Soc.* 2005. Vol. 127. No. 11. P. 3847–3854.
5. Микитаев А.К., Козлов Г.В. Зависимость степени усиления нанокомпозитов полимер/углеродные нанотрубки от размерности нанонаполнителя // *Доклады АН.* 2015. Т. 462. № 1. С. 41–44.
6. Yanovsky Yu.G., Kozlov G.V., Zhirikova Z.M., Alov V.Z., Karnet Yu.N. Special features of the structure of carbon nanotubes in polymer composite media // *Nanomechanics Sci. Techn. An Intern. J.* 2012. Vol. 3. No. 2. P. 99–127.
7. Family F. Fractal dimension and grand universality of critical phenomena // *J. Stat. Phys.* 1984. Vol. 36. No. 5/6. P. 881–896.

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

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

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

Технический редактор Конова Е.В. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 03.04.2019 г. Подписано в печать 27.05.19 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: www.aov.ru