

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (129)  
сентябрь  
2015

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного совета**

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

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

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

**Редакционный совет:**

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

**Редакция:**

И.Н. МЫМИНА  
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.

Факс: (499) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Бабичев А.П., Вяликов И.Л., Бирюков Д.Д., Максимов Д.В., Эль Дадуки Ахмад, Гринь В.В.** Экспериментальные исследования одностороннего виброволнового нагружения сплошного изогнутого образца .....3
- Гречихин Л.И., Латушкина С.Д., Комаровская В.М., Шмермбекк Ю.** Кластерная структура кремния и конструкция его поверхности.....5
- Дегтярев М.Г.** Кодирование и классификация деталей при разработке технологических процессов упрочнения и восстановления.....10
- Королев А.В., Нейгебауэр К.С.** Исследование момента сопротивления вращению шарикоподшипника.....13
- Соколов В.Д., Лебедев В.А., Штынь С.Ю., Ягмуров М.А.** Исследования энергетического состояния поверхностного слоя, упрочненного методами ППД .....15
- Степанкин И.Н.** К вопросу о влиянии поверхностного модифицирования на эксплуатационные характеристики стали Р6М5 .....20
- Стручков Н.Ф., Винокуров Г.Г.** Корреляция шероховатостей контактных поверхностей трения покрытия с тугоплавкими добавками и стального контртела .....29



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Желонкин Я.О., Хубатхузин А.А., Абдуллин И.Ш.** Ионное легирование поверхности изделий машиностроения в высокочастотном газовом разряде .....33
- Ульяницкий В.Ю., Батраев И.С., Штерцер А.А.** Детонационные покрытия из оксидов .....37



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Легкая Д.А., Соловьева Н.Д.** Электроосаждение никеля из низкоконцентрированного электролита никелирования .....45

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

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (129)  
September  
2015

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

Dr. of Eng. Sci.  
Yu.V. PANFILOV

**Chair of Editorial Council**

Dr. of Eng. Sci., The honoured  
worker of a science and  
technics of the RF  
V.F. BEZYAZHCHNYI

**Editorial Assistant**

Dr. of Phys.-Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**

Dr. of Eng. Sci.  
V.Yu. BLUMENSTEIN

Dr. of Eng. Sci.  
A.V. KIRICHEK

Dr. of Eng. Sci.  
O.V. CHUDINA

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
V.A. LASHKO  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.A. SHULOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUHO CHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

I.N. MYMRINA  
T.V. PARAYSKAYA

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Babichev A.P., Vyalikov I.L., Biryukov D.D., Maksimov D.V., El Dakdouki Ahmad, Grin V.V.** Experimental studies of unilateral vibration wave loading of continuous curved sample.....3
- Gretchikhin L.I., Latushkina S.D., Komarovskaya V.M., Shmermbekk Yu.** The cluster structure of silicon and its surface construction.....5
- Degtyarev M.G.** Coding and classification of elements at development of technological processes of hardening and reconditioning.....10
- Korolev A.V., Neugebauer C.S.** Drag torque investigation to ball-bearing rotation.....13
- Sokolov V.D., Lebedev V.A., Shtyn S.Yu., Yagmurov M.A.** Studies of the energy state of the surface layer hardened by methods PPD.....15
- Stepankin I.N.** By the impact of surface modification on the performance of steel R6M5.....20
- Struchkov N.F., Vinokurov G.G.** The correlation of roughnesses of contact friction surfaces of a coating with refractory additives and a steel counterbody.....29



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Zhelonkin Ya.O., Khubatkhuzin A.A., Abdullin I.Sh.** Surface ion implantation of steel parts in RF gas discharge.....33
- Ulianitsky V.Yu., Batraev I.S., Shtertser A.A.** Oxide coatings made by detonation spraying.....37



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Legkaya D.A., Solovyova N.D.** Electrolytic deposition of nickel from low concentration electrolyte of nickel-plating.....45

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

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

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

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



УДК 621.9.048.6

А.П. Бабичев, И.Л. Вяликов, Д.Д. Бирюков, Д.В. Максимов, Эль Дакдуки Ахмад, В.В. Гринь  
(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону)  
E-mail: vibrotech@mail.ru

## Экспериментальные исследования одностороннего виброволнового нагружения сплошного изогнутого образца

*Представлены результаты экспериментального исследования воздействия виброволнового нагружения на состояние материала образца. Отмечены особенности воздействия нагружения на лицевую (нагружаемую) и тыльную (свободную) поверхности.*

**Ключевые слова:** виброволновое нагружение, волны деформаций, лицевая и тыльная сторона поверхности, отраженная волна.

*This article presents the results of an experimental study of the interaction vibration wave loading on the state of the sample material. The features of impact loading of the front (presses) and back (free) surface.*

**Keywords:** vibration wave loading, deformation wave, front and rear (back) surface, reflected wave.

Интерес к виброволновым явлениям в процессах металлообработки обусловлен их широким применением в физике деформационных процессов и все большим проникновением волновых и виброволновых методов обработки в технологические процессы. Многочисленные работы посвящены проблемам создания прогрессивных технологических процессов на основе использования импульсного волнового деформационного воздействия. Проблема деформации и разрушения материалов и сред волновым воздействием привлекает все большее внимание технологов и конструкторов.

Целью эксперимента является изучение особенностей взаимодействия волн деформаций с материалом (образцами), подвергаемым виброволновому одностороннему нагружению. В работах [1, 3, 4] отмечаются изменения состояния материала при одностороннем нагружении не только на лицевой, нагружаемой поверхности, но и на противоположной (тыльной), не подвергаемой нагружению поверхности. При определенных условиях на тыльной стороне отмечаются так называемые откольные явления [1, 3]. В технологии упрочняющей обработки динамическими методами поверхностного пластического деформирования (ППД) деталей в виде труб или с другими закрытыми поверхностями обычно упрочнению подвергается наружная поверхность. С учетом упомянутых выше работ представляет интерес, какие изменения происходят на

противоположной (тыльной) стороне, подвергаемой воздействию отраженных волн.

Выполнены экспериментальные исследования с изготовлением специальных образцов (рис. 1). Форма образцов предусматривает возможность нагружения их одной стороны — лицевой (Л) и изоляции противоположной — тыльной (Т) стороны при виброволновой обработке в среде стальных шаров диаметром 7 мм. Важным условием является обеспечение сплошности материала для распространения продольных волн и исключение переходов, сварных швов или разъемов другого вида. Другое условие — удобство измерения микротвердости торцовых поверхностей (лицевой и тыльной).

Режим обработки: амплитуда колебаний  $A = 2,5$  мм; частота колебаний  $f = 30$  Гц; продолжительность  $t = 30$  мин. Материал образца — сталь 30ХГСА сырая.

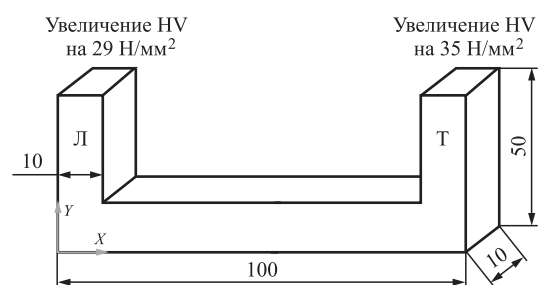


Рис. 1. Форма опытных образцов и изменение микротвердости их поверхности после первичной обработки в течение 30 мин

Результаты обработки представлены в табл. 1 и на рис. 1.

Таблица 1

**Результаты измерения HV после первичной обработки в течение 30 мин**

Состояние образца	Среднее по партии образцов значение HV 200	
	Лицевая поверхность	Тыльная поверхность
Исходное	164	181
После обработки в течение 30 мин	193	216

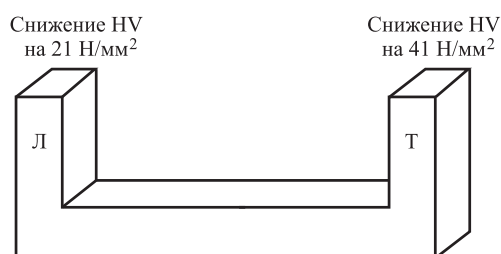


Рис. 2. Изменение микротвердости поверхности образцов после повторной обработки (через 30 сут) в течение 60 мин

Таблица 2

**Результаты измерения HV после повторной обработки (через 30 сут) в течение 60 мин**

Состояние образца	Среднее по партии образцов значение HV 200	
	Лицевая поверхность	Тыльная поверхность
Исходное	193	216
После обработки в течение 60 мин	172	175

По истечении 30 сут указанные образцы были подвергнуты повторной обработке продолжительностью

60 мин в тех же условиях. Полученные результаты представлены в табл. 2 и на рис. 2.

**Выводы**

Виброволновое одностороннее нагружение образца сопровождается изменением физико-механических свойств как лицевой (нагружаемой), так и тыльной (не подвергаемой виброволновому воздействию) поверхности. При этом в зависимости от исходного состояния материала образцов и продолжительности виброволнового воздействия отмечается увеличение или снижение HV (см. рис. 1 и 2). Взаимодействие отраженных волн на тыльной стороне сопровождается более интенсивным изменением HV этой поверхности по сравнению с лицевой.

В условиях рассматриваемого эксперимента не планировались варьирование более широкого диапазона времени обработки, изменение режима виброволнового воздействия и других условий, которые окажут влияние на результаты эксперимента.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Ахмадеев Н.Х., Нигматулин Р.И. Динамическое откольное разрушение в волнах разгрузки // Прикладная механика и технологическая физика. 1981. № 3. С. 1131–1134.
2. Бабичев А.П. Основы вибрационной технологии. Ростов-н/Д, ДГТУ, 2008. 694 с.
3. Баскаков В.А. Анализ распространения и динамического воздействия ударных волн на деформируемое твердое тело: Автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Чебоксары, 1991. 39 с.
4. Баскаков В.А. О возможности откола в металлах под действием волн разгрузки // Прикладная задача механики сплошных сред: Межвуз. сб. Воронеж. 1988. С. 35–39.

Л.И. Гречихин (Белорусская государственная академия авиации, г. Минск),  
 С.Д. Латушкина (Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск),  
 В.М. Комаровская (Белорусский национальный технический университет, г. Минск),  
 Ю. Шмермбекк (Берлинский технический университет, Германия)  
 E-mail: Maratovna81@tut.by

## Кластерная структура кремния и конструкция его поверхности

*Разработана общая модель формирования молекулярных и кластерных структур с учетом ковалентной, ионной, наведенной, электрон-дипольной и диполь-дипольной связи. В конденсированном состоянии кластеры кремния формируются трехатомными молекулами. Межкластерная связь определяется бинарным взаимодействием сцепленных кластерных структур. Теоретически и экспериментально обоснована конструкция кристаллического кремния.*

**Ключевые слова:** кремний, поверхность кремния, кластеры, взаимодействие частиц в кластере, межкластерное взаимодействие.

*One has developed a general model of formation of molecular and cluster structures taking into account covalent, ionic, electron-dipole and dipole-dipole bond. In the condensed state silicon clusters are formed by three-atomic molecules. The inter-cluster bond is defined by binary interaction of coupled cluster structures. The construction of crystalline silicon has been substantiated theoretically and experimentally.*

**Keywords:** silicon, silicon surface, clusters, interaction of particles in a cluster, inter-cluster interaction.

### Введение

Для упрочнения конструкционных деталей применяют разные способы нанесения износостойких покрытий. При этом высокая сцепляемость покрытия с основой определяется межатомными, межмолекулярными и межкластерными взаимодействиями в зоне контакта. В этой связи важно знать структуру взаимодействующих поверхностей на атомном, молекулярном и кластерном уровнях. Экспериментально исследовать структуру поверхностей на таких уровнях стало возможным после изобретения Г. Биннингом и Г. Рорером в 1981 г. силового сканирующего туннельного микроскопа. В результате были получены первые снимки поверхности кремния Si(111), на которой реализуется наиболее плотная упаковка. Радиус атома кремния получен в пределах 1,4...1,6 Å. По квантово-механическим расчетам в соответствии с [1], радиус атома кремния равен 1,56 Å, а по расчетам, выполненным в [2], — 1,47 Å. Радиус атома кремния, измеренный с применением рентгеноструктурного анализа, составляет 1,18 Å [3]. Значение радиуса атома кремния 1,18 Å следует рассматривать как ковалентный радиус, а не как радиус атома. Радиус атома, измеренный с применением силового сканирующего туннельного микроскопа, соответствует квантово-механическому расчету, и его следует рассматривать как реальный радиус атома кремния. Конструкция поверхности Si(111) обладает характерным для кремния распределением атомов. Почему для кремния реализуется такая конструкция остается неясным.

Поэтому возникла **цель:** теоретически обосновать кристаллическую структуру и как эта структура проявляется на поверхности с учетом кластерного строения конденсированного состояния на примере кремния.

Поставленная цель может быть достигнута путем решения следующих задач:

1. Определить энергию связи при образовании двух- и трехатомных молекул кремния.
2. Определить энергию связи между частицами кремния внутри кластерных структур.
3. Определить энергию связи между кластерами кремния в межкластерной решеточной структуре.
4. Определить энергию связи между частицами кремния в плотноупакованном состоянии.
5. Обосновать экспериментальные результаты, полученные на силовом сканирующем туннельном микроскопе.

Последовательно рассмотрим перечисленные задачи для конкретно выбранной поверхности кремния Si(111).

### Энергия образования двухатомных и трехатомных молекул кремния

При бинарном взаимодействии учитываются следующие типы связей: *ковалентная, ионная, наведенная, электрон-дипольная, диполь-дипольная.*

**Ковалентная связь** обусловлена взаимным обменом валентными электронами двух взаимодействующих частиц. Впервые такая связь была применена для получения энергии диссоциации молекулы водорода Гайт-

лером и Лондоном с использованием уравнения Шредингера. Для более сложных атомных и молекулярных систем разработана двухчастичная квантовая механика [5], в которой обменная энергия взаимодействия определяется достаточно сложным образом.

Непосредственный обмен валентными электронами между взаимодействующими частицами определяет энергию связи в динамике. Для одноэлектронной задачи метод решения был предложен Шредингером, а для многоэлектронной системы этот метод разработан в [5, 6] и представляется в обобщенном виде следующим образом:

$$E_{\text{св.рез}} = \begin{cases} -\frac{2E_{\text{св.0}}r_e^6}{r^6} + \frac{E_{\text{св.0}}r_e^{12}}{r^{12}} & \text{при } r \leq r_e; \\ \sum_{i=1}^3 N_i \kappa_i^2 \left[ \sum_{k=0}^3 \sum_{l=0}^3 Z_{a,k}^* Z_{b,l}^* \int \int \rho_{e,a}(\epsilon_k) \rho_{e,b}(\epsilon_l) \left( \frac{H_{1,1} + H_{1,2}}{1+S} \right) d\epsilon_k d\epsilon_l \right] & \text{при } r < r_e, \end{cases} \quad (1)$$

где  $E_{\text{св.рез}}$  — энергия связи взаимодействующих частиц в зависимости от расстояния между ними;  $E_{\text{св.0}}$  — энергия связи между частицами на равновесном расстоянии;  $r_e$  — равновесное расстояние между взаимодействующими частицами;  $N_i$  — число частиц в  $i$ -й координационной сфере;  $\kappa_i$  — коэффициент видности;  $Z_{a,k}^*$ ,  $Z_{b,l}^*$  — эффективные заряды взаимодействующих частиц;  $\rho_{e,a}(\epsilon_k)$ ,  $\rho_{e,b}(\epsilon_l)$  — распределения электронной плотности  $\rho_e$  вокруг силовых центров  $a$  и  $b$  взаимодействующих частиц с энергиями  $\epsilon_k$  и  $\epsilon_l$  в  $k$ -м и  $l$ -м энергосостояниях;  $H_{1,1}$ ,  $H_{1,2}$  и  $S$  — интегралы кулоновский, обменный и перекрытия соответственно.

В потенциале взаимодействия (1) на расстояниях, меньших равновесного, для атомных частиц применяется эмпирический потенциал Леннарда—Джонса, а для молекулярных систем наиболее целесообразно использовать аппроксимацию Морза. Полученная таким образом обменная связь предполагает, что вытянутые орбиты валентных электронов максимально перекрываются и обеспечивают валентную  $\sigma$ -связь.  $\pi$ -связь в двухчастичной квантовой механике заменяется эффективной  $\sigma$ -связью. При этом дипольные электрические моменты, возникающие вследствие деформации электронных оболочек, направлены противоположно. Ковалентная связь их удерживает в этом направлении. Если при каком-то воздействии один из диполей в двухатомной молекуле изменяет свое направление на обратное, то обменная связь резко ослабляется. В этом случае обменная связь практически исключается и включаются электрон-дипольная и диполь-дипольная связи. Такая ситуация может возникать в конденсированном состоянии под влиянием внешнего возмущения.

**Ионная связь.** При бинарном взаимодействии двух одинаковых частиц или разных частиц энергия ионной связи определяется по формуле

$$E_{\text{ион}} = [(1 - P_1)P_2 + P_1(1 - P_2)]S(1 - S) \frac{e^2}{4\pi\epsilon_0 r_e}, \quad (2)$$

где  $P_1$ ,  $P_2$  — вероятности пребывания валентного электрона вблизи первой и второй взаимодействующих частиц соответственно;  $\epsilon_0$  — абсолютная диэлектрическая проницаемость вакуума;  $e$  — заряд электрона.

**Наведенная связь<sup>1</sup>** обусловлена возникновением потенциального барьера между взаимодействующими частицами при обмене валентными электронами.

Электрон, переходя от одной частицы к другой, частично отражается и задерживается на границе раздела взаимодействующих частиц. Вероятность такого события равна произведению  $P_1(1 - S)$ . Одновременно и второй электрон отражается от границы раздела с вероятностью  $P_2(1 - S)$ . Возникшее облако электронной плотности содержит заряд  $\Delta Q = P_1 P_2 (1 - S)^2 e$ , который на границе раздела создает отрицательный барьер. Очевидно, что часть потока частиц на границе раздела вследствие туннельного эффекта преодолевает этот барьер, и тогда заряд, который задерживается, составит

$$\Delta Q = P_1 P_2 (1 - S)^2 (1 - D) e.$$

Здесь  $D = \exp\left(-\frac{4\pi d_b}{h} \sqrt{2m_e d\phi}\right)$  — коэффициент прозрачности потенциального барьера;  $d_b$  — ширина потенциального барьера,  $d_b = r_a + r_b - r_e$ ;  $r_a$ ,  $r_b$  — ковалентные радиусы взаимодействующих частиц;  $m_e$  — масса электрона;  $d\phi = \frac{\Delta Q e}{4\pi\epsilon_0 r_{1(2)}}$  — кулоновский потенциал,

$r_{1(2)}$  — расстояние от потенциального барьера до центра первой или второй взаимодействующей частицы;  $e$  — заряд электрона.

Возникший наведенный электрический заряд взаимодействует с первой и второй частицами. В результате возникает дополнительная энергия связи

<sup>1</sup> Эту энергию ранее не учитывали в ковалентной связи. Поэтому энергию связи взаимодействующих частиц в молекулах получали чисто качественно, используя разные аппроксимации.

$$E_{\text{навед}} = -\frac{\Delta Q}{4\pi\epsilon_0} \left( \frac{(Z_1^*e - \Delta Q/2)}{r_1} + \frac{(Z_2^*e - \Delta Q/2)}{r_2} \right), \quad (3)$$

где  $Z_1^*, Z_2^*$  — эффективные заряды первой и второй частиц соответственно;  $r_1 = 0,5(r_e + r_a - r_b), r_2 = 0,5(r_e - r_a + r_b)$  — расстояния от центра потенциального барьера до первой и второй взаимодействующих частиц.

Возникающие электрон-дипольная и диполь-дипольная связи зависят от взаимного расположения встроенных дипольных электрических моментов взаимодействующих частиц. Поэтому оба эти типа связи для двухатомных и трехатомных молекул разные.

**Электрон-дипольная связь.** Встроенные дипольные электрические моменты возникают вследствие деформации сферически симметричной внутренней *S*-оболочки под воздействием *P*-, *D*- или *F*-оболочки. Методика расчета встроенных дипольных электрических моментов сложных атомных систем разработана и описана в работе [7].

Наведенный отрицательный заряд взаимодействует с наведенными электрическими моментами. В результате частицы отталкиваются друг от друга с энергией

$$E'_{e-d} = 2 \frac{\Delta Q}{4\pi\epsilon_0} \left( \frac{p_{\Delta,1}}{r_1^2} + \frac{p_{\Delta,2}}{r_2^2} \right), \quad (4)$$

где  $p_{\Delta,1}, p_{\Delta,2}$  — встроенные дипольные электрические моменты первой и второй частиц соответственно.

**Диполь-дипольная связь.** При противоположном расположении диполей

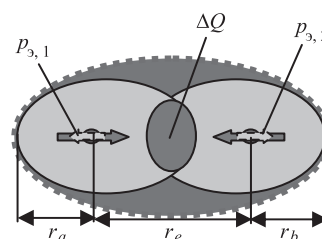


Рис. 1. Общий вид двухатомной молекулы

$$E_{d-d} = 2 \frac{p_{\Delta,1} p_{\Delta,2}}{4\pi\epsilon_0 r_e^3}. \quad (5)$$

Исходные данные для рассматриваемых взаимодействующих частиц взяты из справочников [1—4].

**Образование двухатомных молекул кремния.** Общая картина взаимодействия атомов в двухатомных молекулах показана на рис. 1. Такое расположение встроенных дипольных электрических моментов имеет место для всех двухатомных молекул, так как в этом случае происходит максимальное перекрытие волновых функций взаимодействующих частиц их вытянутыми орбитами.

Если рассматривать последовательное расположение встроенных электрических диполей взаимодействующих частиц в двухатомной молекуле, то ковалентная связь резко ослабевает. Практически она уменьшается почти в два раза. Результаты конкретного расчета энергий связи для двухатомной молекулы кремния приведены в таблице. Очевидно, что последовательное расположение встроенных дипольных электрических моментов в свободных двухатомных молекулах кремния приводит к резкому уменьшению энергий связи, и это противоречит эксперименталь-

Энергии связи для разных типов взаимодействий атомарных частиц кремния, дипольный электрический момент и энергия ионизации образующейся молекулы

Параметр	Взаимодействующие частицы				
	Si + Si ⇒ Si <sub>2</sub>	Si + Si ⇒ Si <sub>2</sub>	Si + Si <sub>2</sub> ⇒ Si <sub>3</sub> (см. рис. 2, а)	Si + Si <sub>2</sub> ⇒ Si <sub>3</sub> (см. рис. 2, б)	Si <sub>3</sub> + Si <sub>3</sub> ⇒ Si <sub>6</sub>
$r_e, \text{Å}$	2,349	2,349	2,047	2,047	3,586
$E_{\text{ков}}, \text{эВ}$	-3,105	-1,552	-2,542	-2,542	-0,280
$E_{\text{ион}}, \text{эВ}$	-0,346	-0,346	-0,316	-0,316	-0,011
$E_{\text{навед}}, \text{эВ}$	-4,1·10 <sup>-5</sup>	-2,0·10 <sup>-5</sup>	-0,130	-0,130	-0,002
$E_{e-d}, \text{эВ}$	1,9·10 <sup>-6</sup>	0	-7,4·10 <sup>-4</sup>	-0,016	0
$E_{d-d}, \text{эВ}$	0,0415	-0,021	-0,020	-0,020	-0,014
$E_{\text{рез}}, \text{эВ}$	-3,409	-1,919	-3,008	-3,003	-0,308
Наведенный заряд · 10 <sup>20</sup> , Кл	4,29·10 <sup>-5</sup>	2,15·10 <sup>-5</sup>	6,93·10 <sup>-2</sup>	6,93·10 <sup>-2</sup>	2,5·10 <sup>-3</sup>
$p_{\Delta}, \text{Кл·м} \cdot 10^{20}$	2,19	4,38	0	0	2,19
Потенциал ионизации $\theta_i$ , В	8,39	8,39	8,42	8,42	—
Среднеэффективный радиус молекулы $r_{\text{эфф}}, \text{Å}$	1,757	1,757	2,122	2,122	—

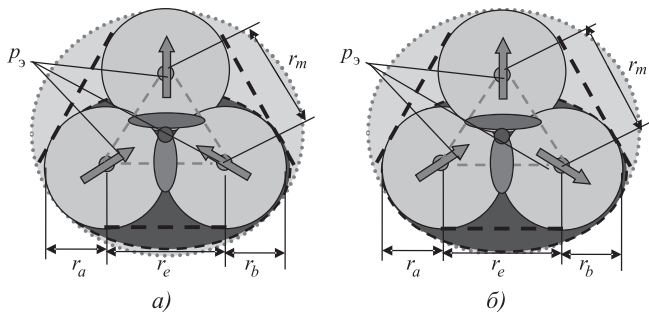
ным данным по энергии диссоциации двухатомной молекулы кремния. По мере образования двухатомных молекул кремния включаются взаимодействия двухатомных молекул с отдельными атомами с образованием трехатомных молекул кремния.

**Образование трехатомной молекулы кремния.** Трехатомная молекула образуется путем взаимодействия атома с двухатомной молекулой. Такая модель показана на рис. 2.

Расчет обменной энергии, энергий ионной и наведенной связи для трехатомной молекулы производится по тем же формулам, которые применяются при расчетах энергий диссоциации двухатомных молекул, а электрон-дипольная и диполь-дипольная связи рассчитываются по своим формулам. В ковалентной связи обмен валентными электронами приводит к возникновению отрицательного потенциального барьера между взаимодействующими частицами. Встроенные дипольные электрические моменты двухатомной молекулы направлены в область отрицательного потенциального барьера. При взаимодействии атома с двухатомной молекулой ее отрицательный потенциальный барьер удерживает в направлении к центру двухатомной молекулы дипольный электрический момент атома, как это показано на рис. 2. Учитывая данное обстоятельство, можно утверждать, что наведенный заряд в двухатомной молекуле  $\Delta Q$ , взаимодействуя с дипольным моментом атома (см. рис. 2), увеличивает энергию разрыва связи, а наведенный заряд между атомом и молекулой, взаимодействуя с дипольными моментами двухатомной молекулы в положении, показанном на рис. 2, а, наоборот, ослабляет энергию разрыва связи. В положении, показанном на рис. 2, б, эти увеличение и уменьшение энергии разрыва связи взаимно исключаются. Для описания всех возможных дополнительных энергий связи введем следующие обозначения:

$$r_m = 2r_{\text{ков}}; r_1 = \sqrt{r_m^2 - (r_e/2)^2}; r_2 = \sqrt{(r_1^2 + r_e^2)/4};$$

$$\alpha = \arctg(2r_1/r_e); \beta = \arctg(r_1/r_e).$$



**Рис. 2. Общий вид трехатомной молекулы:** а — нормальное расположение встроенных дипольных электрических моментов в молекуле; б — последовательное расположение встроенных дипольных электрических моментов в двухатомной молекуле

Тогда дополнительные энергии связей для положения, показанного на рис. 2, а, будут определяться выражениями

$$E = -2 \frac{dq}{4\pi\epsilon_0 r_1} [(Z_1^* + Z_2^*)e - dq]; E_1 = 2 \frac{\Delta Q dq}{4\pi\epsilon_0 r_1};$$

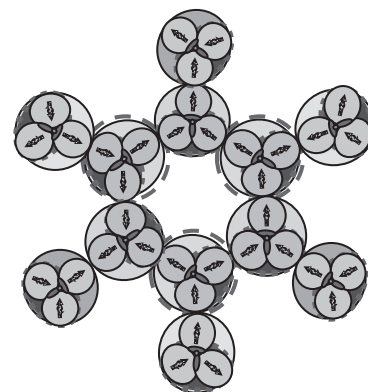
$$E_2 = 16 \frac{dqp_3}{4\pi\epsilon_0 (r_1^2 + r_2^2)} \cos\beta,$$

$$E_3 = -8 \frac{dqp_3}{4\pi\epsilon_0 r_1^2}; E_4 = -4 \frac{p_3^2}{4\pi\epsilon_0 r_m^2} \cos^2 \alpha, \quad (6)$$

где  $p_3$  — встроенный дипольный электрический момент атома;  $dq$  — наведенный заряд между атомом и двухатомной молекулой.

При положении встроенных дипольных электрических моментов, показанном на рис. 2, б, энергии  $E_2 = 0$  и  $E_4 = 0$ .

Результаты выполненных расчетов для кремния при положениях дипольных моментов, показанных на рис. 2, а, б, приведены в таблице. Энергия разрыва связи в трехатомной молекуле кремния незначительно отличается от энергии диссоциации двухатомной молекулы в меньшую сторону. При этом энергия разрыва связи не отличается при изменении положения дипольных моментов внутри двухатомной молекулы. Присутствие атома кремния вблизи двухатомной молекулы приводит к тому, что дипольные моменты в двухатомной молекуле могут располагаться друг относительно друга произвольным образом. Следовательно, при формировании кластерных структур из трехатомных молекул в конденсированном состоянии дипольные электрические моменты атомов двухатомной молекулы располагаются по отношению к центру трехатомной молекулы так, чтобы энергия связи между взаимодействующими частицами внутри кластера была максимальной. Такое



**Рис. 3. Кластер кремния в конденсированном состоянии**



необычное свойство трехатомных молекул кремния позволяет формироваться кластерным структурам с максимальной энергией бинарной связи так, как показано на рис. 3. На рис. 3 молекулы с последовательным направлением дипольных электрических моментов в двухатомной молекуле выделены пунктирной окружностью. Энергия бинарной связи в таком кластере в непосредственном контакте определяется ковалентной и ионной связями между трехатомными молекулами и диполь-дипольной связью между атомами кремния.

Ковалентный радиус трехатомной молекулы кремния составляет 2,122 Å. В процессе образования кластерных структур из трехатомных молекул равновесное расстояние между молекулами должно быть меньше двойного ковалентного радиуса.

Равновесное расстояние между молекулами в кластере может быть найдено, если известна температура кипения. При температуре кипения кластерные образования распадаются на отдельные молекулы (атомы). Это обусловлено тем, что энергия теплового движения равна энергии бинарного взаимодействия между частицами кластера. На основании такого равенства определяется равновесное расстояние между частицами внутри кластера. Для кремния температура кипения равна 3573 К [3]. При такой температуре энергия теплового движения равна энергии бинарного взаимодействия между частицами внутри кластера. Для кремния это произойдет, когда расстояние между трехатомными молекулами составит 3,586 Å. Данное расстояние меньше двойного ковалентного радиуса, как это реализуется для всех молекулярных систем.

### Межкластерное взаимодействие

Непосредственно кластеры кремния в конденсированном состоянии взаимодействуют странным образом. Они как бы сцепляются друг с другом. В результате между центральной частью кластеров образуется прослойка из трехатомных молекул. На рис. 4 показано расположение кластеров кремния в кристаллическом состоянии. Межкластерное взаимодействие обусловлено только диполь-дипольной связью, энергия которой

$$E_{св} = 16 \frac{p_{3,1} p_{3,2} \cos 30^\circ \cos 60^\circ}{4\pi\epsilon_0 (2r_{ков})^3} = 0,142 \text{ эВ.} \quad (7)$$

Такая связь полностью будет разрушена при температуре 1647 К. Полный разрыв межкластерной связи возникает при температуре плавления. Температура плавления кремния составляет 1688 К. Совпадение

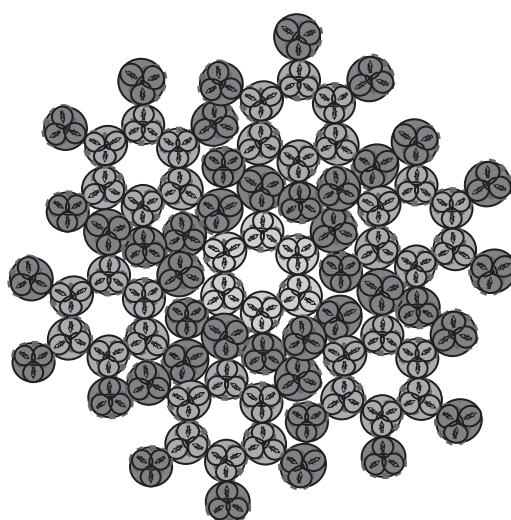


Рис. 4. Кластерная конструкция плотноупакованной поверхности кремния

температур достаточно убедительное, что свидетельствует о правильности разработанной теоретической модели строения кластера и межкластерной решеточной структуры кристаллического кремния. При этом следует учитывать, что в процессе формирования кластеров кремния трехатомными молекулами встроенные дипольные электрические моменты в двухатомной молекуле жестко не связаны друг с другом.

### Экспериментальная проверка теоретических расчетов

Для проверки теоретических расчетов на силовом сканирующем туннельном микроскопе была тщательно исследована поверхность кремния Si(111). Такой выбор обусловлен тем, что кремний обладает алмазной структурой и его кристаллическое состояние на макроуровне достаточно хорошо изучено. Исследование

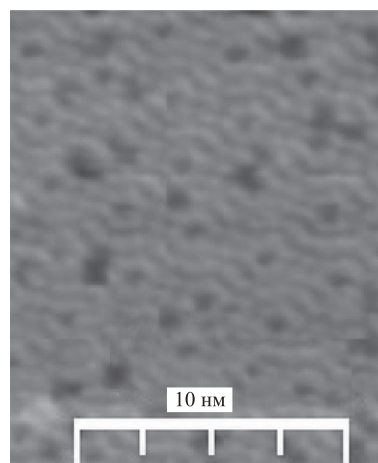


Рис. 5. Поверхность кремния Si(111)

поверхности осуществлялось при подаваемом на иглу напряжении 1...1,5 В. Полученная поверхность кремния показана на рис. 5. Теоретически рассчитанная поверхность кремния совпала с опытной по всем параметрам: конструкции, форме и размерам разных частиц.

### Выводы

1. Молекулярные и кластерные структуры образуются в результате бинарного взаимодействия с учетом ковалентной, ионной, наведенной, электрон-дипольной и диполь-дипольной связей.

2. В конденсированном состоянии кластеры кремния формируются трехатомными молекулами, образуя сложную разветвленную структуру.

3. Межкластерная связь определяется бинарным взаимодействием сцепленных кластерных структур.

4. Теоретически получена и экспериментально подтверждена конструкция кристаллического кремния.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Братцев В.Ф. Таблицы атомных волновых функций. М.-Л.: Наука. 1966. 192 с.
2. Радциг А.А., Смирнов Б.М. Справочник по атомной и молекулярной физике. Атомиздат, 1980. 240 с.
3. Физические величины: Справочник / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1232 с.
4. Справочник химика. В 6 т. Т. 1. Общие сведения: Строение вещества, свойства важнейших веществ, лабораторная техника. М.-Л.: Химия, 1971. 1072 с.
5. Гречихин Л.И. Физика наночастиц и нанотехнологий. Общие основы, механические, тепловые и эмиссионные свойства. Минск: УП "Технопринт", 2004. 399 с.
6. Гречихин Л. И. Наночастицы и нанотехнологии. Минск: Право и экономика, 2008. 406 с.
7. Гречихин Л. И., Шмермбекк Ю. Наночастицы и нанотехнологии. Минск: Право и экономика. 2010. 75 с.

УДК 631.3: 631.173

М.Г. Дегтярев

(Орловский государственный аграрный университет)

E-mail: degaudit@mail.ru

## Кодирование и классификация деталей при разработке технологических процессов упрочнения и восстановления

*Предложены классификация, кодирование деталей и технологический ряд, которые позволят сократить трудоемкость и время составления технологических процессов, расчет режимов и времени обработки отдельных поверхностей при изготовлении, упрочнении и восстановлении деталей машин и оборудования.*

**Ключевые слова:** кодирование, классификация, технологический ряд, упрочнение, восстановление, рабочая поверхность, изнашивание, режим обработки, трудоемкость, изготовление.

*The classification, coding parts and technology series, it will reduce the complexity and time of the technological processes, payment modes and piece of processing time in the manufacture of individual surfaces, hardening and restoring of machinery and equipment.*

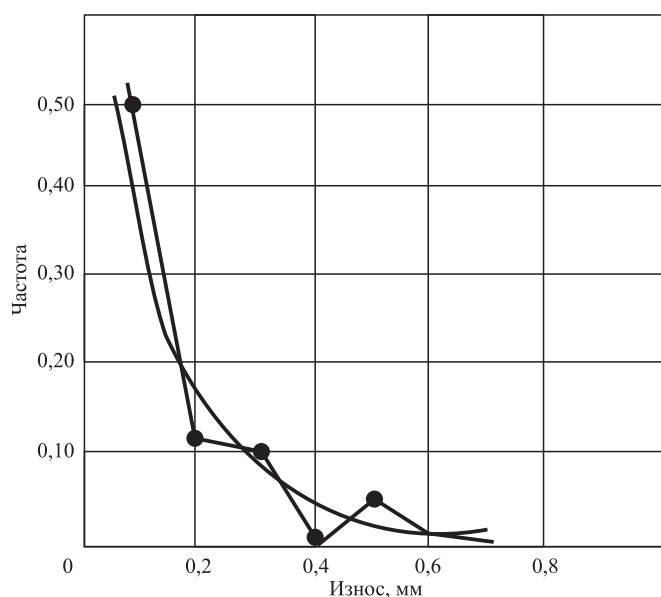
**Keywords:** coding, classification, process number, strengthening, rehabilitation, work surface, wear, processing mode, complexity, manufacturing.

В настоящее время схема организации ремонта машин, в том числе и восстановления деталей, существенно изменилась, и не в лучшую сторону. В регионах почти не осталось крупных специализированных предприятий по ремонту полнокомплектных машин, тем более по восстановлению и упрочнению деталей. С другой стороны, машинно-тракторный парк в хозяйствах все больше пополняется техникой стран ближнего и дальнего зарубежья. Покупка запасных частей к ней обходится очень дорого, поэтому для продления срока службы машин и снижения затрат на сельхозпродукцию необходимо налаживать восстановление большинства деталей машин агропромышленного комплекса на местах с обязатель-

ным упрочнением их поверхностей. Это позволит не только увеличить ресурс отремонтированных деталей до уровня новых, но и сделать его гораздо выше [1].

Большое разнообразие деталей по форме и размерам объединяет схожесть их конструктивных элементов. Если расчленить любую деталь на элементы, нетрудно заметить, что они имеют идентичные рабочие поверхности: наружные и внутренние; цилиндрические; конические; плоские, которые располагаются под различными углами; фасонные (сферические, шаровые).

На рисунке показаны уровень износа поверхностей деталей шасси и частота износа данного уровня колесных тракторов, поступающих в ремонт. Из представлен-



**Уровень износа поверхностей и частота износа данного уровня у поступивших в ремонт машин**

ного графика нетрудно заметить, что около 80 % износа поверхностей деталей не превышает 0,2 мм. Общий анализ по износу деталей машин и оборудования показывает, что износы и дефекты рабочих поверхностей деталей различны и колеблются в больших пределах. Однако общая закономерность по основным типам соединений сохраняется. Наибольший износ имеют наружные и внутренние цилиндрические поверхности. Детали с таким износом составляют более 50 % от поступающих в ремонт при частоте износа наружной цилиндрической поверхности, в 2 раза большей, чем внутренней. Износ других поверхностей не превышает 5...7 %. Большая доля деталей — около 43 % имеет дефекты нересурсных элементов, которые легко устраняются. При включении в технологический процесс изготовления и ремонта финишных упрочняющих операций их ресурс можно довести до равного срока службы машины. Поэтому в каждом конкретном случае и для каждого вида детали способ восстановления и упрочнения должен быть экономически целесообразен с учетом применения энерго- и ресурсосберегающей технологий, а главное, обеспе-

чивать должное качество восстановленной поверхности упрочнением.

Следует отметить, что при выборе способа восстановления и упрочнения нужно учитывать не только величину износа, но и конструкцию детали, ее основные и вспомогательные элементы. Эта работа несколько упрощается при наличии определенной классификации.

Ряд авторов предлагает классификаторы деталей в зависимости от поставленной цели, и их опыт имеет определенную практическую ценность. Известны классификаторы по назначению деталей, технологическому подобию и размерным характеристикам, способам обработки, способам восстановления, кодирования по группам материалов и т. д.

Известно большое множество технологических процессов изготовления и восстановления различных деталей, и в большинстве случаев в них, к сожалению, нет финишных упрочняющих операций, без которых невозможно повысить ресурс отремонтированных машин. По нашему мнению, это создает определенные неудобства в практической работе, так как большое количество используемых машин и оборудования дает большое число деталей, которые похожи конструктивно, но различаются размерами.

Кроме этого, как уже отмечалось, при большом разнообразии деталей их объединяет одноименность рабочих поверхностей. Поэтому нужна классификация деталей не только по назначению, геометрической форме, размерам, но и по рабочим поверхностям, для которых будут разрабатываться технологические процессы изготовления и восстановления с обязательным упрочнением [2].

Нами составлена классификация для оптимизации режимов при изготовлении и восстановлении деталей с учетом их размерной характеристики и использования универсального оборудования в условиях серийного, мелкосерийного и индивидуального производства. В отличие от других классификаторов при изготовлении, восстановлении и упрочнении деталей за основу принято подобие рабочих поверхностей.

В табл. 1 приведена предлагаемая классификация рабочих поверхностей деталей с учетом их размеров, а также предложена их кодировка.

При выборе классов учитывалась частота размеров

Таблица 1

**Кодирование и классификация рабочих поверхностей деталей**

Вид рабочей поверхности	Код рабочей поверхности	Параметр	Класс				
			1	2	3	4	5
Наружная цилиндрическая	1	Диаметр, мм	До 20	30	40	60	80
Внутренняя цилиндрическая	2	Диаметр, мм	До 20	30	40	60	80
Плоская	3	Износ, мкм	100	200	300	600	800
Наружная сферическая	4	Радиус, мм	10	30	50	100	150
Внутренняя сферическая	5	Радиус, мм	10	30	50	100	150
Конусная	6	Конусность, %	5	10	20	30	40
Фасонная	7	—	—	—	—	—	—

этих поверхностей деталей машин и оборудования. Наши экспериментальные данные и литературные источники показывают, что наиболее часто встречаются наружные цилиндрические поверхности в пределах диаметров 30...60 мм, общая доля которых составляет 50...70 %. Менее 10 % — поверхности с диаметром до 90 мм. Аналогичная статистика и для внутренних цилиндрических поверхностей, так как они работают, как правило, в одном соединении. При выборе числа классов сделано допущение, что режимы восстановления и упрочнения в интервале 10 мм на диаметр не будут существенно сказываться на качестве восстанавливаемой поверхности. Например, режимы для восстановления цилиндрической наружной поверхности Ø 40 мм будут пригодны для всех диаметров интервала 40...50 мм, режимы для Ø 80 мм будут пригодны для интервала 80...90 мм при прочих равных условиях. С учетом этих допущений было принято пять классов (см. табл. 1).

В целях систематизации, упрощения практического применения при составлении технического процесса изготовления, упрочнения и восстановления деталей, выборе оборудования, оснастки, приспособлений нами составлены перечень условных деталей и технологический ряд, в который включены все наиболее типовые детали (табл. 2). Условные наименования деталей даются с учетом положений, изложенных в предпосылках. Например под условным названием "вал" понимаются

Таблица 2

**Классификация основных условных конструктивных деталей машин**

Технологический ряд	Код рабочей поверхности	Технологический ряд	Код рабочей поверхности
Вал	1	Венец	7
Ось	1	Вкладыш	2
Втулка	2	Плунжер	1
Кольцо	1, 2, 3	Крыльчатка	2
Фланец	6	Полуось	1
Рычаг	2, 3, 7	Диск	1, 3
Штанга	3, 7, 1	Бустер	1, 2, 3
Толкатель	1, 3	Золотник	1
Клапан	1, 3, 5	Ползун	2, 3
Шкив	2	Сошки	2
Шестерня	2, 7	Наконечник	2, 3
Шатун	2, 3	Чашка дифференциала	2
Кулачок	7	Кронштейн	2
Коромысло	2, 4, 7	Вал карданный	1, 2
Крестовина	1	Опора	1, 2
Стакан	2	Водило	1, 2
Стойка	2, 3	Ролик	1, 2
Поршень	1	Диск	1, 2, 3
Маховик	2	Ступица	2, 1
Тяга	1, 2	Гнездо	2, 6
Корпус	2, 1, 3	Крышка	1, 2, 3
Блок	2, 3	Червяк	6, 7

все валы, которые могут иметь резьбы, бурты, кулачки, шпоночные пазы и другие конструктивные элементы.

Предложенный технологический ряд типовых деталей и классификация их поверхностей при изготовлении, упрочнении и восстановлении позволяют:

выбрать рациональный и приемлемый способ обработки;

распределить и обозначить поверхности для разработкой типовых и групповых технологических процессов;

оптимизировать режимы обработки в пределах класса;

проектировать и создавать универсальную технологическую оснастку для каждого класса деталей с учетом их основных параметров;

рационально организовать рабочие места и участки по изготовлению, упрочнению и восстановлению деталей;

устанавливать нормативные показатели на подобные детали;

составлять нормативные справочники по режимам обработки;

выбрать оптимальную производственную структуру участков и цехов при изготовлении и ремонте деталей.

### Заключение

Исследованиями установлено, что износы и дефекты различных поверхностей деталей колеблются в больших пределах, однако общая закономерность по однотипным деталям различных машин сохраняется. Наибольший износ имеют наружные и внутренние цилиндрические поверхности. Детали с таким износом составляют более 50 % от поступивших в ремонт, причем наружная цилиндрическая поверхность изнашивается в 2 раза больше, чем внутренняя при прочих равных условиях. Износ других поверхностей не превышает 5...7 %. Предложенные 7 кодов, 5 классов рабочих поверхностей и перечень условных деталей позволяют оптимизировать режимы изготовления, упрочнения и восстановления деталей в пределах класса; создать универсальную технологическую оснастку; рационально организовать участки и рабочие места для изготовления, упрочнения и восстановления деталей.

Результаты работы могут использоваться при составлении справочной нормативной литературы, а также при назначении обоснованных нормативов при изготовлении, упрочнении и восстановлении подобных деталей в пределах класса.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лялякин В.П.** Вторая жизнь изношенных деталей // Механизация и электрификация сельского хозяйства. 1992. № 7—8. С. 36—37.
2. **Дегтярев М.Г.** Методы и средства повышения ресурса трансмиссии тракторов с шарнирной рамой. Орел, ОрелГАУ. 2003. С. 133—138.

А.В. Королев, К.С. Нейгебауэр

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

E-mail: kristina.neigebauer@yandex.ru

## Исследование момента сопротивления вращению шарикоподшипника\*

*Рассмотрена технология стабилизации эксплуатационных параметров упорных подшипников шариковой раскаткой дорожек качения колец, позволяющая существенно повысить статическую грузоподъемность подшипника и снизить момент сопротивления вращению. Предложена методика определения рациональных условий процесса раскатки.*

**Ключевые слова:** стабилизация, шариковая раскатка, упорный подшипник, статическая грузоподъемность, пластическая деформация.

*There is considered the technology of stabilization of operational parameters of axial bearers ball expansion of paths the rings swing, allowing to increase significantly the static loading capacity of the bearing and to lower drag torque to rotation. There is offered the technique of definition the rational conditions of expansions process.*

**Keywords:** stabilization, ball expansion, axial bearer, static loading capacity, plastic deformation.

Методы изготовления деталей с помощью пластического деформирования применительно к подшипниковому производству почти не исследованы и ранее никем не использовались, поэтому исследование этих методов получения деталей является актуальной задачей.

Известно, что момент сопротивления вращению относится к числу важных характеристик работоспособности упорных подшипников. Однако в технической литературе недостаточно сведений, необходимых для расчета рациональных геометрических параметров подшипника, обеспечивающих получение оптимального значения этого показателя. В целях разработки методики расчета геометрических параметров упорных подшипников были проведены специальные экспериментальные исследования. В качестве объекта исследований использовался подшипник 1118-2902840-01. Подшипник предназначен для восприятия радиальных и осевых нагрузок в верхней опоре стойки передней подвески автомобилей семейств ВАЗ-1118 ("Калина") и ВАЗ 2170 ("Приора").

В целях проведения экспериментальных исследований на базе вертикально-сверлильного станка 2Н125 была создана экспериментальная установка для измерения момента сопротивления вращению, которая установлена в лаборатории ОНИЛ ТАПС, где кроме измерения момента сопротивления вращению производилось измерение статической грузоподъемности.

Все испытываемые подшипники после измерения момента сопротивления вращению подвергались воздействию установленной нагрузки. Затем подшипники

\* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП (проект № 2014-14-576-0050-065) и Госзадания Минобрнауки России № 9.896.2014/К.

разбирались и у них осматривались дорожки качения. Те подшипники, у которых на дорожках качения имелись следы пластической деформации от шариков, в дальнейших измерениях не участвовали. Затем вновь на станину пресса устанавливался динамометр и давление в цилиндре пресса регулировалось так, чтобы нагрузка на штоке увеличилась на 1000 Н. Оставшиеся подшипники вновь подвергались воздействию установленной нагрузки, и вновь отсеивались те подшипники, на дорожках которых остались следы пластической деформации.

Показателем исследуемых подшипников (параметром оптимизации) являлся  $M_t$  — момент сопротивления вращению, Н·м.

Для проверки гипотезы однородности дисперсии использовался критерий Кохрена с уровнем значимости 0,05. Значимость коэффициентов регрессии оценивалась по  $t_t$  — критерию Стьюдента с уровнем значимости 0,05. Оценка адекватности модели определялась по критерию Фишера с уровнем значимости 0,05.

Полученные зависимости имеют следующий вид:

$$M_t = 0,445 + 8,7110^{-4}P - 0,212d_s + 1,19\Delta + 4,58W - 1,37 \cdot 10^{-3}P\Delta, \quad (1)$$

$$C_c = 107,2 + 1,0310^{-3}P + 9,6d_s - 239,6\Delta - 241,3W, \quad (2)$$

где  $M_t$  — момент сопротивления качению, Н·м;  $C_c$  — статическая грузоподъемность подшипника, Н·10<sup>3</sup>;  $d_s$  — диаметр шариков, мм;  $\Delta$  — отношение радиуса дорожки качения  $r_g$  к диаметру шариков,  $\Delta = r_g/d_s$ ;  $W$  — волнистость дорожки качения, мм;  $P$  — осевая нагрузка на подшипник, Н.

Как видно из равенства (1), диаметр шариков  $d_s$  и вол-

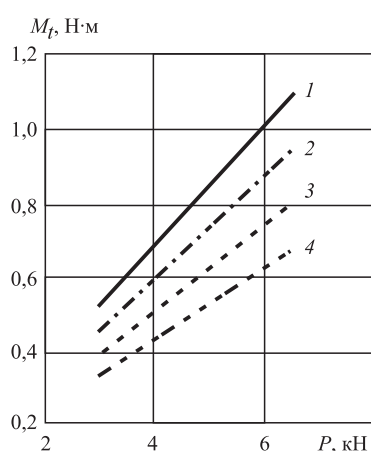


Рис. 1. Зависимость момента сопротивления вращению  $M_t$  от осевой нагрузки на подшипник  $P$ :

1 —  $M_t(P, d_{30}, \Delta_0, W_0)$ ; 2 —  $M_t(P, d_{31}, \Delta_1, W_1)$ ; 3 —  $M_t(P, d_{32}, \Delta_2, W_2)$ ; 4 —  $M_t(P, d_{33}, \Delta_3, W_3)$

нность  $W$  дорожки качения оказывают на момент сопротивления вращению  $M_t$  непосредственное влияние. Осевая нагрузка на подшипник  $P$  и отношение радиуса профиля дорожки качения к диаметру шариков  $\Delta$  оказывают на момент сопротивления вращению взаимосвязанное влияние. С возрастанием нагрузки  $P$  на подшипник влияние величины  $\Delta$  на момент сопротивления вращению падает, и при возрастании  $\Delta$  влияние осевой нагрузки  $P$  на момент сопротивления вращению уменьшается. На статическую грузоподъемность все факторы оказывают непосредственное влияние (см. формулу (2)).

На рис. 1, 2 показано влияние на момент сопротивления вращению исследуемых факторов. На каждом рисунке представлено влияние одного из факторов при верхнем, нижнем и промежуточных значениях других факторов. Видно, что значительное влияние на момент сопротивления вращению подшипника оказывает внешняя нагрузка на подшипник  $P$ . Момент сопротивления вращению находится в прямой зависимости от данной нагрузки. Объясняется это тем, что с увеличением нагрузки возрастают размеры площадки контакта, а также сила трения шариков и дорожек качения.

Но наиболее значимым фактором является соотношение радиусов тел качения и дорожек качения. Из рис. 2 видно, что увеличение отношения радиуса дорожки качения к диаметру шариков приводит к уменьшению момента сопротивления качению. Так, возрастание величины  $\Delta$  с 0,515 до 0,566 (на 10 %) приводит к уменьшению момента сопротивления качения при максимальных значениях прочих факторов с 1,06 до 0,67 Н·м (на 58 %). При минимальных значениях прочих факторов такое же увеличение значения  $\Delta$  вызы-

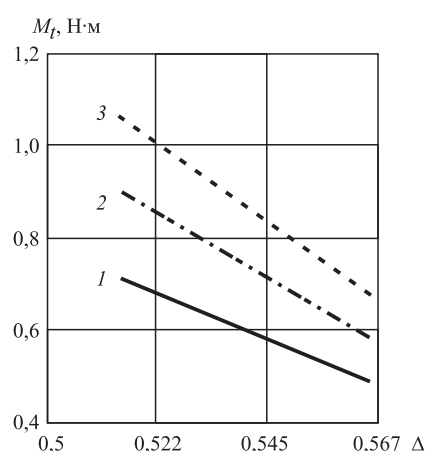


Рис. 2. Зависимость момента сопротивления вращению от соотношения радиуса дорожки качения и диаметра шариков:

1 —  $M_t(P_1, d_{30}, \Delta, W_0)$ ; 2 —  $M_t(P_2, d_{31}, \Delta, W_1)$ ; 3 —  $M_t(P_3, d_{32}, \Delta, W_2)$

вает уменьшение момента сопротивления вращению с 0,52 до 0,37 Н·м (на 40 %). Такое значительное влияние соотношения радиусов тел и дорожек качения на момент сопротивления вращению объясняется тем, что при близких значениях радиусов тел и дорожек качения резко возрастает размер площадки контакта в поперечном направлении и за счет кривизны контактирующих поверхностей резко повышается момент трения между телами и дорожками качения.

При увеличении радиуса дорожки качения по отношению к радиусу тел качения размер площадки контакта между ними уменьшается, что приводит к значительному снижению момента трения между шариками и дорожками качения.

Соотношение радиусов тел и дорожек качения и внешняя нагрузка оказывают наиболее значительное влияние на момент сопротивления вращению, чем размер тел качения. Наиболее слабое влияние на момент сопротивления вращению оказывает волнистость дорожек качения при ее изменении в тех пределах, в которых производилось исследование.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Королев А.А.** Математическое моделирование упругих тел сложной формы. Саратов: Изд-во СГТУ, 2001. 128 с.
2. **Королев А.В., Королев Ан.А., Королев Ал.А.** Совершенствование технологии изготовления тонкостенных колец подшипников. Саратов: Изд-во СГТУ, 2004. 136 с.
3. **Королев А.В., Королев Ан.А.** Точная холодная торцовая раскатка. Саратов: Изд-во СГТУ, 2003. 142 с.
4. **Способ раскатки деталей / Годунов В.Б., Королев А.А., Королев А.А.**: Пат. РФ 2222392, МПК В21В19/06.

УДК 539.3

В.Д. Соколов, В.А. Лебедев, С.Ю. Штынь (Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону),  
 М.А. Ягмуров (Северо-Кавказский федеральный университет, г. Ставрополь)  
 E-mail: waider007@yandex.ru

## Исследования энергетического состояния поверхностного слоя, упрочненного методами ППД\*

*Представлены результаты экспериментальных исследований по обоснованию критерия эффективности упрочнения детали, установленного на основе энергетического подхода к рассмотрению механизма формирования поверхностного слоя динамическими методами пластического деформирования.*

**Ключевые слова:** внутренняя энергия, энтальпия, поверхностная пластическая деформация, работа деформации, упрочнение, поверхностный слой, индентор.

*The article presents the results of experimental studies to substantiate the criterion of parts hardening efficiency installed on the basis of the energy approach to the mechanism of formation of the surface layer with dynamic methods of plastic deformation.*

**Keywords:** internal energy, enthalpy, surface plastic deformation, deformation work, hardening, surface layer, the indenter.

### Постановка задачи исследования

Согласно энергетической интерпретации процесса пластического поверхностного деформирования (ППД) предельная деформируемость элемента поверхностного слоя (ПС) наступает при достижении критического значения плотности его внутренней энергии. Рассматривая физически бесконечно малый объем твердого тела как открытую термодинамическую систему, находящуюся при установившихся внешних условиях в состоянии локального равновесия, т. е. обладающую совокупностью интенсивных (мольных) свойств, получим, что условие предельной деформируемости элемента ПС материала согласно [1] имеет вид

$$\Delta E = E_0(0) + \Delta E(t_i) = E^* = \text{const}, \quad (1)$$

где  $E_0(0)$  — плотность внутренней энергии в элементе ПС в исходном (до ППД) состоянии ( $t = 0$ ) с учетом наследственных свойств материала;  $\Delta E(t_i)$  — изменение плотности внутренней энергии в элементе ПС при  $i$ -м цикле силового нагружения, кДж/моль.

Физический смысл этого условия заключается в том, что когда его левая часть  $E_0 + \Delta E(t_i)$ , соответствующая повышению внутренней энергии системы, достигнет правой части  $E^*$ , являющейся фундаментальной энергетической характеристикой прочности материала, произойдет его разрушение.

Для количественной оценки изменения предельной плотности  $E^*$  внутренней энергии, при которой в

\* Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 14-38-5061).

процессе ППД достигается максимальное без разрушения упрочнение ПС, воспользуемся аналогией между процессами поглощения энергии кристаллической решеткой при механическом нагружении и при нагреве [2]. И в том и в другом случае нарушение межатомных связей наступает в результате поглощения предельной для данной кристаллической решетки энергии. Так, в случае нагрева металла от заданной температуры  $T_0$  до температуры плавления  $T_3$  поглощаемая предельная удельная энергия составит

$$\theta = \int_{T_0}^{T_3} C_p dT = L_{пл}, \quad (2)$$

где  $C_p$  — удельная теплоемкость;  $L_{пл}$  — скрытая теплота плавления.

Величина  $\int_{T_0}^{T_3} C_p dT$  характеризует изменение теплового содержания металла при нагреве от заданной температуры до температуры плавления и расходуется на возбуждение атомных колебаний критической величины без нарушения межатомных связей. Эти нарушения возникают, когда кристаллическая решетка поглощает дополнительную энергию, равную скрытой теплоте плавления.

Подобную аналогию для оценки энергетического состояния деформированных в различных условиях силового нагружения локальных структур твердых кристаллических тел использовали в своих исследованиях К.А. Осипов, И.И. Новиков, В.С. Иванова, В.В. Федоров [2, 3]. В основу такого подхода заложены следующие предпосылки. При механическом нагружении до разрушения ПС, как и при плавлении, процессу нарушения межатомных связей предшествует искаже-

ние кристаллической решетки до критической величины. Разница заключается в том, что при механическом нагружении предельное искажение кристаллической решетки обусловлено достижением в деформируемых локальных объемах ПС критической плотности дислокаций, при которой дальнейшее поглощение энергии кристаллической решеткой приводит к нарушению межатомных связей.

Если принять, что удельная энергия, затрачиваемая на предельное искажение кристаллической решетки, не зависит от вида подводимой энергии (тепловая или механическая), то предельная удельная энергия, которую способна поглотить кристаллическая решетка, должна соответствовать величине, равной разности теплосодержания (энтальпии) материала в твердом состоянии при температуре плавления  $H_{TS}$  и энтальпии при 293 К:

$$\Delta H^* = H_{TS} - H_{293\text{К}} = \int_{T_{293\text{К}}}^{T_{пл}} C_p dT. \quad (3)$$

Тогда предельная (до разрушения) плотность внутренней энергии  $E^*$ , накапливаемая в деформируемом элементе ПС после ППД, количественно может быть оценена с помощью термодинамической константы  $\Delta H^*$ :

$$E^* = E_0 + \Delta E = \Delta H^*. \quad (4)$$

Уравнение энергетического баланса (3), обеспечивающего предельное упрочнение элемента ПС при ППД для конкретных условий силового нагружения, можно записать в виде

$$A_{пл}^* = \Delta H^* + q - E_0, \quad (5)$$

где  $A_{пл}^*$  — предельная работа внешних сил;  $q$  — часть тепловой энергии, рассеиваемая по телу детали, обрабатываемому телу и в окружающую среду за счет теплообмена.

Следует отметить очень важное обстоятельство, что подобная аналогия правомерна только на уровне локальных объемов металла, которые насыщены удельной энергией предельной величины. Перенос же ее на уровень больших объемов неправомерен и вот почему. В процессе нагрева энергия поглощается кристаллической решеткой практически равномерно по всему объему металла, а при пластической деформации вследствие анизотропности и несовершенств кристаллической решетки происходит неоднородное поглощение энергии.

### Цель исследований

Целью исследований является экспериментальное обоснование предельной плотности внутренней энер-

гии, при которой достигается максимальное без разрушения упрочнение ПС и обеспечивается эффективное повышение его прочностных свойств в процессе эксплуатации.

### Общий подход к исследованию

Плотность скрытой энергии поверхностных слоев, модифицированных в процессе ППД, является интегральным параметром. Его величина численно равна мгновенной совокупной работе всех сил, затрачиваемых на активацию локальной неустойчивости деформируемого материала. При оценке этого параметра можно абстрагироваться от вклада конкретных микромеханизмов и видов подводимой энергии в диссипацию энергии. По мере увеличения степени пластической деформации энергия для ее последующей активации возрастает. В тот момент, когда материал достигает состояния предразрушения вследствие усталостного охрупчивания, энергия активации пластической деформации становится эквивалентной энергии активации разрушения. Последний параметр в рамках одного механизма повреждаемости является характеристикой прочности каждого конкретного материала.

В основу экспериментальной оценки энергетического состояния пластически деформированного материала должны быть заложены его активация до достижения точки бифуркации и оценка затраченной на это энергии. Для выбора конкретного способа требуется учет следующих факторов:

- 1) выбранный метод оценки активации материала должен создавать условия для самоорганизации в материале диссипативных механизмов, соответствующих исследуемому процессу;
- 2) активация материала поверхностного слоя должна быть локализована в пределах исследуемой диссипативной системы;
- 3) методика и технические средства для перевода материала в возбужденное состояние должны быть максимально простыми, доступными, наукоемкими и отвечающими современным требованиям к средствам и методикам технической диагностики.

При разработке методики исследования энергетического состояния поверхностного слоя, модифицированного ППД, необходимо принимать во внимание следующие обстоятельства:

1. Материал поверхностного слоя после ППД сохраняет кристаллическое строение, а структура поверхностного слоя имеет моногенный характер.
2. В процессе ППД происходит накопление повреждений в материале поверхностного слоя. В заданных условиях ППД толщина граничащего с внешней средой слоя, накапливающего повреждения, сохраняет устойчивое значение. При достижении критической



плотности повреждений этот слой разрушается в виде скалывания или отслоения частиц.

3. Энергетическое состояние упрочненного поверхностного слоя зависит от создаваемой схемы напряженно-деформированного состояния. При ППД создается весьма сложное напряженно-деформированное состояние материала поверхностного слоя, обусловленное нормальными и касательными нагрузками, упругими и пластическими деформациями контактирующих тел, которое приблизительно можно описать как двухосное сжатие с наложенным гидростатическим давлением. Поэтому эксперименты должны выполняться при создании напряженно-деформированного состояния, адекватного тому, которое создается в зоне контакта с обрабатываемой поверхностью при реальном процессе.

4. В результате многократной пластической деформации поверхностного слоя при ППД анизотропия, свойственная поверхности до ППД, практически нивелируется.

5. В условиях ППД доминирующим механизмом повреждения, обуславливающим энергию активации пластической деформации поверхностного слоя, является скольжение дислокаций.

При структурно-энергетической интерпретации процесса ППД энергия активации пластической деформации поверхностного слоя рассматривается как необратимая энергия изменения термодинамического потенциала локальной системы, при которой процесс пластической деформации сопровождается необратимым накоплением повреждений в материале (увеличение плотности дислокаций). Совершаемая при этом механическая работа деформации единицы объема будет равна увеличению термодинамического потенциала системы при появлении единичной дислокации в единице объема. Поскольку дислокации при пластической деформации накапливаются в объеме, то повышение внутренней энергии системы будет нелинейно расти с увеличением их плотности. Данный подход, объясняющий возможность потери устойчивости системы на макроуровне за счет постепенного накопления повреждений, основан на теории абсолютных скоростей реакций и использован в работах Н.Ф. Мотта, А.С. Новика, Дж. Дорна, В. Кауцмана, Г. Эйринга, В.В. Фёдорова и др. [3]. Это свидетельствует о его физической обоснованности и приемлемости для объяснения кинетической и энергетической сущности процесса ППД.

Рассматривая процесс ППД, можно выделить три основных стадии:

*первая* — исходное состояние материала поверхностного слоя, полученное в результате механической обработки, предшествующей ППД;

*вторая* — возбужденное состояние соответствует точке бифуркации, в которой материал теряет устой-

чивость. Чтобы вызвать это состояние, необходимо передать материалу часть энергии для активации механизмов, приводящих его к пластической деформации;

*третья* — материал поверхностного слоя приобретает новое устойчивое состояние, соответствующее завершению кинетического цикла процесса ППД. Процесс деформации завершается оттеснением (либо удалением) активированного вещества из зоны действия напряжений.

Формируемый в процессе ППД свободновдвижущимися инденторами упрочненный поверхностный слой есть результат механических, тепловых, химических, волновых и других воздействий на поверхность обрабатываемого материала. Совокупность этих воздействий активизирует термофлуктуационные акты повреждаемости материала на микроуровне, а кинетика этого процесса определяет долговечность поверхностного слоя в условиях эксплуатации.

С точки зрения термодинамической теории прочности безразлично, какой энергетический вклад вносит тот или иной разрушающий фактор в потерю устойчивости материала, но с точки зрения методологии проведения испытаний по оценке энергетического состояния упрочненных поверхностных слоев имеется существенная разница в доступности и точности определения их энергетических параметров.

Из энергетической модели процесса ППД следует, что основной вклад в потерю устойчивости активируемого материала и, как следствие, его упрочнение вносят термический и механический факторы. Термическая часть внутренней энергии обусловлена термическими флуктуациями атомов в материале поверхностного слоя, вызванными тепловым эффектом. Механическая часть внутренней энергии формируется за счет механических напряжений и пластических деформаций.

Установлено, что металлы, подвергаемые ППД, нагреваются. Явление повышения температуры пластически деформируемого металла в результате внешнего силового воздействия называется термопластичностью. Таким образом, измеряя приращение температуры деформируемого металла при помощи калориметрического метода, можно определить истинное количество теплоты, выделившейся в результате термопластического эффекта. Тогда запасенную в пластически деформируемом поверхностном слое энергию можно определить как разность между работой, затраченной на деформирование материала, и количеством выделившейся теплоты.

### Методика и результаты исследований

На рис. 1 представлена принципиальная схема устройства для исследований энергетического состо-

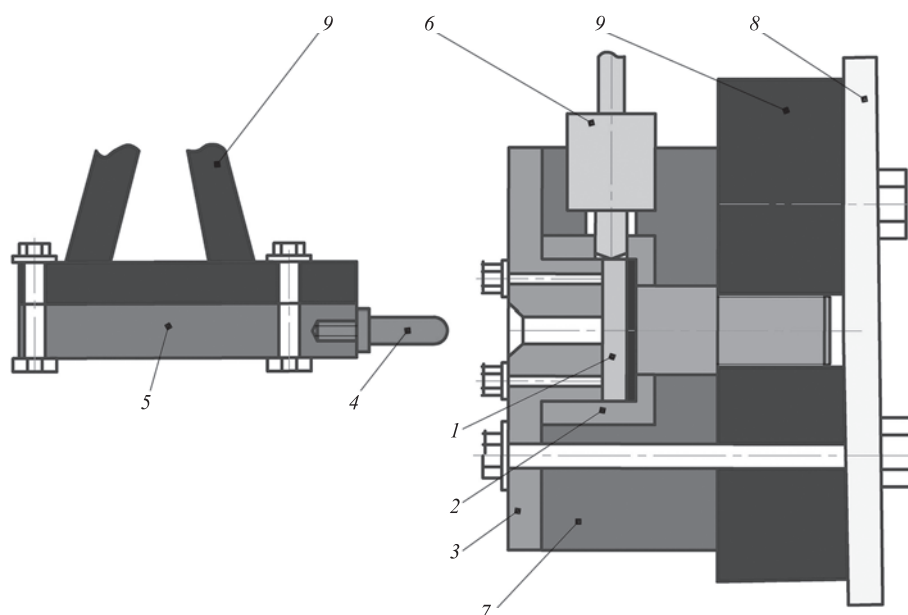


Рис. 1. Принципиальная схема устройства для оценки энергетического состояния поверхностного слоя образца в процесс ППД

яния пластически деформированного поверхностного слоя образца калориметрическим методом, суть которого заключается в следующем.

Металлический образец 1 диаметром 20 мм и толщиной до 5 мм помещается в цилиндрическую калориметрическую камеру 2, изготовленную из текстолита. Базирование образца в камере осуществляется по плоскости и цилиндрическому отверстию. В камере 2 предусмотрено отверстие, через которое в нее вводится датчик измерения температуры 6. Камера закрывается крышкой 3, которая тоже выполнена из текстолита. Отверстие в крышке обеспечивает доступ к образцу индентора 4, ввинченного в ударник 5, оказывающего ударно-силовое воздействие на образец. Результаты измерений температуры, фиксируемые датчиком, выводятся на измерительный прибор. Цилиндрическая калориметрическая камера устанавливается в металлический корпус 7, который с помощью пластины 8 прикрепляется к основанию базового устройства 9, реализующего ударно-силовое воздействие. Ударное воздействие на образец осуществляется посредством индентора 5, имеющего сферический торец. Таким образом, имитировался процесс ППД динамическими методами.

В качестве основы устройства выбран маятниковый копер, принцип работы которого позволяет реализовать те требования, которые выдвигает предложенная методология определения изменения внутренней составляющей энергии испытуемого образца. Для измерения температуры образцов выбран профессиональный поверхностный термометр TESTO 905-T2 с подпружиненным крестообразным зондом, включающий в себя

многофункциональный зажим и батарейку. Преимущества данного датчика: подпружиненная термопара (идеальное решение для неровных поверхностей); высокая точность и быстродействие; удобство считывания значений измерений благодаря поворотному дисплею. Технические данные устройства: диапазон измерений 50...+350 °С; погрешность 0,1 °С. Для проведения исследований использовались образцы, изготовленные из углеродистой стали марок: 20, 35, 45.

Запасенная (поглощенная) энергия определяется из первого начала термодинамики как разность между работой, затраченной на пластическое деформирование материала, и количеством выделившейся теплоты:

$$E_{ci} = A_{инл} - Q_i \quad (6)$$

Для оценки выделившегося в процессе деформирования количества теплоты используется зависимость, устанавливающая связь теплоты, накапливаемой в локальном пластически деформированном объеме, с экспериментально установленным приращением температуры металла в виде

$$Q_i = c_{\mu} (T_{ki} - T_n), \quad (7)$$

где  $Q_i$  — тепловой эффект пластически деформированного образца, Дж/моль;  $c_{\mu}$  — молярная теплоемкость материала образца, Дж/(К·моль);  $T_{ki}$  — конечная температура образца, К;  $T_n$  — начальная температура образца, К.

Работа, затрачиваемая на пластическую деформацию локального микрообъема, определяется из соотношения

$$A_{инл} = V_m \cdot 10^{-6} \sigma_d \frac{d_i}{2R}, \quad (8)$$

где  $V_m$  — молярный объем материала образца, м<sup>3</sup>/моль;  $\sigma_d = c \sigma_{ст}$  — динамический предел текучести материала образца, Н/мм<sup>2</sup>;  $c = 2,5...3$  — коэффициент динамичности;  $\sigma_{ст}$  — статический предел текучести материала образца, Н/мм<sup>2</sup>;  $R$  — радиус сферической поверхности индентора, мм;  $d_i$  — экспериментально установленный диаметр пластически деформированной зоны, мм.

Предельно допустимая величина энергии, накопи-

ваемой в локальном пластически деформированном объеме поверхности, при которой достигается наибольший эффект упрочнения поверхности для материала образцов, рассчитывалась из предположения

$$E_{ci} \approx \Delta H, \quad (9)$$

где  $\Delta H = \int_{T_{исх}}^{T_{пл}} C dT$  — разность теплосодержания (энтальпии) материала в твердом состоянии при температуре плавления  $H_{TS}$  и энтальпии при 293 К (табл.);  $C$  — удельная теплоемкость.

Значения предельной внутренней энергии для исследуемых материалов

Марка стали	Предельная внутренняя энергия, кДж/моль
20	37,685
35	37,433
45	37,232

На основе экспериментально-расчетных данных строились зависимости изменения работы пластических деформаций  $A_{пл}$ , запасенной энергии  $E_c$  и количества выделившейся теплоты  $E_t$  от числа ударов  $N$ , представленные на рис. 2. При этом устанавливались:

предельное число актов ударно-силового воздействия, при котором прекращался рост пластически деформированной зоны без ее разрушения;

энергия, накапливаемая в локальном пластически деформированном объеме поверхности при предельном числе актов ударно-силового воздействия, и ее соизмеримость с разностью теплосодержания (энтальпии) материала в твердом состоянии при температуре плавления  $H_{TS}$  и энтальпии при 293 К (рис. 3).

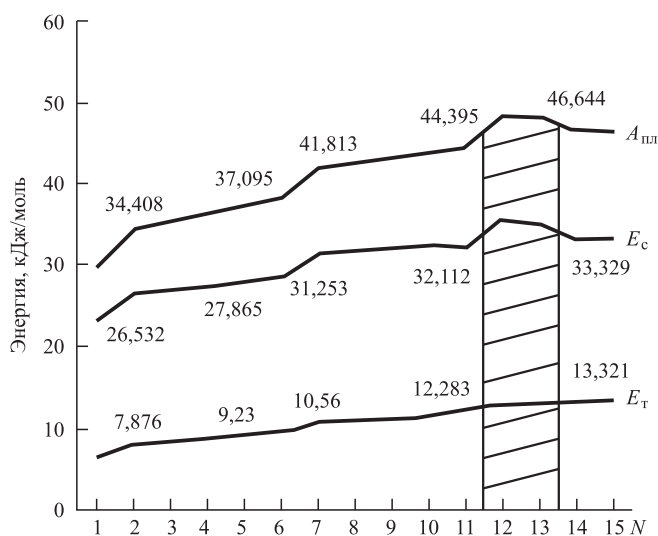


Рис. 2. Графики изменения работы пластических деформаций  $A_{пл}$ , запасенной (скрытой) энергии  $E_c$  и количества выделившегося тепла  $E_t$  в зависимости от числа ударов  $N$

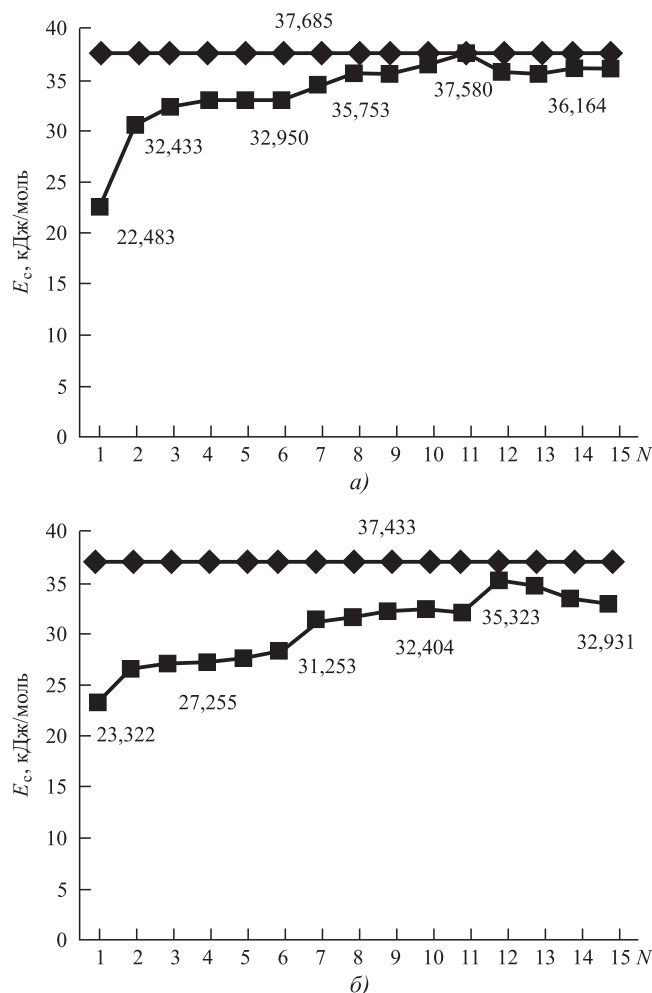


Рис. 3. Изменение энергетического состояния поверхностного слоя металла в процессе ППД:

а — сталь марки 20; б — сталь марки 35;  $\blacklozenge$  — расчетный критический уровень энергии;  $\blacksquare$  — плотность скрытой энергии

Кроме того, на основе полученных экспериментально-расчетных данных оценивалась доля, которую составляет энергия, накапливаемая в локальном пластически деформированном объеме поверхности, от всей работы, затрачиваемой на пластическую деформацию локального микрообъема (рис. 3).

### Выводы

1. Для выбранных в работе условий проведения экспериментальных исследований установлено, что предельный рост энергии в пластически деформированном локальном объеме поверхности происходит при осуществлении 11...13 актов силового воздействия. При дальнейшем увеличении числа актов силового воздействия энергетическое состояние поверхности стабилизируется.

2. Предельная энергия в пластически деформированном локальном объеме поверхности, при которой практически прекращается рост пластической дефор-

мации поверхности, соизмерима (с погрешностью в пределах 15 %) с разностью теплосодержания (энтальпии) материала в твердом состоянии при температуре плавления  $H_{TS}$  и энтальпии при 293 К. Это позволяет данную величину принять за критерий эффективности упрочнения поверхности динамическими методами ППД.

3. Доля работы пластической деформации, затрачиваемой на упрочнение поверхности в процессе ППД, составляет 70 %.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лебедев В.А. Энергетические аспекты упрочнения деталей динамическими методами поверхностного пластического деформирования. Ростов-н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2007. 156 с.
2. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. М.: Металлургия, 1975. 272 с.
3. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения твердых тел. Ташкент: Изд-во ФАН, 1985. 168 с.

УДК 620.178.4:621.785.5

И.Н. Степанкин

(Гомельский государственный технический университет им. П.О. Сухого, Республика Беларусь)

E-mail: igor-stepankin@mail.ru

## К вопросу о влиянии поверхностного модифицирования на эксплуатационные характеристики стали Р6М5\*

*Рассмотрен механизм разрушения поверхностного слоя быстрорежущей стали Р6М5 в условиях действия пульсирующего контактного нагружения. Проведен сравнительный анализ влияния науглероживания, низкотемпературной нитроцементации и лазерной модификации на износостойчивость сплава. Сформулированы основные выводы, которые могут быть использованы в качестве рекомендаций при разработке технологии термохимической обработки инструмента для холодной объемной штамповки.*

**Ключевые слова:** диффузионное упрочнение, лазерная модификация, быстрорежущая сталь Р6М5, контактное изнашивание.

*The mechanism of destruction of the surface layer of high-speed steel R6M5 under the action of a pulsating contact loading. A comparative analysis of the impact of carburizing, nitriding and low-temperature laser modification to the durability of the alloy. The basic conclusions that can be used as a guide in the development of technology thermochemical processing tool for cold forming.*

**Keywords:** diffusion hardening, laser modification, high-speed steel R6M5, contact wear.

### Введение

Технологии упрочнения быстрорежущих сталей, основанные на модернизации структуры поверхностного слоя, реализуются путем изменения химического состава металла, а также за счет высокоэнергетического воздействия на рабочую поверхность детали без имплантации в нее легирующих элементов. В первом случае упрочнение обеспечивается химико-термической обработкой (ХТО) [1–3], во втором наиболее распространенным процессом является лазерная обработка сплава [4–6]. В обоих случаях формирование модифицированных слоев направлено на повышение эксплуатационных характеристик режущего инструмента, а также некоторых видов штамповой оснастки. Ее отказ зачастую происходит по причине интенсифи-

кации процессов контактного изнашивания, проявляющихся при взаимодействии поверхностей заготовки и инструмента без взаимного проскальзывания. Такие условия работы характерны для чеканочных и высадочных штампов. Холодная деформация заготовки увеличивает контактную нагрузку. По этой причине наиболее ответственные штампы для холодной объемной штамповки изготавливают из быстрорежущих сталей. Сравнение двух альтернативных способов упрочнения: лазерным излучением и диффузионным насыщением на основе испытаний на контактное изнашивание позволяет выявить преимущества этих упрочняющей технологий применительно к условиям работы штампового инструмента.

### Объекты и методики исследований

Объектом исследования являлась быстрорежущая сталь Р6М5. Для изменения ее износостойчивости в условиях контактного изнашивания поверхностный

\* Работа выполнена благодаря финансовой поддержке в рамках подпрограммы "Материалы в технике", задание № 4.2.02, 2014–2015 гг.

слой экспериментальных образцов модифицировали посредством диффузионного насыщения (цементации и нитроцементации), а также лазерной обработкой. Для сравнения испытывали образцы без упрочненного слоя, которые подвергали традиционной термической обработке — закалке с температуры 1220 °С и трехкратному отпуску при 560 °С.

Нитроцементацию проводили в среде продуктов диссоциации триэтанолamina при температуре 550 °С в течение 8 ч в качестве финишной обработки. Предварительная термообработка образцов была проведена по традиционным режимам с достижением твердости 62...63 HRC.

Цементацию осуществляли в среде природного газа (метана) в течение 8 ч. Догрев образцов под закалку проводили в соляных ваннах с выдержкой 15 с на 1 мм толщины в минимальном сечении. Изотермическую закалку выполняли в соляных ваннах при температуре 600 °С с выдержкой до выравнивания температуры по всему сечению. После чего производили охлаждение принудительным обдувом воздухом из промышленной магистрали (давлением 5 атм). Завершали закалку охлаждением в жидком азоте. Отпуск проводили не позднее 0,5 ч после закалки при температуре 560 °С. Влияние температуры закалки науглероженных образцов на структурные превращения и свойства стали исследовали в диапазоне температур 1000...1200 °С.

Лазерную обработку осуществляли на иттербиевом лазере с длиной волны излучения 1070 нм. Мощность излучения составляла 1,3 кВт. Сканирование лазерного пучка с частотой 220 Гц в поперечном направлении обеспечивало формирование зоны квазистационарного нагрева размером 0,7 × 6 мм. Продольное перемещение по обрабатываемой поверхности образцов производилось машинным способом со скоростью от 600 до 1350 мм/мин. Наиболее низкая скорость перемещения подбиралась опытным путем с целью достигнуть эффект частичного оплавления. Обработка всех последующих образцов производилась с постепенным ускорением для уменьшения зоны термического влияния. Модификацию проводили в качестве финишной обработки на образцах, предварительно подвергнутых традиционной термической обработке.

Металлографический анализ диффузионных слоев на всех этапах исследований проводили на оптическом микроскопе МЕТАМ РВ22. Твердость обработанных поверхностей измеряли на прессе Роквелла, а микротвердость — на приборе ПМТ-3 при нагрузке 2 Н.

Испытание на контактное изнашивание проводили на оригинальной установке [7], которая обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца за счет его прокатывания без проскальзывания по рабочей поверхности дисково-

го контртела. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с подпружиненным штоком, на котором закреплен диск контртела, вызывает его проворачивание. Известные ширина дискового контртела и толщина рабочей части образца позволяют точно рассчитать площадь контактной поверхности, а схема нагружения реализует пульсирующее контактное нагружение по полоске. Подобный подход применяется при исследовании изнашивания материалов в условиях качения, так и скольжения в зоне контакта [8].

### Результаты исследований и их обсуждение

Отказ инструмента для холодной высадки и чеканки зачастую происходит из-за отслоений материала с гравюры штампа (рис. 1). Это связано с тем, что максимальные по величине эквивалентные и касательные напряжения возникают на некотором расстоянии под контактной поверхностью [9], которое зависит от величины контактного напряжения и возрастает с его увеличением [10]. Причиной зарождения трещин контактной усталости является микропластическая деформация в области концентрации максимальных касательных напряжений. Существенное влияние оказывает также коэффициент трения между контактирующими поверхностями. При его значении, большем чем 0,2, максимальные касательные напряжения независимо от уровня контактного напряжения будут возникать на поверхности детали, в противном случае — в подслое [8]. Исследование холодновысадочных матриц (см. рис. 1) показывает, что их разрушение произошло в результате действия высоких по величине контактных напряжений при минимальном коэффициенте трения между заготовкой и инструментом. Последнее обстоятельство является закономерным результатом применения технологической смазки. Таким образом, увеличение стойкости инструмента для холодной высадки и чеканки может быть обеспечено за счет снижения вероятности микропластических деформаций

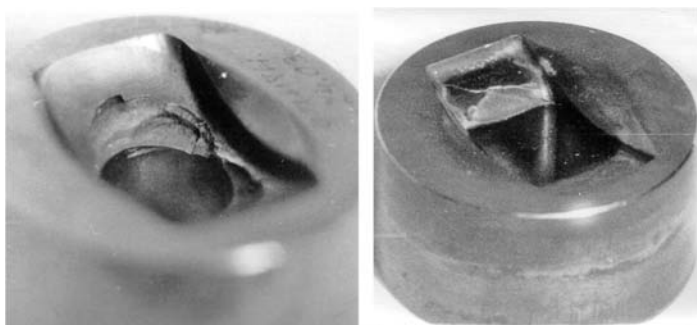


Рис. 1. Характер разрушения рабочей поверхности матриц для холодной высадки крупногабаритных крепежных изделий — головок болтов железнодорожного крепежа при действии на них высоких контактных напряжений

Режимы термической обработки экспериментальных образцов из стали Р6М5

Номер партии образцов	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Твердость HRC
		1-й отпуск	2-й отпуск	3-й отпуск		
1	1200	200	—	—	Непосредственно после закалки	63...64
2		560	—	—		64...65
3		560	560	—		64...65
4		560	560	560		64,5...65,5
5	1200	560	200	—	После 1-го отпуска	65...66
6		560	560	560	После 2-го отпуска	64,5...65,5

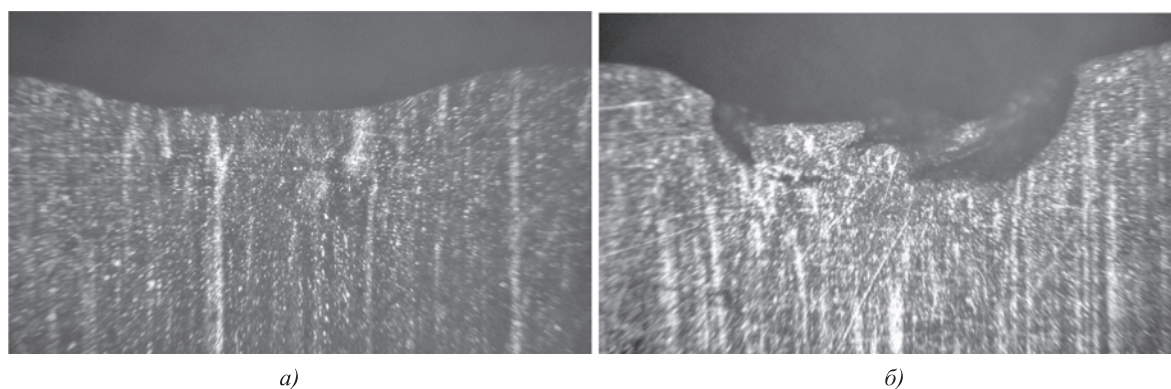


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя образцов из стали Р6М5 без упрочнения поверхности (партия 2) после 14 580 (а) и 18 900 (б) циклов нагружения контактным напряжением 1280 МПа, × 60

в области возникновения максимальных по величине эквивалентных и касательных напряжений, т. е. на глубине 0,2...0,3 мм под контактной поверхностью [9, 12]. Это позволит продлить период работы поверхностного слоя до зарождения в нем трещин контактной усталости.

Изготовление тяжело нагруженного инструмента для холодной объемной штамповки из быстрорежущих сталей обусловлено удовлетворительными ударной вязкостью и прочностью, а также высокой твердостью этих сплавов [12—14]. Последнее свойство используется для количественной оценки предела контактной выносливости. В результате расчета по рекомендуемой ГОСТ 21354—87 зависимости

$$\sigma_{\text{lim}} = 23 \text{ HRC} \quad (1)$$

для диапазона твердости 63...66 HRC (табл. 1) предел контактной выносливости стали Р6М5 составляет 1449...1518 МПа. Указанные значения оказываются выше экспериментально определенного значения 1280 МПа, при котором наблюдались характерные признаки контактного изнашивания поверхностного слоя материала [15]. Они проявлялись в приработке поверхностного слоя испытываемого образца, накоплении внутренних структурных изменений и интенсивном разрушении поверхностного слоя материала за счет зарождения и

распространения трещин контактной усталости (рис. 2). Кривые, отражающие увеличение лунки износа на экспериментальных образцах, имеют характерный ступенчатый вид (рис. 3). Прирост глубины лунки износа происходит дискретно в результате формирования питтинга трещинами, охватывающими очаг структурных изменений. Как видно из рис. 2, в процессе многократного пульсирующего воздействия контактного напряжения текстурный рисунок сплава, образованный карбидными строчками, изменяется, отражая наклеп металла.

Наибольшей стойкостью к контактному изнашиванию отличались образцы партии 2, которые после закалки подвергались обработке холодом и однократному отпуску при температуре 560 °С. Применение криогенной обработки непосредственно после закалки направлено на максимально полное превращение аустенита в мартенсит [16, 17]. Это позволило получить однородную твердость сплава по всему сечению без очагов остаточного аустенита. Различия в интенсивности изнашивания испытанных партий образцов позволяют считать режим обработки образцов партии 2 наиболее приемлемым для упрочнения холодновысодочного инструмента.

Согласно рекомендациям, изложенным в ГОСТ 21354—87, предел контактной выносливости зависит от твердости поверхностного слоя, внутри кото-

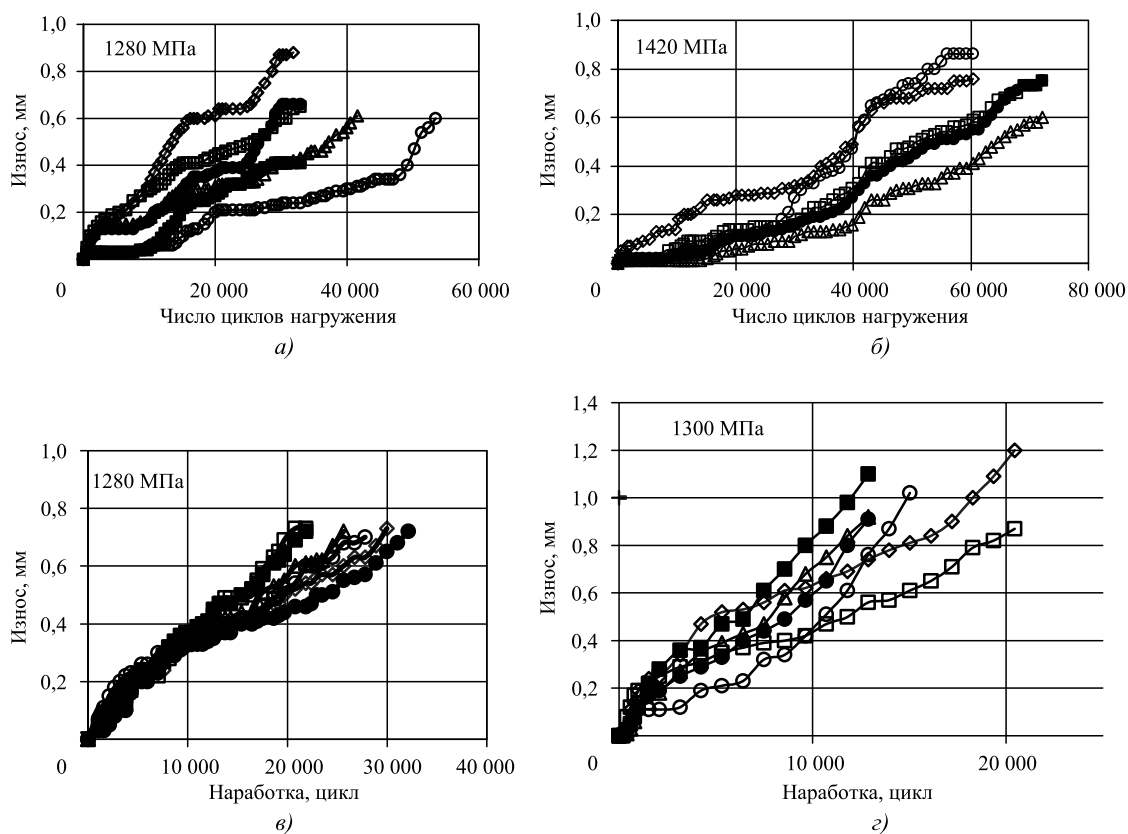


Рис. 3. Кривые контактного изнашивания образцов из стали Р6М5:

*а* — без упрочнения поверхностного слоя; *б* — с карбидным поверхностным слоем; *в* — с карбонитридным поверхностным слоем; *г* — модифицированных лазерным излучением;  $\diamond$  — партия 1;  $\circ$  — партия 2;  $\square$  — партия 3;  $\Delta$  — партия 4;  $\bullet$  — партия 5;  $\blacksquare$  — партия 6

рого могут развиваться микропластические деформации. Создание упрочненных слоев, толщина которых будет заведомо большей, чем глубина, на которой возникают максимальные по величине касательные напряжения, обеспечит повышение предела контактной выносливости сплава. Так как максимальные по величине касательные напряжения возникают на глубине 0,3...0,5 мм от поверхности [10], а их уровень может достигать около 30 % от приложенного контактного напряжения [8], применение цементации по критериям твердости упрочненного слоя и его толщины является вполне обоснованным способом повышения контакт-

ной выносливости стали Р6М5. Режимы упрочнения, включающие обработку холодом (табл. 2), обеспечили распределение твердости в поверхностном слое от 7800 до 10 500 МПа (рис. 4). Видно, что у образцов партий 3...5 твердость сердцевины близка к значениям, характерным для неупрочненного сплава. Общая толщина модифицированного слоя составляет не менее 0,6 мм, что в совокупности с высокой твердостью сердцевины позволяет прогнозировать высокую стойкость материала к микропластическим деформациям. Твердость образцов партий 1 и 2 уменьшена за счет пониженной температуры закалки. В образцах партий 4 и 5 несмо-

Таблица 2

Режимы термической и химико-термической обработки науглероженных образцов из стали Р6М5, подвергнутых криогенной обработке

Номер партии образцов	Температура аустенизации (цементации), °С	Длительность цементации, ч	Температура нагрева под закалку, °С	Закалочная среда	Температура отпуска, °С
1	920	8	1000	Воздух; жидкий азот, -196 °С	560
2			1050		
3			1100		
4			1150		
5			1200		

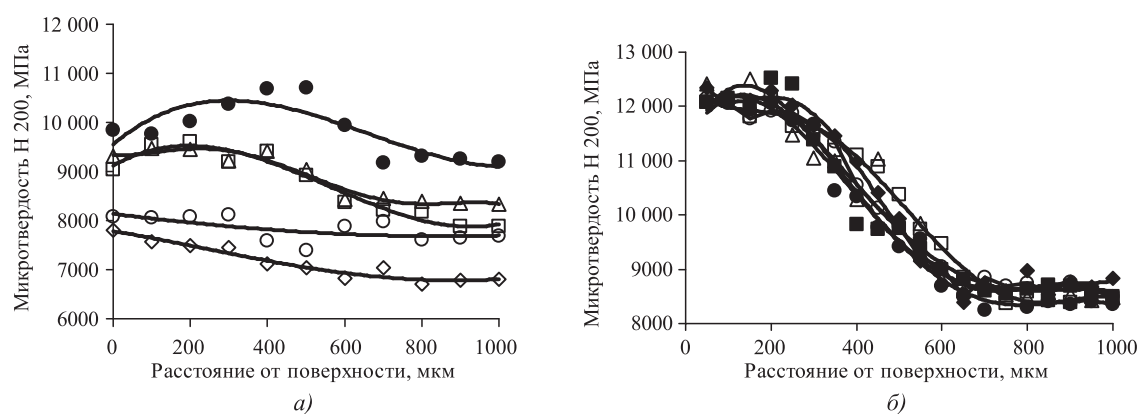


Рис. 4. Распределение микротвердости по сечению образцов, упрочненных ХТО:

*a* — науглероженные образцы; *б* — образцы, упрочненные нитроцементацией;  $\diamond$  — партия 1;  $\circ$  — партия 2;  $\square$  — партия 3;  $\triangle$  — партия 4;  $\bullet$  — партия 5;  $\blacksquare$  — партия 6

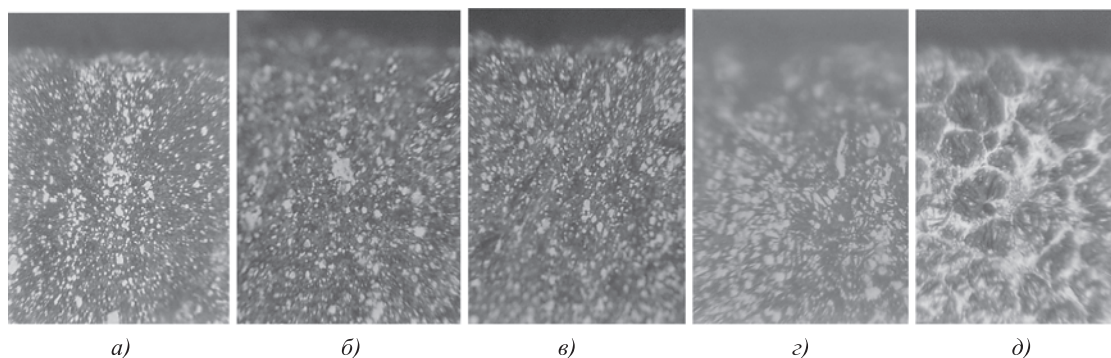


Рис. 5. Структура ( $\times 50$ ) карбидных слоев стали Р6М5, полученных в соответствии с режимами, указанными в табл. 2:

*a* — температура закалки после науглероживания 1000 °С; *б* — 1050 °С; *в* — 1100 °С; *з* — 1150 °С; *д* — 1200 °С

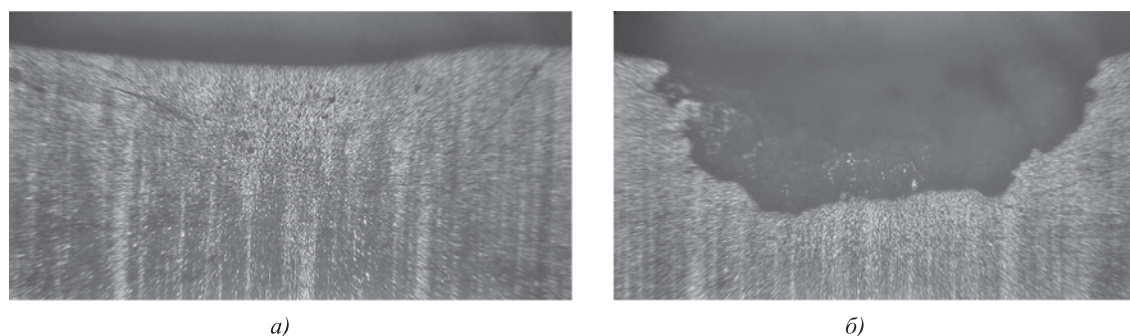


Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя образцов из стали Р6М5, упрочненных науглероживанием (партия 4), после 14 100 (*a*) и 29 020 (*б*) циклов нагружения контактным напряжением 1420 МПа,  $\times 50$

Таблица 3

Режимы синтеза карбонитридных слоев на поверхности экспериментальных образцов из стали Р6М5

Номер партии образцов	Температура закалки, °С	Температура отпуска, °С			Стадия применения криогенной обработки	Вид ХТО
		1-й отпуск	2-й отпуск	3-й отпуск		
1	1200	200	—	—	Непосредственно после закалки	Низкотемпературная нитроцементация в качестве финишной обработки
2		560	—	—		
3		560	560	—		
4		560	560	560		
5	1200	560	200	—	После 1-го отпуска	
6		560	560	560	После 2-го отпуска	



тря на проведенную обработку холодом обнаружено присутствие остаточного аустенита. Прогнозный расчет предела контактной выносливости для образцов партий 3...5 показал, что в соответствии с зависимостью (1) значение предела выносливости должно составлять 1540...1580 МПа. Экспериментальные исследования показали, что при контактном напряжении 1420 МПа износ стали Р6М5 с карбидным упрочнением поверхностного слоя происходит по зависимостям, аналогичным зависимостям для неупрочненного сплава (см. рис. 3, а, б). Очевидным эффектом науглероживания является увеличение контактного напряжения, при котором образцы партий 3...5 практически не изнашиваются до наработки в 10 тыс. циклов. Этот показатель соизмерим со стойкостью неупрочненных образцов, испытанных при контактном напряжении 1280 МПа. Наибольшей износоустойчивостью отличаются образцы партии 4, в которых был выявлен структурно свободный аустенит (см. рис. 5). Его присутствие оказывает благоприятное влияние на способность сплава снижать микронапряжения [9]. Морфология карбидных слоев, содержащих остаточный аустенит (партии 4 и 5), имеет существенные различия. Как видно из рис. 5, г, поверхностный слой образцов партии 4 характеризуется мартенситным строением с присутствием микрообъемов аустенита между иглами пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора. В поверхностном слое образцов партии 5 (рис. 5, д), присутствуют признаки перегрева с образованием ледебуритной сетки между зернами с крупноиглообразным мартенситом. Внутри зерен можно различить объемы остаточного аустенита. Износоустойчивость образцов партии 5, а также партии 3, в которой не отмечено наличия остаточного аустенита (рис. 5, в), несколько ниже, чем у образцов партии 4.

До начала отделения с контактной поверхности образцов партии 4 мелких фрагментов металла структурные изменения в поверхностном слое незначительны (рис. 6, а). Накопление дефектов в металлической матрице сдерживается остаточным аустенитом. После его динамического старения происходит отделение поверхностного слоя (рис. 6, б). Кривые износа для всех партий образцов, подвергнутых науглероживанию (см. рис. 3, б), отражают циклический характер изнашивания — из чередующихся фаз накопления внутрикристаллических дефектов и последующего скалывания поверхностного слоя.

Применение альтернативного способа упрочнения — низкотемпературной нитроцементации, как известно, обеспечивает преимущественное насыщение поверхностного слоя азотом [1]. Для всех исследованных технологических схем упрочнения, приведенных в табл. 3, выявлено одинаковое распределение микротвердости по сечению сплава (см. рис. 4, б). Охлаждение в жидком азоте на различных стадиях ХТО не

повлияло на интенсивность износа различных партий образцов, что, по-видимому, связано со стабилизацией структуры в процессе финишной ХТО. Графики износа (см. рис. 3, в) и механизм разрушения (рис. 7) для всех партий образцов оказались идентичны. Разрушение поверхностного слоя сопровождалось формированием тонких чешуек износа в области дна лунки износа. Структура в очаге деформации и частицах износа характеризуется измельчением карбидной фазы с устранением ее строчечного строения (рис. 7). Интенсивность износа образцов с карбонитридным упрочнением при действии контактного напряжения 1280 МПа оказалась выше, чем у образцов без поверхностного упрочнения и упрочненных посредством науглероживания (см. рис. 3). Однако вследствие повышенной микроструктурной пластичности азотистой  $\alpha$ -фазы [1] изнашивание контактной поверхности материала происходило более равномерно. Циклическая повторяющихся процессов — наклепа и последующего распространения трещин контактной усталости на поверхности образцов с карбонитридным слоем — незначительно выражена на кривых износа. Они не имеют таких явных ступенчатых участков, как у образцов двух предыдущих партий. Формирование неглубоких трещин контактной усталости и равномерный износ поверхностного слоя позитивно отражаются на стойкости штампового инструмента при условии, что его гравюра не имеет выраженных участков локальной перегрузки [18]. Предельный износ, равный максимальной толщине модифицированного слоя — до 0,6 мм, достигается к 17...27 тыс. циклов. При равномерном износе гравюры инструмента его стойкость может превышать стойкость неупрочненной поверхности и модифицированного карбидного слоя за счет отсутствия глубоких трещин, способных спровоцировать разрушение материала оснастки трещинами объемной усталости.

Равномерное изнашивание модифицированной поверхности выявлено при испытании образцов, обработанных лазерным излучением. Градиент свойств мо-

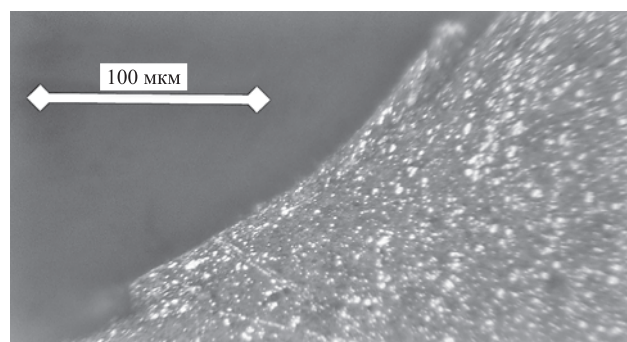


Рис. 7. Образование чешуйки наклепанного металла на дне лунки образца из стали Р6М5 с карбонитридным упрочненным слоем

Режимы лазерной модификации экспериментальных образцов из стали Р6М5

Номер партии образцов	Частота поперечного сканирования, Гц	Скорость продольного перемещения, мм/мин	Длина волны лазерного излучения, нм
1	220	600	1070
2		750	
3		900	
4		1050	
5		1200	
6		1350	

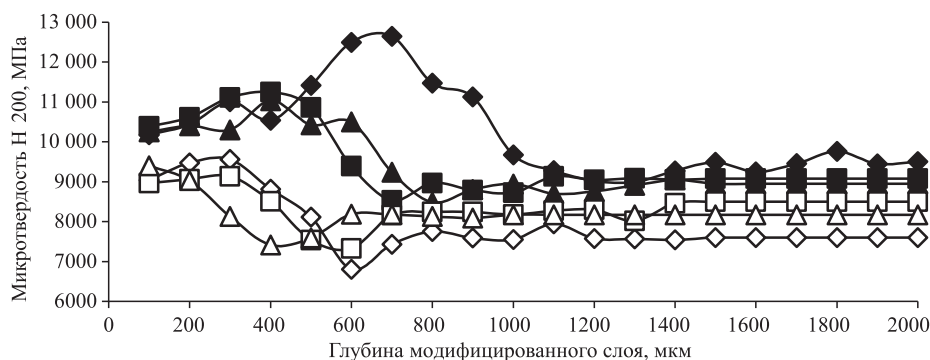


Рис. 8. Распределение микротвердости Н 200 по сечению образцов из стали Р6М5:

—◆— партия 1; —■— партия 2; —▲— партия 3; —◇— партия 4; —□— партия 5; —△— партия 6

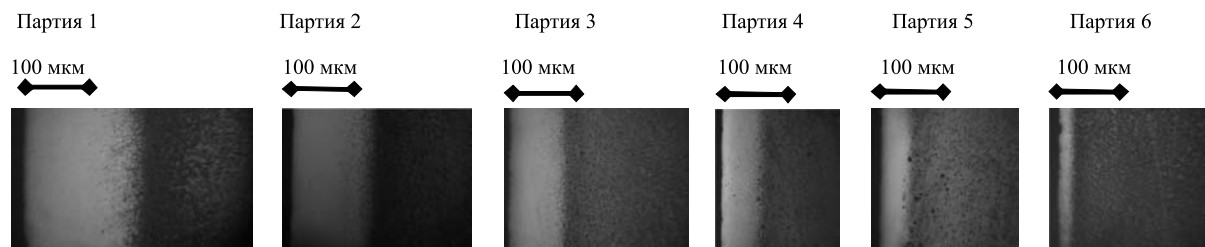


Рис. 9. Морфология поверхностного слоя образцов из стали Р6М5, модифицированных лазерным излучением, × 200

дифицированного слоя в образцах (рис. 8) изменялся в зависимости от режимов обработки, приведенных в табл. 4. Высокоэнергетическое воздействие на наружный слой металла привело к увеличению степени легирования аустенита и его стабилизации после охлаждения в процессе автозакалки. На поверхности образцов сформировалась прослойка сплава, отличающаяся пониженной химической активностью при травлении микрошлифов в 5%-ном спиртовом растворе азотной кислоты (рис. 9). Кроме того, в образцах партий 1...3 отмечено понижение твердости поверхности по сравнению с внутренними слоями металла (см. рис. 8).

Характер разрушения поверхности образцов на начальной стадии испытания отличается появлением подповерхностных трещин, которые возникают вследствие микропластических деформаций под действием касательных напряжений (рис. 10). Зарождение микротрещин происходит на глубине 0,1...0,2 мм. Локальными концентраторами напряжений служат гра-

ницы крупных зерен. Вследствие перегрева и окисления они являются наименее прочной фазой материала. Распространение трещин по границам зерен вызывает их выкрашивание и образование достаточно крупных

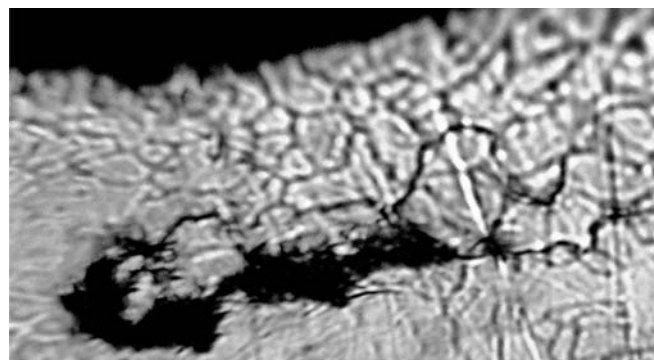
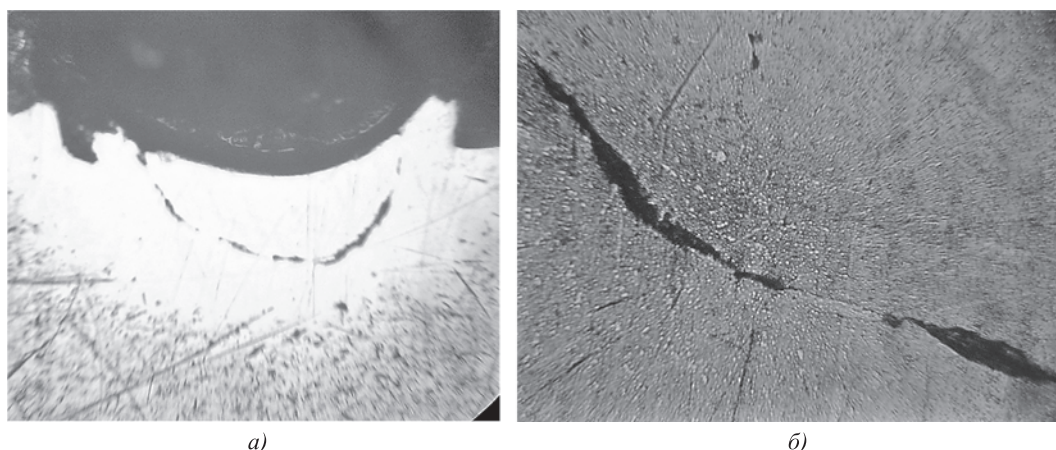


Рис. 10. Повреждения рабочей поверхности образцов партии 1 после 200 циклов приложения контактного напряжения 1300 МПа, × 1500



**Рис. 11.** Характер повреждений в области дна лунки износа (*а*;  $\times 50$ ) и структурные изменения в области распространения трещины контактной усталости (*б*;  $\times 250$ ) в образцах партии 1 после 18 820 циклов приложения контактного напряжения 1300 МПа

внутренних полостей. Подобный механизм разрушения подповерхностного слоя металла не зависит от наличия в сплаве избыточных фаз и может реализоваться в однородном материале [11, 19].

Изнашивание контактной поверхности образца происходит по классическому механизму, сочетающему рост трещины в глубь материала и ее выход на поверхность [20]. Выявленные морфологические признаки отражают механизм усталостного разрушения в условиях развития межкристаллитной коррозии [21], что является очевидным для наружного слоя сплава, который имеет признаки перегрева в виде оплавленных границ зерен.

После стадии приработки механизм разрушения поверхностного слоя характеризуется формированием полукруглых трещин, которые охватывают зону пластической деформации в окрестности полоски контакта (рис. 11, *а*). Как видно из рис. 11, *б*, текстурное строение сплава в окрестности трещины контактной усталости изменяется. Расположение карбидных включений характеризуется эквидистантным расположением строчек включений по отношению к линии трещины. За пределами контура металла структурные изменения выражены в меньшей степени. Момент отделения упрочненного фрагмента металла на кривых износа отражается ступенчатым приростом. После чего начинается наклеп более глубоких слоев металла. Характер изнашивания образцов всех партий, модифицированных лазерным излучением, несмотря на различия в толщине модифицированных слоев не имеет существенных отличий. Формирование питтингов происходит, как правило, в результате зарождения и роста одной трещины. Интенсивность износа образцов всех партий, имеющих толщину модифицированного слоя от 0,7 до 1,2 мм, отражается схожими зависимостями. Их износоустойчивость оказалась ниже, чем у образцов из стали Р6М5 других исследованных партий.

### Заключение

Проведенные испытания показали, что наибольшую стойкость к контактному изнашиванию в условиях пульсирующего нагружения поверхности имеют образцы из стали Р6М5, упрочненные посредством науглероживания. Максимальная долговечность при действии контактного напряжения 1420 МПа

достигнута при закалке с температуры 1150 °С, проведенной после науглероживания. Присутствие остаточного аустенита в упрочненном слое обеспечивает перераспределение микропластических деформаций в упрочненном слое. Циклический характер изнашивания карбидных слоев и неупрочненной поверхности стали Р6М5 описывается близкими зависимостями. Продолжительные фазы наклепа контактной поверхности — в течение 10 тыс. циклов нагружения и более заканчиваются дискретным увеличением лунки износа за счет зарождения и распространения трещин контактной усталости. Значение контактного напряжения, при котором достигается соизмеримый уровень износоустойчивости, для образцов без упрочнения поверхности составляет 1280 МПа, что на 10 % ниже, чем у образцов с карбидными слоями.

Поверхность образцов, модифицированных посредством низкотемпературной нитроцементации и лазерной обработкой, при действии контактного напряжения 1300 МПа изнашивается в соответствии с монотонно возрастающими зависимостями, что обусловлено повышенной вязкостью и пластичностью металла. Фаза наклепа, при которой поверхностный слой не подвергается разрушению трещинами контактной усталости, составляет не более 1000 циклов. При этом твердость данных слоев оказывается выше, чем у науглероженного металла и карбидных слоев.

Высокая твердость поверхностных слоев, модифицированных в качестве финишной обработки лазерным излучением, не сопровождается увеличением износоустойчивости при действии контактного напряжения величиной 1300 МПа. Это обусловлено повышенной пластичностью поверхностного слоя, имеющего преимущественно аустенитную структуру с признаками перегрева.

Полученные зависимости износа и выявленный механизм разрушения контактной поверхности стали Р6М5

позволяют спрогнозировать стойкость инструмента для холодной объемной штамповки с учетом особенностей его эксплуатации и применить один из исследованных вариантов упрочнения для увеличения наработки на отказ.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
2. **Ионная** химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев, Т.А. Панайоти. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. 399 с.
3. **Химико-термическая** обработка инструментальных материалов / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Н.И. Понкратин, В.А. Стефанович. Минск: Наука и техника, 1986. 247 с.
4. **Упрочнение** вырубного инструмента из стали Р6М5 лазерами непрерывного действия / Е.И. Тескер, В.Я. Митин, А.П. Карпова, Ю.В. Бондаренко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1989. № 10. С. 18—20.
5. **Костюк Г.И., Руденко Н.В.** Лазерное упрочнение легированных сталей // *Авиационно-космическая техника и технология*. 2012. № 2 (89). С. 23—27.
6. **Бровер А.В.** Особенности лазерной упрочняющей обработки деталей машин и инструмента // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2008. № 6. С. 12—16.
7. **Пат. Республ. Беларусь** на полезную модель № 8260 МПК (2009) G 01 N 3/00. Устройство испытания материалов на контактную усталость и износ / И.Н. Степанкин, Е.П. Поздняков, В.М. Кенько, И.А. Панкратов, Л.В. Степанкина; Заявитель Гомельск. гос. техн. ун-т им. П.О. Сухого. № u20110940; Заявл. 23.11.2011; Опубл. 2012. Афіцыйны бюлетэнь. Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2012. № 3. С. 260.
8. **Beheshti Ali, Khonsari M.M.** On the prediction of fatigue crack initiation in rolling/sliding contacts with provision for loading sequence effect // *Tribology International*. 2011. Vol. 44. P. 1620—1628.
9. **Рыжов Н.М.** Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. № 7. С. 39—45.
10. **Семенов М.Ю., Гаврилин И.Н., Рыжова М.Ю.** Анализ способов упрочнения зубчатых колес из теплостойких сталей на основе расчетного метода // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2014. № 1. С. 42—46.
11. **Role** of inclusions, surface roughness and operating conditions on rolling contact fatigue / D. Nelias, M.L. Dumont, F. Champiot et al. // *Journal of Tribology, ASME*. 1999. № 121 (2). P. 240—251.
12. **Ляхович Л.С., Ворошнин Л.Г., Карпенко Д.П.** Повышение стойкости штампового инструмента методами химико-термической обработки. Минск: Высшая школа. 1971. 56 с.
13. **Химико-термическая** обработка инструментальных материалов / Е.И. Бельский, М.В. Ситкевич, Н.И. Понкратин, В.А. Стефанович. Минск: Наука и техника, 1986. 247 с.
14. **Конструкционные** материалы: справочник / под ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
15. **Карелин Е.Н., Никифоров М.Э., Тигин А.В.** Закономерности изнашивания зубчатых передач // *Успехи современного естествознания*. 2012. № 6. С. 75—76.
16. **Гуляев А.П.** Теория быстрорежущей стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 11. С. 27—32.
17. **Гуляев А.П.** Обработка стали холодом // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 11. С. 19—26.
18. **Степанкин И.Н.** Влияние свойств диффузионно-упрочненных карбонитридных слоев тяжело нагруженного инструмента на его стойкость // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. 2012. № 4. С. 24—28.
19. **Chen L., Chen Q., Shao E.** Study on initiation and propagation angles of subsurface cracks in GCr15 bearing steel under rolling contact // *Wear*. Vol. 133 (2). 1989. P. 205—218.
20. **Evaluation** of the service life of gears in regard to surface pitting / S. Glodez, B. Abersek, J. Flaker, Z. Ren. // *Engineering Fracture Mechanics*. Vol. 71. 2004. P. 429—438.
21. **Raje N., Slack T., Sadeghi F.** A discrete damage mechanics model for high cycle fatigue in polycrystalline materials subject to rolling contact // *International Journal of Fatigue*. Vol. 31 (2). 2009. P. 346—360.
22. **Alfredsson B.** A Study on Contact Fatigue Mechanisms: Doctoral Thesis no. 44, 2000. Department of Solid Mechanics Royal Institute of Technology, Stockholm, 2000. 27 p.

Н.Ф. Стручков, Г.Г. Винокуров

(Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск)

E-mail: struchkov\_n@rambler.ru

## Корреляция шероховатостей контактных поверхностей трения покрытия с тугоплавкими добавками и стального контртела

*Исследованы изнашивание и шероховатости поверхности трения покрытия из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками и стального контртела в исходном и термообработанном состояниях. Установлено влияние термообработки стали на изнашивание и шероховатость контактных поверхностей трения, а также определены величина и знак корреляции их шероховатостей.*

**Ключевые слова:** электрометаллизованное покрытие, износ, контртело, термообработка, шероховатость, коэффициент корреляции.

*Wear and roughnesses of a friction surface of a coating from a powder wire with refractory additives and a steel counterbody in a reference and wrought state are investigated. Influence of heat treatment of steel on wear and a roughness of contact friction surfaces is established, and also the size and a sign of correlation of their roughnesses are determined.*

**Keywords:** elektro-arc coating, wear, counterbody, heat treatment, roughness, coefficient of correlation.

### Введение

Как известно, для упрочнения поверхностей деталей машин и механизмов в настоящее время широко применяются высокоэнергетические способы нанесения износостойких покрытий (плазменное и газопламенное напыление, электродуговая металлизация проволоками и др.) [1]. В качестве материала для нанесения износостойких покрытий в основном используются самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с модификаторами из тугоплавких металлов, карбидов, нитридов, оксидов и других соединений, которые обеспечивают образование упрочняющих фаз и улучшают структуру покрытия.

Восстановленные детали с покрытием, как правило, работают в условиях трения скольжения в контакте с металлическими поверхностями. Как показывают исследования, при трении скольжения износостойких порошковых покрытий профиль их контактной поверхности тесно связан со свойствами контртела [2, 3]. Для исследования взаимосвязи процессов изнашивания порошкового покрытия и контртела актуальным является установление количественных соотношений для характеристик микрогеометрии контактных поверхностей.

Изучение влияния состава, структуры и свойств износостойких модифицированных покрытий на характеристики профилей способствует правильному выбору материалов контактных поверхностей трения, позволяет научно обосновать способы улучшения физико-механических свойств покрытий, обеспечивает возможность разработать способы подбора металлического контртела для повышения износостойкости пары трения в целом.

Целью данной работы является установление взаимосвязи шероховатостей контактных поверхностей износостойкого порошкового покрытия, модифицированного тугоплавкими добавками корунда  $Al_2O_3$ , и металлического контртела при трении скольжения.

### Материалы и методы экспериментальных исследований

В работе исследована взаимосвязь шероховатостей поверхностей трения покрытия из порошковой проволоки и стального контртела. Износостойкое покрытие получено из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками  $Al_2O_3$  разработки Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (ИФТПС СО РАН, г. Якутск) [4]. Покрытие нанесено на боковую поверхность дисков для испытаний на износ (диаметр 50 мм, высота 10 мм) с помощью промышленной установки электродуговой металлизации ЭДУ-500С при следующих технологических режимах: ток  $I = 280$  А; напряжение  $U = 38$  В; дистанция напыления  $L = 130...150$  мм.

Испытания на износ проведены на машине трения СМЦ-2 в условиях сухого трения по схеме "диск—колодка" при следующих режимах: нагрузка 2 МПа; частота вращения вала 5 об/с. Контртела-колодки изготовлены из исходной и термообработанной стали 12ХН3А с твердостью 18...20 HRC и 32...34 HRC соответственно. Термообработка проведена для повышения твердости и получения однородной структуры по следующим режимам: нагрев до 820 °С с выдержкой 15 мин; закалка в масле и низкий отпуск при температуре 200 °С в течение 1 ч. Выбор марки стали обоснован тем, что этот мате-

риал применяется для изготовления шестерен коробок передач автотракторной техники, редукторов станков и других механизмов, работающих под действием ударных нагрузок и при отрицательных температурах. Как известно, к данным деталям предъявляются требования высокой прочности, пластичности и вязкости сердцевины, а также высокой поверхностной твердости [5].

Поверхность трения исследовалась с помощью профилометра Surftest SJ-201P фирмы Mitutoyo. Измерялись поперечные к пути трения профили поверхностей контртела и покрытия на четырех участках с базой 4 мм по 8000 точкам. Измерения массового износа и профиля проводились через каждые 4500 циклов трения.

### Обсуждение результатов

Исследования корреляции шероховатостей были проведены в двух парах трения: покрытие — сталь в исходном состоянии поставки (покрытие — исходная сталь) и покрытие — термообработанная сталь (покрытие — т/о сталь).

На рис. 1 приведены кривые массового износа и интенсивности изнашивания покрытия с тугоплавкими добавками и стальных контртел (исходного и термо-

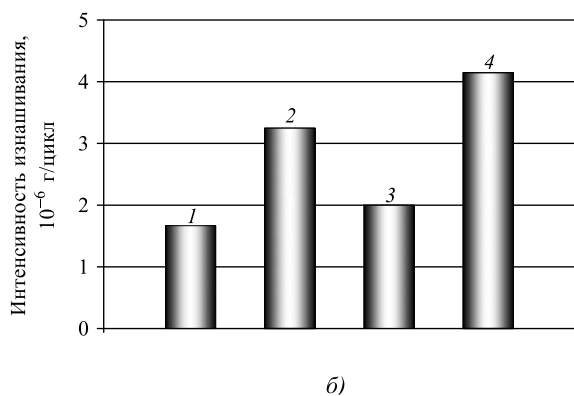
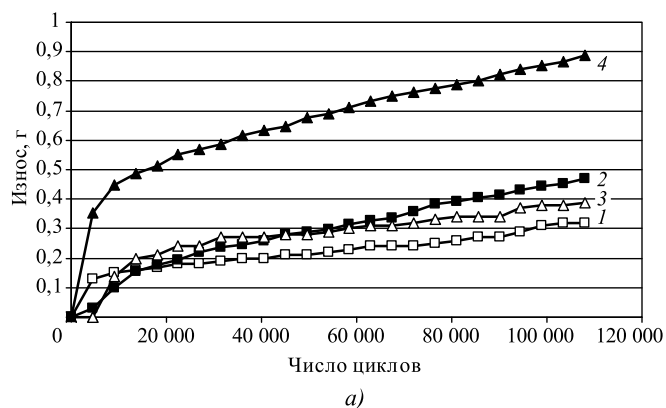


Рис. 1. Массовый износ (а) и интенсивность изнашивания (б) покрытия с тугоплавкими добавками и стального контртела: 1, 2 — покрытие и контртел из исходной стали соответственно; 3, 4 — покрытие и контртел из термообработанной стали соответственно

обработанного). В обоих случаях контртела до ~ 18 000 циклов трения наблюдается участок приработки, далее начинается режим установившегося износа. В паре покрытие — исходная сталь наибольший износ покрытия наблюдается в начальном этапе трения (до ~ 4500 циклов), а износ контртела на стадии приработки имеет постепенно нарастающий характер (рис. 1, а).

Начиная с ~ 9000 циклов происходит равномерное изнашивание обеих контактных поверхностей. Примерно до 40 000 циклов интенсивность изнашивания покрытия и термообработанного контртела на 18...20 % выше, чем в паре трения покрытие — исходная сталь (рис. 1, б). Далее изнашивание покрытий в обоих случаях происходит практически с одинаковой интенсивностью. В целом наблюдается высокий уровень интенсивности изнашивания термообработанного контр-тела, износ покрытия также повышается (см. рис. 1).

На рис. 2 приведены зависимости шероховатостей  $R_a$  контактных поверхностей трения от числа циклов. Как видно из графиков, в стадии приработки (до ~ 15 000 циклов) наблюдается влияние начальной ше-

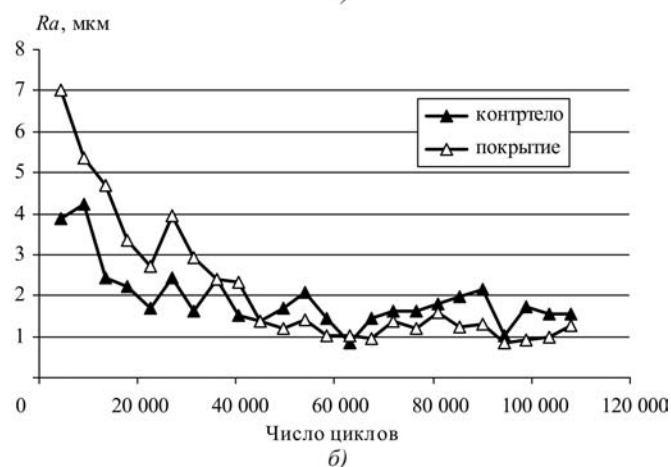
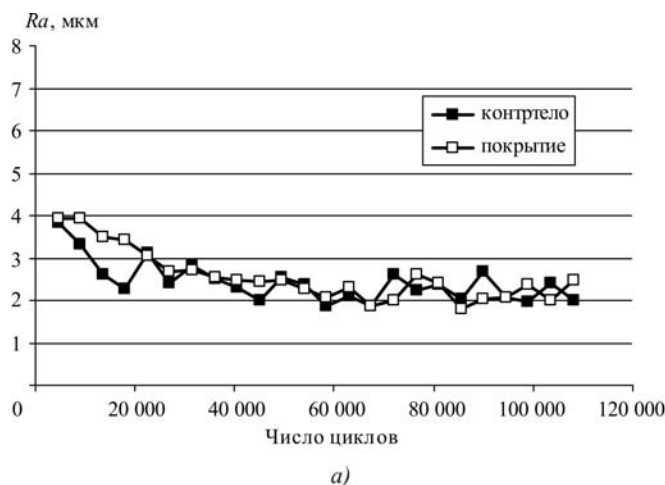


Рис. 2. Изменение шероховатостей контактных поверхностей покрытия с тугоплавкими добавками и контртела из исходной стали (а) и термообработанной стали (б)

роховатости [6]. Как видно из рис. 2, а, шероховатость покрытия при трении с исходным стальным контртелом в начале пути трения имеет максимальное значение на уровне ~ 4 мкм. Далее наблюдается постепенное снижение (ниже  $Ra \approx 3$  мкм), и в режиме установившегося изнашивания шероховатость стабилизируется на уровне ~ 2...2,8 мкм с незначительными разбросами. Шероховатость контртела по всему пути трения имеет колеблющийся характер и разброс значений на близком уровне, от  $\approx 2,0$  до 3,0 мкм (рис. 2, а).

В паре трения покрытие—т/о сталь шероховатость покрытия в начале трения имеет наибольшее значение на уровне ~ 7 мкм. Далее наблюдается его снижение, и в режиме установившегося изнашивания шероховатость стабилизируется на уровне ~ 1...1,5 мкм с незначительными разбросами. Шероховатость контртела по всему пути трения имеет колеблющийся характер и разброс значений на близком уровне, от  $\approx 1,0$  до 2,2 мкм (рис. 2, б).

Для отражения взаимосвязи шероховатости контактных поверхностей обеих пар трения целесообразным является представление соответствующих данных по пути трения в координатах шероховатости покрытия и контртела.

На рис. 3 показана взаимосвязь шероховатостей покрытия и контртела из исходной стали и термообработанной стали. В целях оценки корреляции между шероховатостями поверхностей трения были построены прямые линейной регрессии для режима установившегося износа (сплошная линия) и по всему пути трения (пунктирная линия). Видно, что величины и знаки корреляции шероховатостей практически не отличаются для двух случаев пары трения; корреляция имеет положительный знак. Угол наклона линии регрессии для стадии установившегося износа в обоих случаях ниже, чем у регрессии по всему пути трения. Это означает, что на начальном этапе изнашивания (приработки) шероховатости поверхностей трения имеют более высокие значения коэффициента корреляции. Как видно из рис. 2, 3, это обусловлено влиянием высокого уровня начальной шероховатости материалов в паре трения, которая снижается и стабилизируется в стадии установившегося износа. Как известно, уровень начальной шероховатостей определяется чистотой механической обработки поверхностей материалов.

Коэффициенты корреляции шероховатостей кон-

тактных поверхностей трения в режиме установившегося износа и по всему пути трения приведены в таблице. В качестве характеристик контактных поверхностей трения можно выбрать также среднеквадратическое отклонение  $Rq$  и размах отклонений  $Rz$  профиля поверхностей, которые изменяются по аналогичной закономерности.

Коэффициент корреляции  $k$  шероховатостей покрытия и контртела из исходной стали по всему пути трения равен 0,72, а для режима установившегося износа (после 18 000 циклов) существенно снижается — до 0,39. Для пары трения покрытие—т/о сталь коэффициент корреляции шероховатостей  $k$  по всему пути трения равен 0,85; для режима установившегося износа он также снижается:

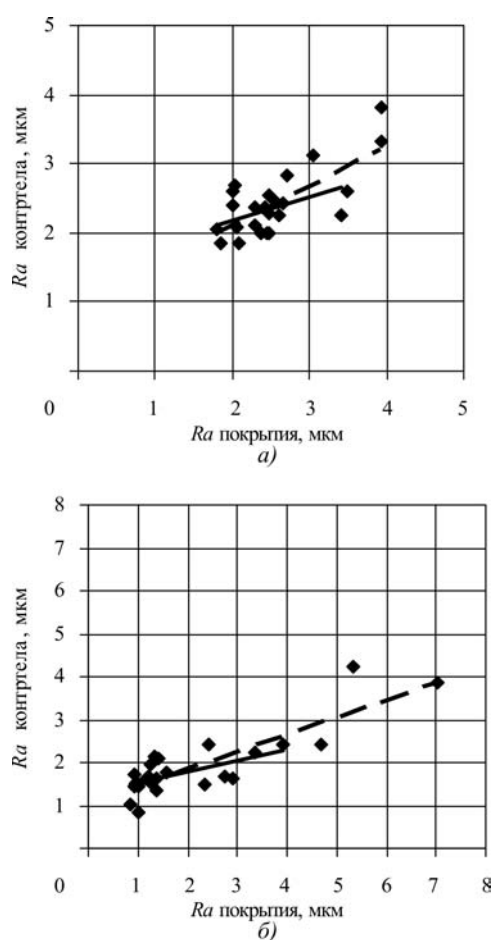


Рис. 3. Взаимосвязь шероховатостей контактных поверхностей трения покрытия с тугоплавкими добавками и контртела из исходной стали (а) и термообработанной стали (б)

Коэффициент корреляции характеристик контактных поверхностей трения

Пара трения	$k_{Ra}$		$k_{Rq}$		$k_{Rz}$	
	Общий	Установившийся износ	Общий	Установившийся износ	Общий	Установившийся износ
Покрытие—исходная сталь	0,72	0,39	0,68	0,43	0,56	0,40
Покрытие—т/о сталь	0,85	0,59	0,82	0,53	0,65	0,29

$k = 0,59$ . Такие же закономерности корреляции наблюдаются для среднеквадратического отклонения  $Rq$  и размаха отклонений профиля  $Rz$  (см. табл.).

### Выводы

1. Исследовано влияние термообработки контртела из стали 12ХНЗА на изнашивание электрометаллизованного покрытия с тугоплавкими добавками  $Al_2O_3$ . Установлено, что термическая обработка стального контртела приводит к увеличению износа покрытия с тугоплавкими добавками и самого контртела.

2. Выявлено, что термообработка стального контртела приводит к снижению уровня равновесной шероховатости контактных поверхностей трения с  $\sim 2,0 \dots 3,0$  до  $\sim 1,0 \dots 2,0$  мкм.

3. Для оценки взаимосвязи шероховатостей контактных поверхностей трения определены коэффициенты корреляции параметров  $Ra$ ,  $Rq$ ,  $Rz$  профиля. Установлено, что коэффициенты корреляции шероховатостей поверхностей трения в обоих случаях пар трения покрытие—стальное контртело имеют положи-

тельное значение. На значения коэффициентов корреляции существенное влияние оказывает начальная шероховатость поверхностей трения.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кудинов В.В., Калита В.И., Коптева О.Г.** Исследование процесса формирования макро- и микроструктуры частиц газотермических покрытий // Физика и химия обработки материалов. 1992. № 4. С. 88—92.

2. **Хасуи А., Моригаки О.** Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.

3. **Нанесение покрытий плазмой / В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белашенко и др.** М.: Наука, 1990. 408 с.

4. **Пат. 2048273 РФ.** Порошковая проволока для получения покрытий / Болотина Н.П., Милохин С.Е., Ларионов В.П., Шевченко В.Г., Виноградов А.В.; Опубл. 20.11.1995.

5. **ГОСТ 4543—71.** Прокат из легированной конструкционной стали. Технические условия. М.: ИПК Изд-во стандартов, 2004. 39 с.

6. **Костецкий Б.И.** Трение, смазка и износ в машинах. Киев: Техника, 1970. 396 с.

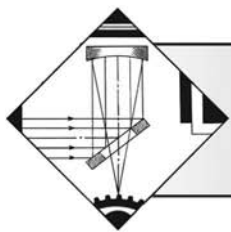
## Продолжается подписка на журнал «Упрочняющие технологии и покрытия»

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

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

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2А  
Тел.: (495) 785-60-69  
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru





## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.9.048.7

Я.О. Желонкин, А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин  
(Казанский национальный исследовательский технологический университет)  
E-mail: Zhelonkin.ya@gmail.com

### Ионное легирование поверхности изделий машиностроения в высокочастотном газовом разряде

*Представлены результаты исследований ионного легирования сталей в высокочастотном газовом разряде пониженного давления. Проведено сравнение рассматриваемого метода с другими технологиями упрочнения. Представлена технологическая и аналитическая база для проведения процесса плазменного упрочнения поверхностных слоев изделий.*

**Ключевые слова:** упрочнение, поверхностный слой, ионное легирование, высокочастотный газовый разряд, вакуумная технология.

*The results of investigations of steels ion implantation in radio frequency (RF) low pressure gas discharge are presented. A comparative overview of the technique with other technologies hardening is given. The technological and analytical frameworks for the plasma hardening process of the surface layers are described.*

**Keywords:** hardening, surface layer, ion implantation, radio frequency gas discharge, the vacuum technology.

#### Введение

Большую роль в обеспечении качества работы деталей машин играют их поверхностные свойства, поскольку большинство процессов воздействия на деталь происходит именно через ее поверхность — коррозия, механический износ, адгезия, тепловое, радиационное воздействие и пр. Существуют различные технические решения, для того чтобы придать поверхности изделия требуемые эксплуатационные характеристики. Наиболее эффективные из них — нанесение функциональных покрытий и поверхностное легирование материала. Нанесение покрытий на поверхность детали может осуществляться различными методами: механическими, химическими, электрохимическими, наплавкой, напылением, высокоэнергетическими или комбинированными методами [1]. Основной проблемой стойкости полученного покрытия является обеспечение его адгезии к материалу основы. Имеет значение также толщина защитного слоя, который так или иначе изменяет исходные размеры модифицированного объекта и может варьироваться от нескольких нанометров [2] для тонких пленок до миллиметров при газотермических методах напыления [3]. Легирование поверхностного слоя в ряде случаев позволяет изменять его свойства, сохраняя исходные размеры изделия в заданных допусках и исключая существенную роль адгезии, так как нет явной гра-

ницы раздела фаз. Это имеет большое значение в технологиях упрочнения готовых изделий путем легирования выборочными элементами, позволяющими направленно изменять свойства материала, что превращает изделие в товар с добавленной стоимостью. Так, технология поверхностного легирования широко применяется в машиностроении при упрочнении режущего инструмента, валов машин, оружейных стволов, лопаток турбин и пр.

Легирование поверхностного слоя осуществляется введением в состав материала примесей для повышения его эксплуатационных свойств — коррозионной стойкости, износостойкости, твердости и т. д. Различают ионный и диффузный методы имплантации химических элементов в материалы изделий. К диффузным методам относятся процессы химико-термической обработки (ХТО) — цементация, азотирование, цианирование, сульфатирование. Ионное легирование осуществляется путем бомбардировки поверхности материалов ускоренными ионами из газового разряда, которые проникают в глубь кристаллической решетки матрицы и образуют химические связи и твердые растворы замещения или внедрения [4].

Легирование сталей в газовом разряде позволяет получать высокие концентрации имплантированных элементов, не лимитированные пределом растворимости компонентов в твердой фазе. Процесс ионного легирования не вызывает перегрева обрабатываемого образца, который может стать причиной структурных изменений,

губительных для функциональных свойств изделия. В отличие от шихтового легирования ионная имплантация обеспечивает равномерное распределение легирующих элементов в объеме сплава, без внутрикристаллической ликвации. Физика ионного легирования позволяет внедрять большое число различных химических элементов, что делает технологию гибким инструментом для создания деталей с требуемыми свойствами [5].

Ионная имплантация в высокочастотной (ВЧ) плазме имеет большое преимущество в сравнении с другими типами газовых разрядов: безэлектродное горение разряда исключает присутствие частиц материала электрода; воздействие заряженных частиц носит не пучковый, а объемный характер, что позволяет обрабатывать изделия со сложной геометрией поверхности.

### Объект исследования

При исследованиях процесса ионного легирования в ВЧ-плазме пониженного давления объектами исследования являются детали машин, режущий инструмент и внутренние поверхности трубных изделий, работающих в экстремальных условиях (температура, давление, механический износ и газовая коррозия). Оработка режимов ионного легирования производится на образцах сталей и сплавов, пригодных для аналитических исследований. В дальнейшем положительный результат, полученный на модельных образцах, переносится на реальные изделия. Проведены исследования плазменного внедрения хрома, никеля, тантала в поверхность стальных сплавов 20Х13, 30ХН2МФА, 12Х18Н10Т, сталь 20. Источником легирующих элементов служат металлоорганические растворы, которые различными способами вводятся в разряд. Коллектив авторов имеет опыт комплексного легирования металлов несколькими элементами за один технологический цикл.

### Методика и техника эксперимента

Ионная имплантация в высокочастотном газовом разряде пониженного давления может осуществляться при различных формах разряда: емкостном (ВЧЕ), индукционном (ВЧИ) и комбинированном. Физика процесса существенно не различается, однако различные формы ВЧ-разряда имеют различные параметры плазмы, такие как концентрация и энергия частиц. Выбор формы разряда для легирования индивидуален в зависимости от особенностей изделия и материала, а также от свойств веществ, содержащих легирующие элементы. Допустимая температура перегрева материала не всегда позволяет применять ВЧИ-разряд, температура плазмы которого выше, чем у ВЧЕ-формы. Высокая энергия связи легирующего элемента в молекуле-доноре, наоборот, может быть необходимым условием для проведения процесса в

индукционном разряде, чтобы обеспечить диссоциацию молекулы и освобождение атомов для внедрения.

На рис. 1 изображены устройства вакуумных установок для осуществления ионного легирования в различных формах ВЧ-разряда. Модификация поверхности в ВЧЕ-разряде осуществляется в экспериментальной вакуумной установке (рис. 1, а), изготовленной на базе УВН-10. Внутри вакуумной камеры 1 расположены плоскопараллельные электроды 2. Один электрод находится под ВЧ-напряжением, которое подается от генератора через вакуумный электрический ввод 3, другой электрод находится под земляным потенциалом. Обрабатываемое изделие размещается между электродами, в зоне горения разряда. На объект возможна подача смещающего потенциала для увеличения энергии бомбардирующих ионов. Установка позволяет обрабатывать изделия сложной формы и больших габаритов.

Для легирования внутренних поверхностей трубных изделий была разработана ВЧИ-установка промышленного типа (рис. 1, б). Установка представляет собой модульную систему с пятью секциями, которая монтируется на рамном основании 1. В каждой секции устанавливается свое изделие 5, после чего она закрывается дверцей 2. Обрабатываемое изделие устанавливается и уплотняется между нижним 3 и верхним 4 вакуумными уплотнительными фланцами. Внизу каждой секции располагается ВЧИ-плазматрон 6, внутри которого происходит генерация плазмы. Плазматрон представляет собой кварцевую

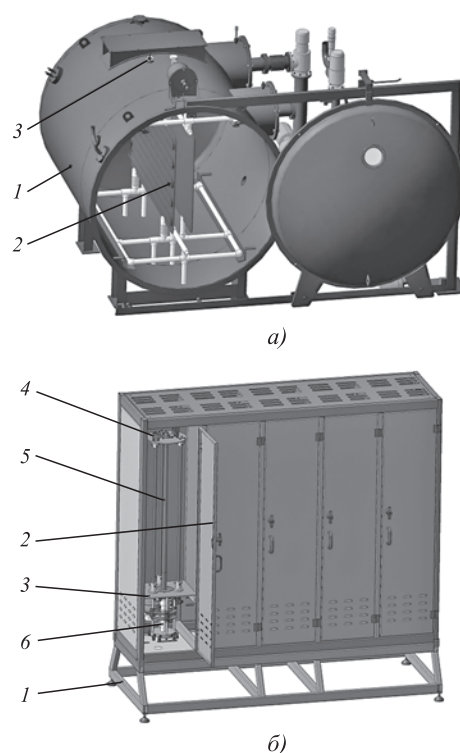


Рис. 1. Вакуумные установки для ионного легирования в ВЧЕ (а) и ВЧИ (б) разрядах

трубку, вокруг которой размещен индуктор. Для данной установки была специально разработана и опробована конструкция плазматрона с воздушным охлаждением [7]. В непосредственной близости от индуктора расположен вакуумный подстроечный конденсатор, образующий с индуктором колебательный контур и позволяющий для наилучшей передачи ВЧ-энергии произвести точную настройку контура на рабочую частоту генератора.

Схематическое изображение процессов, происходящих в ВЧ-разряде, представлено на рис. 2 на примере комбинированного разряда для обработки внутренних поверхностей трубных изделий.

К нижней и верхней частям изделия подведены разомкнутые кольцевые электрические контакты, через которые на изделие подается ВЧ-напряжение от LC-контура с частотой 13,56 МГц. Ствол изолирован от корпуса вакуумной установки кварцевыми проставками. Таким образом, создаваемое ВЧ электрическое поле замыкается на заземленные участки технологической оснастки, расположенные после изоляторов. Между электродами существует разность потенциалов, которая создает тянущее электрическое поле внутри канала трубы, что обеспечивает проникновение плазмы по всей длине обрабатываемого изделия для равномерной обработки. Вдоль изделия, где линии электрических полей коллинеарны геометрической оси системы, присутствуют замкнутые линии магнитного поля, пронизывающие электрические силовые линии. В такой зоне скрещенных полей разряд можно считать комбинированным — как индукционным, так и емкостным. Он и образует светящийся плазменный сгусток, степень ионизации которого составляет  $10^{-4} \dots 10^{-7}$ , а температура тяжелых частиц равна 300...500 К. Интерес с точки зрения обработки представляет зона около внутренней поверхности трубного изделия, являющейся приэлектродной, на которую замыкаются электрические силовые линии. В данной области образуется

слой положительного заряда (СПЗ), когда у поверхности на некотором расстоянии  $\delta_{СПЗ}$ , порядка 100 мкм, скапливается избыточное число ионов. Это вызвано различной подвижностью электронов и ионов. Легкие электроны, осциллирующие у поверхности электрода, уходят в цепь, тогда как тяжелые ионы не успевают реагировать на изменяющееся электрическое ВЧ-поле. Таким образом, образуется дополнительная разность потенциалов между электродом и плазменным сгустком, которая ускоряет ионы, бомбардирующие рабочую поверхность изделия. Процессы в зоне слоя положительного заряда можно сопоставить с процессами в аналогичных СПЗ емкостного ВЧ-разряда [6, 8—10].

Ионная имплантация атомами металлов осуществляется из металлорганических растворов при помощи двух методов ввода последних в плазму. Первый метод заключается в нанесении тонким слоем раствора на образец. В результате ионной бомбардировки происходят диссоциация металлосодержащего вещества, его распыление, ионизация и последующая имплантация с ускорением в СПЗ. Данный метод технологичен, однако не позволяет дозировать процесс легирования. Второй метод заключается в контролируемой подаче паров металлорганических соединений в рабочий объем вместе с газом-носителем, например аргоном. Техническая реализация данного метода определяется свойствами металлорганического вещества — температурой испарения и давлением насыщенных паров. Высокотемпературные жидкости требуют организации испарителя или барботера, где через раствор пропускают газ-носитель, который, пробулькивая, захватывает пары рабочего вещества. Регулирование расхода осуществляется массовыми регуляторами расхода газов. При работе с нестабильными жидкостями, такими как пентаалкоголят тантала, который разлагается во влажной среде, все работы по вскрытию ампулы, переливанию или смешиванию проводятся в закрытом перчаточном

боксе в атмосфере инертных газов. Технологичным при работе с неустойчивыми веществами является их хранение в емкостях с эластомерной мембранной крышкой, которые заполнены инертным газом. Доступ к жидкости в таком случае удобно осуществлять через тонкую иглу для подключения пробирки к вакуумной системе или для отбора нужного количества шприцем.

Особое место в технологии плазменного легирования занимают подготовка образцов и их очистка. Поскольку на металлах и сплавах всегда имеются различ-

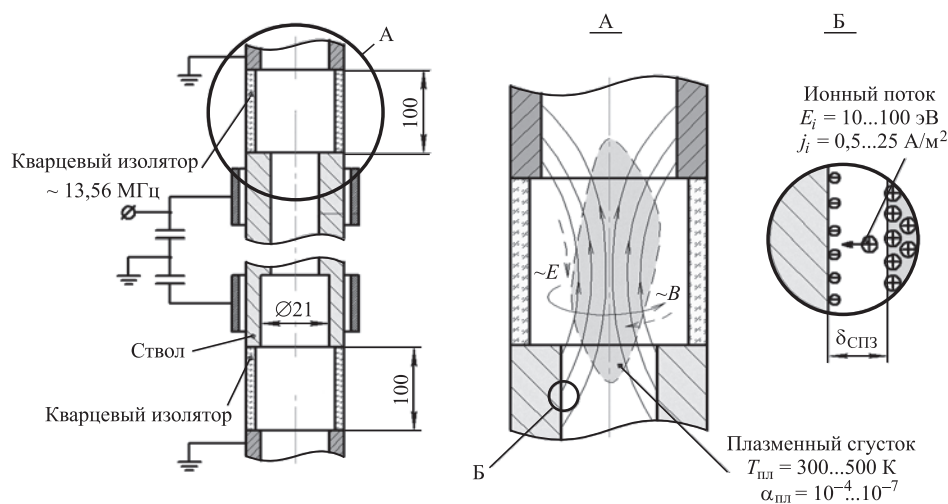


Рис. 2. Схема комбинированного разряда для обработки труб

ные следы загрязнений: масла от механической обработки, окислы, карбиды, нитриды и пр., их необходимо удалить перед вакуумным циклом обработки. Рекомендуется проводить многоступенчатую последовательную очистку в среде бензина, ацетона, спирта в ультразвуковой ванне.

Для определения эффекта плазменной обработки образцы до и после процесса проходят серию аналитических исследований. Физико-механические характеристики определяются на профилометре и нанотвердомере НаноСкан-3D. Фазовая микроструктура и состав кристаллической решетки определяются на рентгеновском дифрактометре Bruker D2 Phase. Для химического элементного анализа используется микро-РФА спектрометр Bruker M1 Mistral. Качественное состояние поверхности определяется при помощи различной микроскопии: оптической, конфокальной, атомно-силовой. Полученные исследования позволяют косвенно, без проведения натуральных испытаний судить об изменении износостойкости, коррозионной стойкости и других эксплуатационных свойствах изделий.

### Результаты и их обсуждение

Отработана технология получения металлоорганических растворов уксусно-кислого хрома в диметилсульфоксиде, дибутилдитиокарбамата никеля в бензоле, пентаалкоголята тантала в этилацетате. Полученные растворы использовались для легирования образцов сталей различных марок методом намазывания. Подобраны растворители и предельные концентрации растворов, при которых происходит наиболее эффективное упрочнение стали [11]. Получены результаты плазменного внедрения хрома, никеля, тантала в поверхность стальных образцов из 20Х13, 30ХНМФА, 12Х18Н10Т, стали 20. Получены результаты элементного анализа легированных образцов, подтверждающие процесс ионной имплантации. Глубина легированного слоя для различных марок сталей составляет около 150 нм. Отработана методика ионной имплантации тантала в образцы сталей 20, 12Х18Н10Т, 20Х13. Технологическая цепочка включает в себя вскрытие ампулы с пентаалкоголятом тантала, подготовку раствора в этилацетате, закупорку раствора в пробирке в среде аргона, нанесение раствора на подготовленные образцы (шлифовка, полировка), обработка в ВЧ-разряде. В результате обработки получено упрочнение поверхности образцов: для стали 12Х18Н10Т микротвердость увеличилась с исходной 1,8 до 10,6 ГПа; стали 20Х13 — с 1,5 до 12,5 ГПа; стали 20 — с 1,6 до 6,6 ГПа. Проведенные натурные испытания изделий показали следующие результаты: увеличение ресурса металлорежущего инструмента в несколько раз; повышение ресурса трубных изделий, работающих в экстремальных условиях, на 20 %.

Технология ионного легирования наряду с перечисленными ранее преимуществами позволяет проводить

упрочнение поверхности за короткое время рабочего цикла (20...30 мин), а возможность обработки большого числа изделий в одном вакуумном цикле и использование шлюзовых систем позволяют применять метод в серийном производстве. К недостаткам технологического метода можно отнести только малую глубину насыщения кристаллической структуры изделий, что связано с низкой энергией ионов в ВЧ-разряде (до 100 эВ). Повышение глубины внедрения ионов возможно при увеличении температуры изделия, с которой возрастают диффузионные процессы. Однако данное решение не всегда допустимо, и диффузионные процессы требуют определенной временной выдержки. Сфера применения данной технологии определяется условиями эксплуатации, которые и определяют глубину поверхностного слоя, подверженного тому или иному роду воздействия.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Зенин Б.С., Слосман А.И.** Современные технологии поверхностного упрочнения и нанесения покрытий: Учебное пособие / Томский политехнический университет. Томск: Изд-во ТПУ, 2012. 120 с.
2. **Технология тонких пленок.** Справочник / под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга; Пер. с англ. М.: Советское Радио, 1977. 664 с.
3. **Пузряков А.Ф.** Теоретические основы плазменного напыления. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 360 с.
4. **Меськин В.С.** Основы легирования стали. М.: Металлургиздат, 1959. 689 с.
5. **Модифицирование** и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками / под ред. Дж. М. Поута и др. М.: Машиностроение, 1987. 424 с.
6. **Модификация** нанослоев в высокочастотной плазме пониженного давления / И.Ш. Абдуллин, В.С. Желтухин, И.Р. Сагбиев, М.Ф. Шаехов. Казань, Казан. гос. технол. ун-т, 2007. 355 с.
7. **Желонкин Я.О., Хубатхузин А.А., Абдуллин И.Ш.** Воздушное охлаждение индукционного ВЧ-плазматрона пониженного давления // Вестник Казанского технологического университета. 2014. Т. 17. № 4. С. 248—251.
8. **Абдуллин И.Ш., Желтухин В.С., Кашапов Н.Ф.** Высокочастотная плазменно-струйная обработка материалов при пониженных давлениях. Теория и практика применения. Казань: Изд-во Казан. ун-та. 2000. 348 с.
9. **Райзер Ю.П., Шнейдер М.Н., Яценко Н.А.** Высокочастотный емкостной разряд: Физика. Техника эксперимента. М.: Изд-во МФТИ; 1995. 320 с.
10. **Дресвин С.В., Иванов Д.В.** Физика плазма: Учеб. пособие. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. 544 с.
11. **Поверхностное** упрочнение стали 20Х13 легированием в ВЧЕ-плазме / Я.О. Желонкин, А.А. Хубатхузин, И.Ш. Абдуллин, В.И. Христолюбова // Физика низкотемпературной плазмы ФНТП-2014: Сб. мат. Всерос. (с межд. участием) конф., 20—23 мая 2014 г., Казнь. 2014. Т. 2. С. 52—54.

В.Ю. Ульяницкий, И.С. Батраев, А.А. Штерцер  
(Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН)  
E-mail: asterzer@mail.ru

## Детонационные покрытия из оксидов\*

*Проведено исследование по нанесению детонационным методом оксидных керамических покрытий. Выполнена оптимизация напыления при вариации величины заряда взрывчатой смеси, соотношения топлива/кислород, дистанции напыления и других параметров процесса на установке CCDS2000. На основе анализа сплэтов определены параметры, необходимые для минимизации пористости покрытий. Решена проблема нивелирования бугристости ("bumps") при напылении больших площадей. Получены однородные покрытия из оксида алюминия с высокой диэлектрической прочностью, твердые износостойкие покрытия из оксида хрома и огнезащитные термобарьерные покрытия из оксида циркония, стабилизированного окисью иттрия. Представлены примеры технического использования керамических детонационных покрытий.*

**Ключевые слова:** детонационное напыление, оксидное покрытие, адгезия, микротвердость, пористость.

*Under study is the detonation spraying method of deposition of oxide ceramic coatings. The coating process was optimized as the amount of explosive mixture charge, fuel/oxygen equivalence rate, spraying distance and other parameters were varied in the facility CCDS2000. Splat analysis enabled to determine the parameters needed to minimize coating porosity. The problem of bump leveling was solved for large-area coatings. Uniform coatings of aluminum oxide with high dielectric strength, hard wear-resistant coatings of chromium oxide, and flame-resistant thermal barrier coatings of zirconium oxide stabilized by yttrium oxide were produced. Examples of engineering application of the ceramic detonation coatings are presented.*

**Keywords:** detonation spraying, oxide coating, adhesion, microhardness, porosity.

Оксиды металлов обладают широким спектром свойств, которые позволяют использовать их для химической защиты металлических деталей и конструкций, для повышения их износостойкости, а также для электроизоляции и теплозащиты. Наиболее эффективно такого рода защита реализуется нанесением соответствующего покрытия на поверхность изделия с применением газотермических методов, таких как плазменное, газопламенное или детонационное напыление. В данной работе представлены некоторые свойства покрытий из оксидов алюминия, хрома и циркония, получаемых детонационным напылением (ДН).

Оксид алюминия является наиболее широко применяемой инженерной керамикой благодаря прекрасному сочетанию эксплуатационных свойств и относительно низкой стоимости. Он обладает высокой твердостью, износостойкостью и исключительными диэлектрическими характеристиками как в постоянных электрических полях, так и в переменных с частотами до гигагерцового диапазона. Покрытия из оксида алюминия, нанесенные газотермическими методами, используются для повышения износостойкости деталей и получения теплозащитных и электроизоляционных слоев на

металлах. ДН позволяет получать плотные слои  $Al_2O_3$  с высокой диэлектрической прочностью [1].

Покрытия из оксида хрома обладают более высокой, чем оксид алюминия, коррозионной стойкостью, и их используют на деталях, работающих в химически активных средах. В частности, детонационное покрытие  $Cr_2O_3$  показало хорошую стойкость в условиях термоциклирования и в растворе гидроксида калия при температуре испытания 100...110 °С, применительно к условиям работы конструктивных элементов электрохимических генераторов и других устройств, потребляющих или продуцирующих водород [2]. Широко применяются плазменные покрытия из оксида хрома для формирования износостойкого слоя на валах печатных машин (anilox rolls) [3].

Оксид циркония, обладающий наиболее высокой среди перечисленных оксидов температурой плавления (более 2700 °С) и низкой теплопроводностью, широко используется для создания термобарьерных слоев на деталях ракетных, реактивных и газотурбинных двигателей. Оксид циркония, стабилизированный окисью иттрия (YSZ), позволяет довести жаростойкость изделий с покрытиями до 1200...1300 °С. Например, в [4] описаны термобарьерные слои из  $ZrO_2$  с добавкой 7 % мас.  $Y_2O_3$  на лопатках газовых турбин, полученные методом осаждения из паров. Делаются попытки нанесения термобарьерных слоев и с применением ДН [5].

\* Исследования проводились при поддержке гранта Президента РФ для научных школ № 2695.2014.1.

Подробное описание технологии ДН приведено в [6, 7]. Высокая температура за фронтом детонации в газовой смеси позволяет расплавить или разогреть до состояния, близкого к плавлению, порошковые частицы даже самых тугоплавких соединений, так что при соударении разогретых и разогнанных газовым потоком частиц с подложкой образуется прочное соединение. Температура продуктов детонации смеси ацетилена с кислородом ( $C_2H_2 + O_2$ ) достигает 4515 К, а их массовая скорость — 1311 м/с [7]. Теоретические и экспериментальные исследования соударения разогретых частиц с подложкой показывают, что затвердевание жидких капель происходит за времена менее миллисекунды (при размерах в десятки микрон), а окончательная форма сплэтов (куполообразная, блинообразная и т.д.) зависит от скорости соударения и температуры частиц [7–9]. В противоположность другим газотермическим технологиям, которые представляют собой непрерывные процессы, ДН является импульсным процессом, реализующимся серией выстрелов. Обычно при напылении темп "стрельбы" детонационной установки составляет не более 10 выстрелов в секунду, поэтому наносимые порции покрытия успевают затвердевать и остывать в промежутках между выстрелами, а теплота отводится от обрабатываемой детали. С помощью ДН можно наносить покрытия на тонкостенные конструкции без их перегрева и разрушения, что позволяет применять этот метод для весьма "деликатного" напыления, например для изготовления модулей каталитических конверторов для получения синтез-газа путем риформинга углеводородов [10]. Несущим элементом модулей является фольга или сетка из жаростойкого сплава, на которую с применением ДН наносится слой оксида алюминия с "развитой" поверхностью.

Широкие возможности для оптимизации свойств детонационных покрытий дает оборудование нового поколения CCDS2000 [11], которое обеспечивает прецизионный контроль всех параметров напыления (состав газовой смеси, заряд газовой смеси на выстрел, количество порошка на выстрел и т.д.). Конструкция

детонационной установки CCDS2000 основана на технических решениях [12–14], обеспечивающих быстрое формирование детонационной волны и эффективный разгон частиц порошка в стволе длиной менее 1 м. Например, в настоящей работе использовался ствол длиной всего 800 мм, объем порошковой дозы на один выстрел составлял около 10 мм<sup>3</sup>. Процесс напыления проводится в сканирующем режиме, когда манипулятор перемещает и/или вращает деталь. Покрытие при этом наносится слой за слоем с непрерывным смещением пятна напыления по поверхности детали. В настоящей статье приводятся свойства керамических покрытий из оксидов алюминия и хрома, а также из YSZ, получаемых на установке CCDS2000, и представлены примеры их использования в различных изделиях.

### Используемые материалы

Для нанесения покрытий использовались порошки оксидов алюминия, хрома и циркония, стабилизированного окисью иттрия (YSZ), свойства которых приведены в табл. 1, а на рис. 1 показана морфология частиц этих порошков.

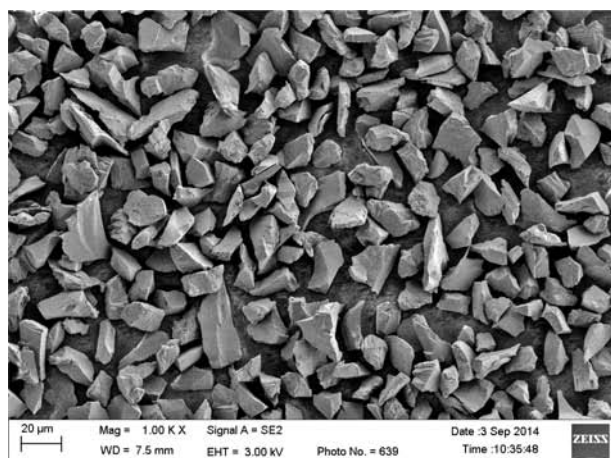
Оксид алюминия может существовать в нескольких кристаллических модификациях:  $\alpha-Al_2O_3$  (корунд),  $\gamma-Al_2O_3$ ,  $\delta-Al_2O_3$ ,  $\theta-Al_2O_3$ ,  $\chi-Al_2O_3$  и др. При высоких температурах все фазы обычно переходят в наиболее устойчивую гексагональную  $\alpha$ -фазу. В этом кристаллическом состоянии оксид алюминия обладает максимальными плотностью и твердостью (9 по Моосу). При детонационном напылении корунда, как показано ниже, наблюдается переход оксида алюминия из  $\alpha$ - в  $\gamma$ -фазу с плотностью 3,68 г/см<sup>3</sup>. Оксид хрома  $Cr_2O_3$  имеет структуру типа корунда и по твердости близок к нему, но является более тугоплавким и коррозионно-стойким. Чистый оксид циркония при комнатной температуре существует в моноклинной форме и при нагреве выше 800...1000 °С переходит в более плотную кубическую модификацию. Чтобы избежать изменения объема при нагреве и охлаждении циркониевой кера-

Таблица 1

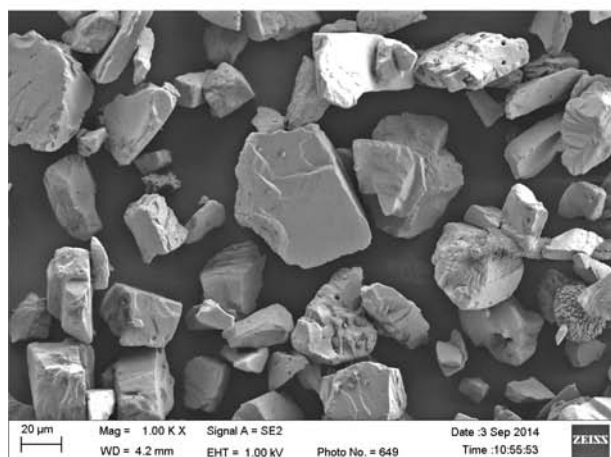
Материал (марка порошка)	Производитель	Средний размер частиц, мкм	Плотность материала, г/см <sup>3</sup>	$T_{пл}$ , °С	$T_{кип}$ , °С
$Al_2O_3$ (корунд M28)	ООО "Инокс", г. Новосибирск	24	3,99	2044	2980
$Cr_2O_3$ (Durmat 600.001)	DURUM GMBH	36	5,21	2435	4000
YSZ (Metco 204NS)	Sulzer Metco	30	5,68	2715	3580

Примечание. В последней строке плотность, температура плавления  $T_{пл}$  и температура кипения  $T_{кип}$  указаны для чистого оксида циркония.

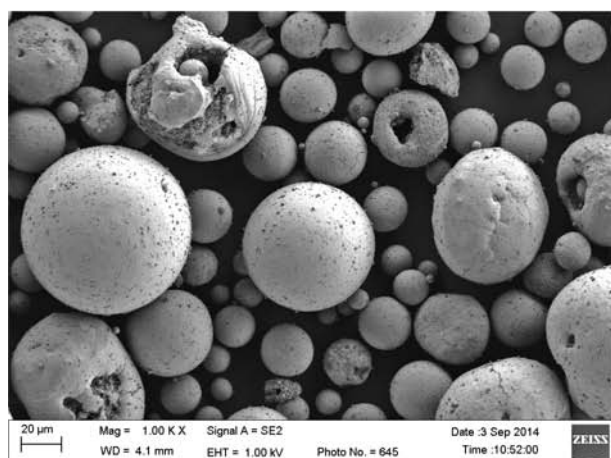
мики, кубическую фазу стабилизируют добавками CaO, MgO и  $Y_2O_3$ . Полученный материал называют частично стабилизированным оксидом циркония. Он обладает высокой жаростойкостью и стойкостью в условиях термоударов.



а)



б)



в)

Рис. 1. Морфология порошков: а –  $Al_2O_3$ ; б –  $Cr_2O_3$ ; в – YSZ

### Получение покрытий и изучение их свойств

Напыление производилось на ацетиленокислородных смесях на детонационной установке CCDS2000 (рис. 2) со стволом диаметром 20 мм, длиной 800 мм. Загрузка (инжекция) порошка производилась на глубине 350 мм от выхода ствола. Обработка режимов велась на образцах из стали 45, которые подвергались пескоструйной обработке электрокорундом с размером зерна около 300 мкм.

Оптимальные технологические параметры напыления для каждого порошка находились экспериментально, путем изучения морфологии сплэтов, полученных в различных режимах напыления (рис. 3). Эта методика позволяет подобрать оптимальный ("нормальный") режим напыления с максимальной скоростью частиц, в котором они нагреваются до полурасплавленного состояния (рис. 3, б). В этом случае в отличие от "холодного" режима (рис. 3, а) уже имеется расплавленный материал, обеспечивающий прочное соединение (сплавление) частиц с подложкой и между собой. С другой стороны, еще нет интенсивного разбрызгивания частиц, сопровождающегося существенной потерей напыляемого материала в условиях "горячего" режима напыления (рис. 3, в). В целом факторов, влияющих на качество покрытия, достаточно много. Это и размеры частиц напыляемого материала, и энергия заряда взрывчатой смеси в стволе установки, и дистанция напыления. Подчеркнем, что кроме достижения максимальных прочностных и физических параметров к покрытиям предъявляется также требование высокой однородности свойств по напыляемой поверхности.

Качество получаемого покрытия зависит и от ширины фракции напыляемого порошка. Типичный разброс в размерах частиц поставляемых порошков составляет несколько десятков микрон, поэтому вместе с частицами, нагретыми в стволе до оптимальной температуры,



Рис. 2. Детонационный комплекс CCDS2000 с трехкоординатной системой сканирования

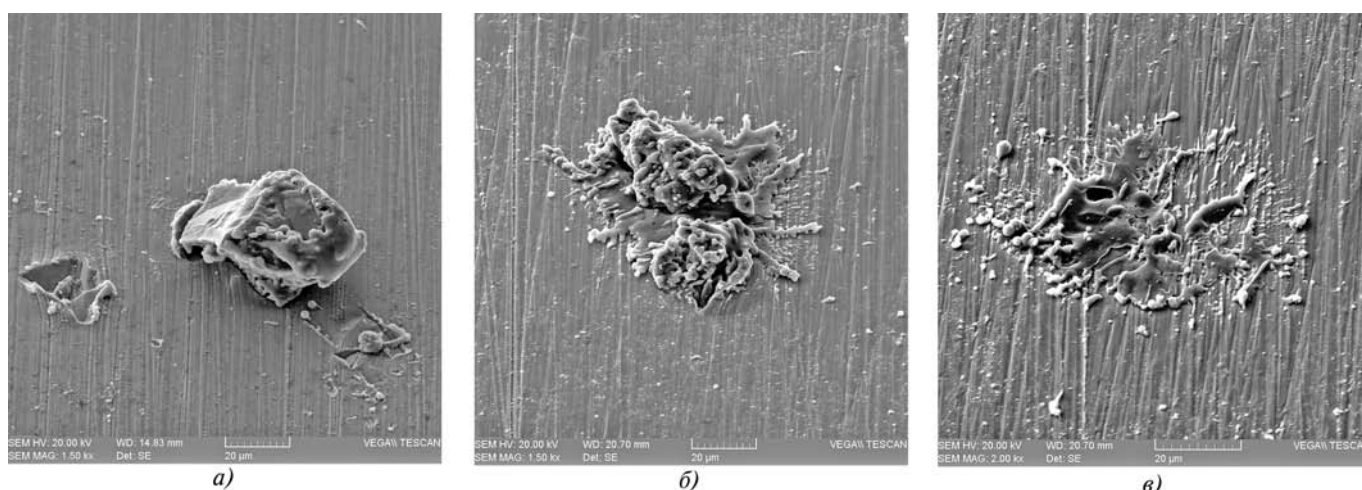


Рис. 3. Фотографии слэтов оксида алюминия, полученные в различных режимах напыления: а — "холодном"; б — "нормальном"; в — "горячем"

с подложкой также сталкиваются непрогретые (нерасплавленные) и перегретые частицы. Холодные частицы вызывают эрозию подложки, а перегретые распадаются в полете на мелкие частицы, которые разбрызгиваются при соударении. Как показывает практика, при наращивании слоя покрытия более 0,5 мм со сканированием обрабатываемой поверхности на близких дистанциях на поверхности возникает ярко выраженная бугристость ("bumps") (рис. 4, а). Бугристые покрытия имеют рыхлую, пористую структуру, что, в частности, у оксида алюминия приводит к резкому спаду удельной электрической прочности покрытия с ростом его толщины. На порошке оксида алюминия узкой фракции (20...28 мкм, производитель ООО "Инокс") путем оптимизации условий напыления удалось избежать бугристости и радикально улучшить качество покрытия (рис. 4, б).

Что касается состава газовой смеси, то в отличие от смесей с восстановительным составом продуктов детонации (например,  $C_2H_2 + O_2$ ), применяемых для напыления карбидов или металлов во избежание их окисления, для напыления оксидной керамики во избежание восстановления следует использовать "более кислородные" смеси. В наших экспериментах качественные покрытия из оксида алюминия получены на стехиометрической смеси  $C_2H_2 + 2,5O_2$  с температурой продуктов детонации 4215 К. Для более тугоплавких порошков окиси хрома и YSZ, чтобы их тоже прогреть до полурасплавленного состояния, потребовалось поднять температуру продуктов детонации до 4339 К, что было сделано за счет уменьшения содержания кислорода в смеси до  $C_2H_2 + 2O_2$ . Параметры продуктов детонации, температура и скорость частиц, а также их фазовое состояние на вылете из ствола рассчитывались с помощью компьютерного пакета LII [15]. Данные по скоростям  $V_d$  для частиц среднего размера (см. табл. 1),

приведенные в табл. 2, показывают, что при детонационном напылении частицы даже "тяжелых" оксидов ( $Cr_2O_3$  и YSZ) ускоряются практически до 0,5 км/с, что в несколько раз превышает скорость частиц при плазменном напылении.

При анализе свойств покрытий микроструктура изучалась с помощью металлографического микроскопа OLYMPUS GX-51 и сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50 XVP, прочность связи

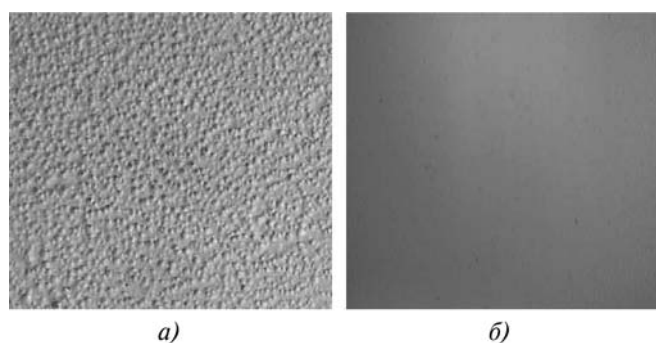


Рис. 4. Влияние параметров напыления на качество покрытия из оксида алюминия:

а — рыхлое покрытие с бугристостью (неоптимальные параметры напыления); б — плотное, прочное покрытие с низкой шероховатостью (оптимальный режим напыления)

Таблица 2

Материал покрытия	Взрывчатая смесь	$V_d$ , м/с	$\sigma$ , МПа	HV 200	Пористость, %
$Al_2O_3$	$C_2H_2 + 2,5O_2$	627	$70 \pm 0,5$	$1200 \pm 90$	0,6
$Cr_2O_3$	$C_2H_2 + 2O_2$	494	$65 \pm 0,5$	$1550 \pm 144$	0,8
YSZ	$C_2H_2 + 2O_2$	485	$35 \pm 0,5$	$930 \pm 265$	4,5



(адгезия)  $\sigma$  определялась на испытательной машине TC-FR/00TL с использованием штифтовой методики, описанной в [16], пористость определялась на приборе OLYMPUS GX-51 со специальной приставкой, микротвердость HV 200 измерялась на приборе DuraScan-50 и электрическая прочность тестировалась прибором GW Instek GPT-79802.

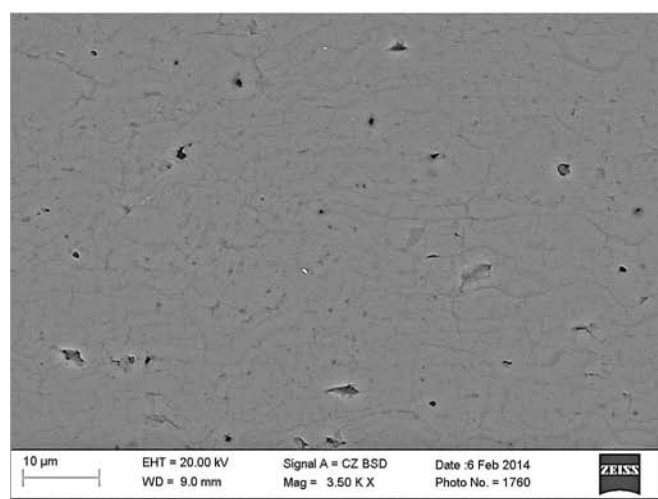
### Обсуждение результатов

Для нанесения оксидных керамических покрытий широко применяется плазменное напыление [17–19], однако добиться высокой плотности покрытия при использовании этого метода не удается — характерная пористость плазменных покрытий из оксида алюминия — около 5 %. Например, в [17, 18] пористость покрытия составляла 8,7...9,8 %, при этом усредненная микротвердость покрытия не превышала 950 HV 200, что намного меньше твердости монокристаллов корунда или спеченной керамики (выше 1600 HV 200). Значительно лучшие результаты получены при детонационном напылении оксида алюминия [20], в частности была достигнута микротвердость 1200 HV 200. В нашем исследовании при напылении оксидов алюминия и хрома на установке CCDS2000 удалось добиться рекордных результатов, которые иллюстрируют фотографии микроструктуры, приведенные на рис. 5.

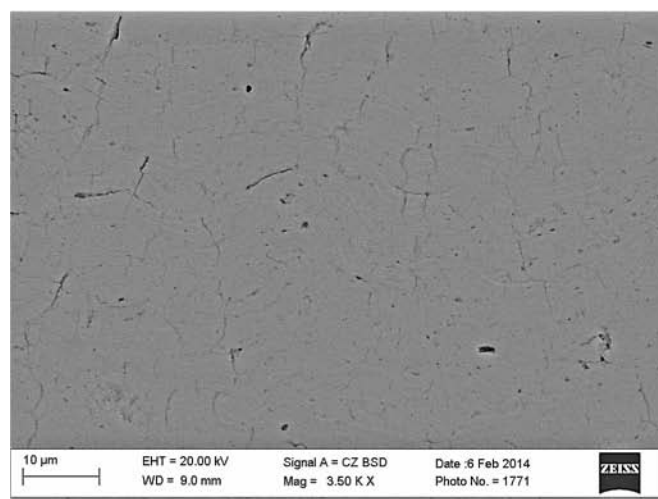
Пористость покрытий из  $Al_2O_3$  и  $Cr_2O_3$  — менее 1 %, а высокая плотность керамики обуславливает ее высокую микротвердость (см. табл. 2).

Для термобарьерных YSZ-покрытий, наоборот, заметная (около 10 %) пористость необходима для демпфирования разрушения покрытия при термоциклировании в условиях эксплуатации. Полученное детонационное YSZ-покрытие имеет пористость около 5 % и по структуре (рис. 5, в) весьма похоже на плазменные покрытия [21].

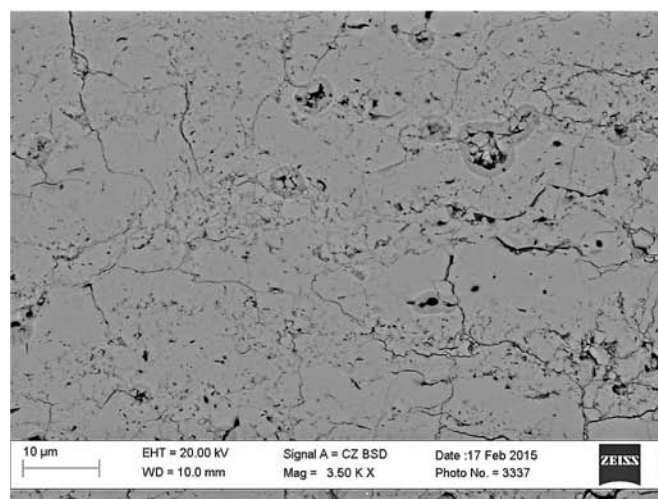
Средние значения адгезии полученных на CCDS2000 покрытий составляют 70, 65 и 35 МПа для  $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$  и YSZ соответственно. Измерения выполнены на штифтовых образцах из стали, при этом разрыв проходил по границе материалов, керамики на штифтах практически не оставалось (рис. 6, а). Заметно увеличить адгезию можно, если детонационным методом предварительно нанести на подложку тонкий (порядка 50 мкм) слой металлического, например никромового, покрытия, прочность связи которого достигает 150 МПа, а затем нанести керамическое покрытие. При этом прочность связи покрытия  $Al_2O_3$  и  $Cr_2O_3$  увеличивается до 100 МПа и разрушение идет по слою керамики, т.е. тестируется когезия покрытия (рис. 6, б). Для сравнения укажем, что, например, плазменное покрытие  $Al_2O_3 + 13 \%$  мас.  $TiO_2$  имеет максимальную прочность соединения 41,2 МПа только после дополнительного



а)



б)



в)

Рис. 5. Микроструктура детонационных покрытий: а —  $Al_2O_3$ ; б —  $Cr_2O_3$ ; в — YSZ

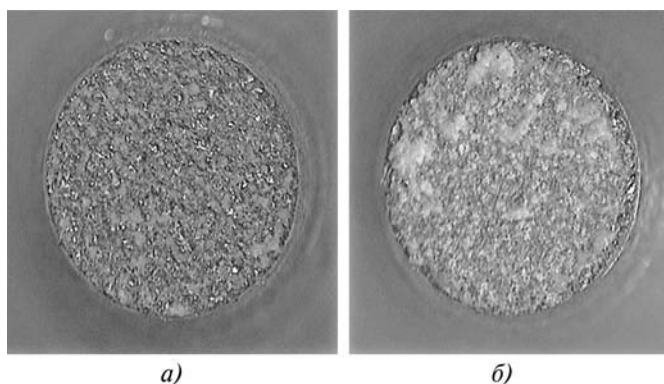


Рис. 6. Поверхность штифта после отрыва покрытия:  
а — стальной штифт; б — стальной штифт с подслоем из нихрома

отжига при 500 °С [19], что не всегда можно реализовать при защите покрытиями реальных изделий.

В термобарьерных системах [21] под керамику напыляется подслой из сплавов MeCrAlY, который дополнительно выполняет функцию согласования КТР (коэффициентов термического расширения) с подложкой из жаропрочных сплавов. При напылении сплава NiCrAlY марки AMPERIT на CCDS2000 получена адгезия 180 МПа.

Как отмечено выше, оксидные покрытия часто используют для электроизоляции. В [22] изучали электрические свойства покрытий, полученных методом HVOF из суспензии (S-HVOF) и по обычной технологии HVOF. Оба покрытия при низкой влажности (до 40 %) имели электросопротивление около  $10^{11}$  Ом·м, но при высокой влажности (97 %) электропроводность S-HVOF покрытий была в диапазоне  $10^7 \dots 10^{11}$  Ом·м, а у HVOF-покрытий — порядка  $10^6$  Ом·м. Обычно диэлектрическая прочность покрытий зависит от их толщины. У HVOF-покрытий этот параметр изменяется от 32 до 10 кВ·мм<sup>-1</sup> при изменении толщины от 100 до 200 мкм [22]. Оксидные детонационные покрытия, получаемые по технологии CCDS, имеют более высокие показатели диэлектрической прочности (рис. 7). Это объясняется их низкой пористостью (< 1 %) и полным отсутствием микротрещин при напылении в оптимальных режимах.

Рентгеновская дифрактометрия показывает, что при напылении происходит фазовое превращение в оксиде алюминия. На рис. 8 видно, что начальный порошок состоит из  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в то время как покрытие — в основном из  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (96 %) и небольшого количества  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (4 %). Размер зон когерентного рассеяния у порошка 214 нм, а в покрытии этот параметр равен 135 нм для  $\alpha$ - и 29 нм для  $\gamma$ -фазы соответственно. Данный результат довольно неожиданный, так как выше упоминалось, что  $\alpha$ -фаза более стабильна при высоких температурах.

В качестве гипотезы можно предположить, что фазовый переход происходит при охлаждении частиц, попадающих на подложку. Маленькие и более горячие частицы при соударении деформируются (сплющиваются) сильнее, толщина сплэта мала, и он охлаждается быстро за счет интенсивного теплоотвода в подложку. Большие и менее прогретые частицы деформируются меньше, толщина их сплэтов больше, поэтому охлаждение происходит медленно и фазовый переход  $\alpha \rightarrow \gamma$  успевает произойти. Таким образом, можно заключить, что скорость, температура и размер частицы в момент столкновения с подложкой влияют на фазовый переход, поскольку форма сплэта зависит от этих параметров.

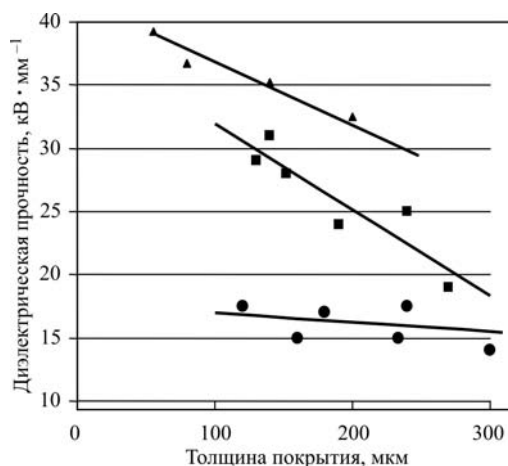


Рис. 7. Зависимости диэлектрической прочности от толщины покрытия для детонационных и плазменных покрытий:  
▲ — покрытия CCDS2000; ■ — другие ДН-покрытия [23]; ● — плазменные покрытия [23]

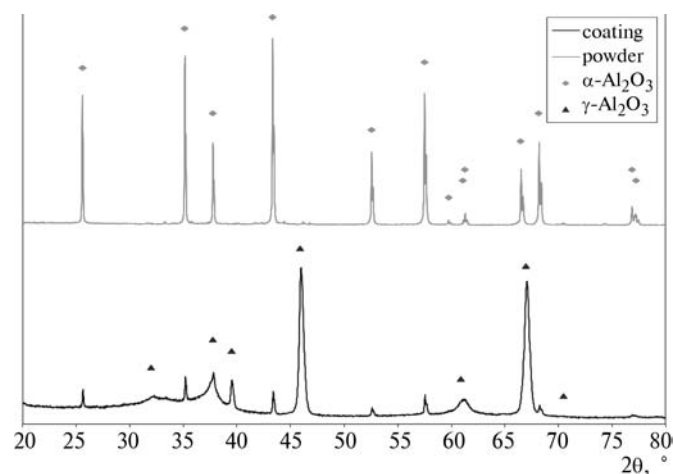


Рис. 8. XRD-диаграммы порошка оксида алюминия (вверху) и оксидного покрытия (внизу), полученного детонационным напылением

### Практическое применение оксидных детонационных покрытий

По опыту промышленного использования комплекса CCDS2000, широкое распространение получили детонационные покрытия из оксида алюминия. Это и упомянутая выше технология формирования подложки для осаждения катализаторов из благородных металлов в конверторах-генераторах синтез-газа, и упрочняющие кислотоупорные покрытия на плунжерах насосов для перекачки агрессивных жидкостей, включая



Рис. 9. Ниппель буровой колонны с резьбой, изолированной детонационным покрытием из  $Al_2O_3$  толщиной 300...700 мкм



Рис. 10. Вал печатной машины с защитным детонационным покрытием из  $Cr_2O_3$  толщиной 300 мкм



Рис. 11. Жаровый канал с огнезащитным детонационным покрытием из YSZ толщиной 500 мкм на подслое из NiCrAlY

жидкий свинец, и поглощающий микроволновое излучение защитный слой на деталях лазеров на свободных электронах, и огнезащита на углепластике и углерод-углеродных композитах, а наиболее востребована электроизоляция из оксида алюминия. Тонкого слоя детонационного покрытия  $Al_2O_3$  (не более 100 мкм) уже достаточно для предотвращения контактного замыкания в различных электротехнических устройствах, работающих при напряжениях 220 (380) В, а при толщине около 0,5 мм покрытие обеспечивает надежную изоляцию в высоковольтной (до 5 кВ) аппаратуре даже в условиях жесткой радиации. Наконец, по-своему уникальной является технология электроизоляции методом детонационного напыления резьбового соединения элементов буровой колонны (рис. 9).

Керамическое покрытие из оксида хрома традиционно применяется для упрочнения поверхности с формированием специального рельефа на валах печатных машин. Полученные на CCDS2000 практически беспористые покрытия из  $Cr_2O_3$  позволяют решать эту задачу наиболее эффективно (рис. 10).

Сохранение заметной пористости в детонационных YSZ-покрытиях позволяет рассчитывать на использование их по основному назначению — для формирования термобарьерных систем (ТБС), при этом важным преимуществом в данном случае является возможность формирования необходимого для ТБС трехслойного композита  $MeCrAlY-Al_2O_3-YSZ$  в рамках одного метода напыления, формируя высокопрочную (до 180 МПа) связь с подложкой и практически беспористую защиту от деградации алюминия из жаропрочного сплава подложки. Другое применение YSZ — формирование огнезащиты на разовых изделиях, когда требуется при воздействии высокотемпературных (до 2000 °С и выше) газовых потоков предотвратить разрушение изделия в течение получаса и менее (рис. 11).

### Заключение

Проведенное исследование показало, что детонационный комплекс нового поколения CCDS2000 позволяет получать из оксидов высококачественные функциональные покрытия широкого назначения.

На основе анализа столкновения напыляемых керамических частиц с подложкой было установлено, что наиболее плотное и максимально прочное покрытие формируется высокоскоростными частицами в полурасплавленном состоянии. Применение металлического детонационного подслоя позволило увеличить прочность связи керамического покрытия с основой до 100 МПа. За счет вариации дистанции напыления при оптимальных схемах сканирования удалось добиться формирования "толстых" (до 1 мм и более) однородных покрытий из оксида алюминия и хрома на больших по-

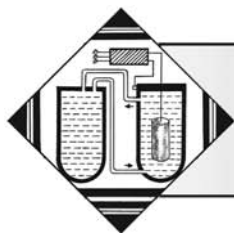
верхностях с рекордной плотностью без потери защитных свойств при наращивании слоя покрытия.

Показано, что детонационным способом из оксида циркония, стабилизированного окисью иттрия, можно получать пористые покрытия, по структуре подобные получаемым плазменным напылением. Отработано формирование трехслойных термобарьерных систем.

Разработана серия промышленных технологий. Десятками исчисляется номенклатура обрабатываемых изделий, а число выпускаемых деталей с защитными покрытиями из оксидов — тысячами в год.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Deposition** of Dense Ceramic Coatings by Detonation Spraying / V. Ulianitsky, A. Shtertser, I. Batraev, I. Smurov // Proceed. of the Intern. Thermal Spray Conf. (ITSC-2014), May 21–23, 2014, Barcelona, Spain — DVS — Berichte. Vol. 302. DVS Media GmbH, Düsseldorf. 2014. P. 349–352.
2. **Детонационное** напыление — для решения задач водородной энергетики / В.Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин и др. // Альтернативная энергетика и экология. 2006. № 9. С. 76–81.
3. **Molchan J., Pinto P., McCullough R.** Trial coating for anilox rolls shows promise // Transactions of the institute of metal finishing. 2002. V. 80. Pt. 5. P. B70–B71.
4. **Clarke D.R., Oechsner M. and Padture N.P.** Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines // MRS Bulletin. 2012. Vol. 37. P. 891–898.
5. **Microstructure** and Properties of Detonation-Sprayed Thermal Barrier  $ZrO_2$  Coatings / V.E. Oliker, S.A. Abdurashitova, I.S. Martsenyuk et al. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 2013. Vol. 52. No. 1–2. P. 83–89.
6. **Ульяницкий В.Ю.** Физические основы детонационного напыления: Дис... д-ра физ.-мат. наук. Новосибирск, 2001.
7. **Computer-controlled** detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications / V. Ulianitsky, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // J. Thermal Spray Technol. 2011. Vol. 20. Iss. 4. P. 791–801.
8. **Черепанов А.Н., Попов В.Н., Солоненко О.П.** Объемная кристаллизация капли никеля, содержащей тугоплавкие наночастицы, при соударении с подложкой // ПМТФ. 2006. Т. 47. № 1. С. 29–34.
9. **Collision** of Particles with Solid Substrate under Detonation Spraying: Detonation Splats / S.B. Zlobin, V.Yu. Ulianitsky, A.A. Shtertser, I. Smurov // Proceed. of the Intern. Thermal Spray Conf. (ITSC-2009), USA, Las Vegas. May 2–4. 2009. P. 714–717.
10. **Носитель** катализатора на металлической основе (варианты) и способ его приготовления (варианты) / Тихов С.Ф., Садыков В.А., Ульяницкий В.Ю., Павлова С.Н., Снегуренко О.И. // Пат. РФ 2234978 от 27.08.2004.
11. **В.Ю. Ульяницкий.** CCDS2000 — оборудование нового поколения для детонационного напыления // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 10. С. 36–41.
12. **Установка** для детонационного напыления покрытий / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин // Пат. РФ 2399431 от 20.09.2010.
13. **Установка** для детонационного напыления покрытий / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин // Пат. РФ 2399430 от 20.09.2010.
14. **Импульсный** дозатор порошка / В.Ю. Ульяницкий, А.Л. Кирякин, А.А. Штерцер, С.Б. Злобин // Пат. РФ 2400310 от 27.09.2010.
15. **Computational** Code for Detonation Spraying Process / T.P. Gavrilenko, Yu.A. Nikolaev, V.Yu. Ulianitsky et al // Thermal Spray: Meeting the Challenges of the 21st Century, C. Coddet, Ed., May 25–29, 1998 (Nice, France), ASM International, 1998. P. 1475–1483.
16. **О штифтовом** методе измерения прочности связи термических покрытий / Т.П. Гавриленко, С.Б. Злобин, Ю.А. Николаев, В.Ю. Ульяницкий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 8. С. 54–56.
17. **О. Sarikaya.** Effect of some parameters on microstructure and hardness of alumina coating prepared by the air plasma spraying process // Surface & Coatings Technology. 190 (2005). P. 388–393.
18. **A. Vardelle, M. Vardelle, P. Fauchais.** Influence of velocity and surface temperature of alumina particles on the properties of plasma sprayed coatings // Plasma Chemistry and Plasma Processing. 2 (1982). Iss. 3. P. 255–291.
19. **Effect** of Vacuum Annealing on the Characteristics of Plasma Sprayed  $Al_2O_3$ -13wt. % $TiO_2$  Coatings / Zhang Jingjing, Wang Zehua, Lin Pinghua, et al. // J. of Therm. Spray Technol. 21 (2012). Iss. 5. P. 782–791.
20. **G. Sudararadjan, D. Sen, G. Sivakumar.** The Tribological Behavior of Detonation Sprayed Coatings: The Importance of Coating Process Parameters // Wear. 258 (2005). P. 377–391.
21. **H. Herman, S. Sampath, R. McCune.** Thermal spray: Current status and future trends // MRS Bull. 25 (2000). Iss. 7. P. 17–25.
22. **Comparison** of the Microstructural Characteristics and Electrical Properties of Thermally Sprayed  $Al_2O_3$  Coatings from Aqueous Suspensions and Feedstock Powders / Filofteia-Laura Toma, Lutz-Michael Berger, Stefan Scheitz et al. // J. of Therm. Spray Technol. 21 (2012). Iss. 3–4. P. 480–488.
23. **Баргенов С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И.** Детонационные покрытия в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1982.



## Электроосаждение никеля из низкоконцентрированного электролита никелирования

*Представлены результаты электроосаждения никелевого покрытия из низкоконцентрированных электролитов никелирования в гальваностатическом (стационарном) и импульсном режимах электролиза. Установлено влияние состава электролита и режима электроосаждения никелевого покрытия на выход по току и морфологию формирующегося покрытия.*

**Ключевые слова:** никель, электролит, покрытие, импульсный режим, добавка РАДО, выход по току.

*The results of electrodeposition of nickel-plating of nickel dilute electrolytes in galvanostatic (stationary) and pulsed modes of electrolysis. The influence of the electrolyte composition and mode of electrodeposition of nickel coating on the current efficiency and the morphology of the coating is formed.*

**Keywords:** nickel, electrolyte, coating, pulse mode, the RADO additive, the current efficiency.

### Введение

Электрохимическому никелированию уделено достаточно много внимания в литературе [1–10], однако остаются вопросы, требующие рассмотрения: повышение экономичности, экологичности процесса. В частности, представляет интерес электроосаждение никелевого покрытия из малокомпонентных и низкоконцентрированных электролитов никелирования без добавок поверхностно-активных веществ (ПАВ) или при минимальном их количестве при сохранении требуемых качеств покрытия. Самыми распространенными в промышленном производстве являются сульфатные электролиты типа электролита Уоттса, использующиеся вместе с органическими добавками, которые позволяют получать осадки с заданными характеристиками. Действие добавок протекает по адсорбционному механизму [2, 11] и может быть основано на увеличении рН в прикатодном слое в результате повышенного расхода ионов водорода и последующего образования гидроокиси никеля [11]. При промышленном производстве никелевого покрытия применяют добавку РАДО, производимую Atotech-Chemeta (г. Вильнюс). Представляет интерес использование данной добавки при разработке низкоконцентрированного электролита никелирования. Это и предопределило **цель настоящей работы**, которая состояла в изучении процесса элек-

троосаждения никеля из малокомпонентного сульфатно-хлоридного электролита с добавкой ПАВ.

### Методика проведения эксперимента

Электроосаждение никеля проводилось на стальную основу (08кп) из кислого электролита состава  $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  — 140 г/л,  $\text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  — 70 г/л,  $\text{H}_3\text{BO}_3$  — 25 г/л и электролита указанного состава с добавкой РАДО — 2 мл/л. В изучаемых растворах измерялись вязкость и плотность в диапазоне температур от 25 до 55 °С. Температура поддерживалась с точностью  $\pm 0,5$  °С с помощью термостата U-15. Кинематическая вязкость  $\nu$  измерялась вискозиметром ВПЖ-2м, плотность — набором денсиметров АОН-1. Проводилось 3...5 параллельных опытов. Воспроизводимость экспериментальных результатов оценивалась с помощью критерия Кохрена. Рабочая поверхность стальных электродов подвергалась механическому шлифованию наждачной бумагой (ГОСТ 10054—82), химическому обезжириванию в растворе состава  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  — 40 г/л,  $\text{Na}_3\text{PO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$  — 40 г/л,  $\text{NaOH}$  — 40 г/л в течение 120 с и последующему травлению в растворе  $\text{HCl}$  — 150 г/л в течение 60 с.

Поляризация осуществлялась в гальваностатическом (стационарном) и импульсном режимах с помощью потенциостата Р-8, разработанного на базе высококачествен-

ного операционного усилителя с управлением от встроенного микропроцессора с выходом на персональный компьютер. Диапазон плотности тока варьировался от 3,5 до 6,0 А/дм<sup>2</sup>. Потенциал рабочего электрода измерялся относительно хлоридсеребряного электрода сравнения. При использовании импульсного режима отношение времени катодной поляризации  $t_k$  к времени паузы  $t_n$  составляло 1 с/0,08 с. Морфология свежесажденного покрытия анализировалась с помощью металлографического цифрового микроскопа марки АЛЬТАМИ МЕТ при увеличении в 800 раз. Выход по току определялся по привесу — увеличению массы образца и рассчитывался по формуле

$$V_T = \frac{m_{\text{практ}}}{m_{\text{теор}}} \cdot 100\%$$
 Привес  $m_{\text{практ}}$  измерялся с точностью до 0,0001 г на аналитических весах марки Ohaus PA-64. Рассеивающая способность определялась при помощи метода Фильда. Адгезия Ni-покрытий оценивалась по ГОСТ 9.302—88 путем нанесения сетки царапин.

### Результаты и их обсуждение

На основании ранее изученных физико-химических свойств электролитов никелирования состава NiSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O — 140 г/л, NiCl<sub>2</sub>·6H<sub>2</sub>O — 70 г/л, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> — X г/л (где X от 10 до 40) [12] для электроосаждения никеля была выбрана концентрация H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> — 25 г/л, при которой в растворе возможно образование комплексного соединения (координационное число  $n = 3$ ), но при этом обеспечивается высокая проводимость рабочего раствора при температуре 25...35 °С. В электролит указанного состава вводилась промышленно применяемая добавка РАДО в количестве 2 мл/л. Введение добавки РАДО в электролит состава NiSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O — 140 г/л, NiCl<sub>2</sub>·6H<sub>2</sub>O — 70 г/л, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> — 25 г/л приводит к изменению плотности раствора  $d$ , г/см<sup>3</sup>, его динамической вязкости  $\eta = \nu d$ , электропроводности  $\chi$  (табл. 1).

В диапазоне температур 25...40 °С присутствие

Таблица 1

Динамическая вязкость  $\eta$ , Па·с, и удельная электропроводность  $\chi$ , мСм/см, исследуемых растворов

Состав электролита	Температура электролита, °С													
	25		30		35		40		45		50		55	
	$\eta$	$\chi$	$\eta$	$\chi$	$\eta$	$\chi$	$\eta$	$\chi$	$\eta$	$\chi$	$\eta$	$\chi$	$\eta$	$\chi$
NiSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O — 140 г/л, NiCl <sub>2</sub> ·6H <sub>2</sub> O — 70 г/л, H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> — 25 г/л	0,147	52,7	0,137	60,6	0,124	76,2	0,121	91,8	0,114	98,3	0,107	109,2	0,098	116,4
NiSO <sub>4</sub> ·7H <sub>2</sub> O — 140 г/л, NiCl <sub>2</sub> ·6H <sub>2</sub> O — 70 г/л, H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> — 25 г/л, РАДО — 2 мл/л	0,152	57,5	0,132	70,9	0,123	79,1	0,120	88,7	0,115	95,5	0,108	103,5	0,101	108,0

Таблица 2

Нанесение никелевого покрытия толщиной 15 мкм на сталь 08КП при стационарном режиме электролиза из электролита состава 1: NiSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O — 140 г/л, NiCl<sub>2</sub>·6H<sub>2</sub>O — 70 г/л, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> — 25 г/л и состава 2: NiSO<sub>4</sub>·7H<sub>2</sub>O — 140 г/л, NiCl<sub>2</sub>·6H<sub>2</sub>O — 70 г/л, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> — 25 г/л, РАДО — 2 мл/л

$i_k$ , А/дм <sup>2</sup>	Температура электролита, °С	$V_T \pm 0,2\%$	
		Электролит состава 1	Электролит состава 2
3,5	25	84	90
	30	85	90
	35	86	91
4,0	25	91	83
	30	91	83
	35	92	84
4,5	25	98	80
	30	98	80
	35	98	80
5,0	25	91	84
	30	92	83
	35	92	83
6,0	25	88	94
	30	88	95
	35	88	96

Таблица 3

Влияние плотности тока процесса и присутствия добавки РАДО на перенапряжение кристаллизации  $\eta_{кр}$  при электроосаждении никеля на сталь 08кп при температуре 25 °С

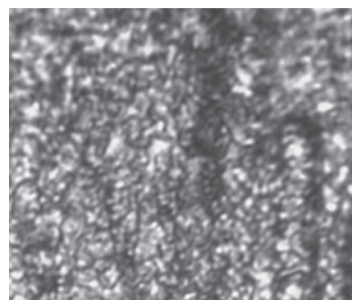
Состав электролита	$i_k, \text{A/дм}^2$	$\eta_{кр}, \text{В}$
$\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 140 \text{ г/л}, \text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O} - 70 \text{ г/л}, \text{H}_3\text{BO}_3 - 25 \text{ г/л}$	3,5	0,001
	4,0	0,001
	4,5	0,002
	5,0	0,026
	6,0	0,020
$\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 140 \text{ г/л}, \text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O} - 70 \text{ г/л}, \text{H}_3\text{BO}_3 - 25 \text{ г/л}, \text{РАДО} - 2 \text{ мл/л}$	3,5	0,066
	4,0	0,090
	4,5	0,090
	5,0	0,020
	6,0	0,035

Таблица 4

Нанесение никелевого покрытия толщиной 15 мкм на сталь 08кп при импульсном режиме электролиза из электролита состава 1:  $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 140 \text{ г/л}, \text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O} - 70 \text{ г/л}, \text{H}_3\text{BO}_3 - 25 \text{ г/л}$  и состава 2:  $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 140 \text{ г/л}, \text{NiCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O} - 70 \text{ г/л}, \text{H}_3\text{BO}_3 - 25 \text{ г/л}, \text{РАДО} - 2 \text{ мл/л}$

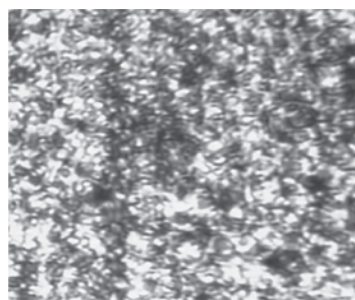
$i_k, \text{A/дм}^2$	Температура электролита, °С	$V_t \pm 0,2 \%$	
		Электролит состава 1	Электролит состава 2
3,5	25	93	96
	30	93	96
	35	93	96
4,0	25	95	97
	30	95	97
	35	95	97
4,5	25	97	98
	30	97	98
	35	97	98
5,0	25	97	97
	30	97	97
	35	97	97
6,0	25	90	91
	30	92	91
	35	92	91

$i_k = 4,5 \text{ A/дм}^2$



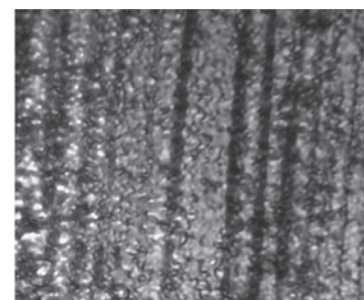
а)

$i_k = 4,0 \text{ A/дм}^2$



б)

$i_k = 4,5 \text{ A/дм}^2$



Морфология поверхности никелевых покрытий, электроосажденных в импульсном режиме из электролитов состава 1 (а) и 2 (б). Температура раствора 25 °С ( $\times 800$ )

добавки РАДО способствует увеличению электропроводности раствора, обеспечивает повышение рассеивающей способности (РС) электролита до 26 % (РС электролита без РАДО составляет 22 %). Таким образом, введение добавки РАДО в электролит должно обеспечить получение равномерных никелевых покрытий. Результаты электроосаждения никелевого покрытия из электролитов изучаемых составов при использовании стационарного режима электролиза приведены в табл. 2.

Как следует из данных, приведенных в табл. 2, выход по току  $V_t$  в электролите без добавки ПАВ достигает максимального значения (98 %) при катодной плотности тока  $i_k = 4,5 \text{ А/дм}^2$ . С введением добавки РАДО наблюдается значительное снижение  $V_t$  в диапазоне катодных плотностей тока  $4,0\text{--}5,0 \text{ А/дм}^2$ . Отсутствие увеличения видимого выделения газообразного водорода позволяет предположить, что снижение  $V_t$  связано с экранированием поверхности электрода добавкой РАДО. Об этом свидетельствует и большее перенапряжение кристаллизации при электроосаждении никеля из электролита состава 2 (табл. 3).

В целях повышения выхода по току никеля был использован импульсный режим электролиза (табл. 4).

Как следует из полученных результатов, применение импульсного тока расширяет диапазон плотностей тока от  $4,0$  до  $5 \text{ А/дм}^2$ , при котором не только возрастает  $V_t$ , но и электроосаждаются равномерные, хорошо сцепленные со стальной основой покрытия (рисунок).

### Выводы

Таким образом, проведенные исследования показали возможность применения низкоконтрированного электролита никелирования с добавкой ПАВ при электроосаждении в импульсном режиме для получения равномерных матовых никелевых покрытий с выходом по току  $96\text{--}98 \%$ .

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гальванические** покрытия: Справочник. В 2 т. / под ред. М.А. Шлугера и Л.Я. Тока. М.: Машиностроение, 1985. 238 и 246 с.
2. **Левин А.И.** Электрохимия цветных металлов. М.: Металлургия, 1982. 255 с.
3. **Библиотечка** гальванотехника / под ред. П.М. Вячеславова. Вып. 3. Л.: Машиностроение, 1983. 96 с.
4. **Бинкаускене Э.** Влияние состава разбавленных электролитов никелирования на физико-механические свойства осаждаемых электролитических покрытий // Журнал прикладной химии. Т. 78. № 4. 2005. С. 372—374.
5. **Исследование** электродных процессов при электроосаждении никеля из ацетатных электролитов / Н.Т. Кудрявцев, Е.И. Лосева, Т.Е. Цупак, В.В. Мельников // Изв. АН Латв. ССР. Сер. Хим. 1980. № 3. С. 301—303.
6. **Шептица Б.** Влияние органических соединений на электрокристаллизацию никеля // Электрохимия. Т. 37. № 7. 2001. С. 805—810.
7. **Исследование** свойств никелевых покрытий, осажденных из хлоридного электролита / А.В. Арзуманова, В.И. Балакай, И.Ф. Бырылов и др. // Гальванотехника и обработка поверхности. Т. 17. № 4. 2009. С. 32—38.
8. **Соцкая Н.В., Долгих О.В.** Электроосаждение никеля из глицинсодержащих электролитов с различными значениями рН // Физикохимия поверхности и защита материалов. Т. 44. № 5. 2008. С. 514—521.
9. **Павлатоу Э.А., Спиреллис Н.** Влияние условий импульсного осаждения металла на структуру и свойства нанокристаллических покрытий из чистого никеля и никелевых композитов // Электрохимия. Т. 44. № 6. 2008. С. 802—811.
10. **Кудрявцев Т.Н., Цупак Т.Е., Пшилуски Я.Б.** Электролитическое покрытие никелем при высоких плотностях тока // Защита металлов. Т. 3. 1967. С. 447—453.
11. **Дамаскин Б.Б., Петрий О.А., Батраков В.В.** Адсорбция органических соединений на электродах. М.: Наука, 1968. 333 с.
12. **Соловьева Н.Д., Фролова И.И., Легкая Д.А.** Физико-химические свойства малокомпонентного электролита никелирования // Конденсированные среды и межфазные границы. Т. 16. № 2. 2014. С. 201—205.

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

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

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

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

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

Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 04.06.2015 г. Подписано в печать 19.08.15 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)