ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (93)
сентябрь
2012

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**
д-р техн. наук,
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного совета**
д-р техн. наук, заслуженный деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного редактора**
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**
д-р техн. наук
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д-р техн. наук
А.В. КИРИЧЕК
д-р техн. наук
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**
Ю.П. АНКУДИМОВ
А.П. БАБИЧЕВ
В.П. БАЛКОВ
В.М. БАШКОВ
А.И. БЕЛИКОВ
А.И. БОЛДЫРЕВ
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Е.Д. МАКАРЕНКО
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**
Л.П. ШЕСТОПАЛОВА
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, 269-66-00, 268-40-77.

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

**Ибрагимов А.Р., Ильинкова Т.А.** О модуле Юнга теплозащитных покрытий на основе оксида циркония . . . 3

### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

**Григорьев С.Н., Кропоткина Е.Ю.** Технологическое управление качеством поверхностного слоя по заданному закону упрочнения . . . 8

### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

**Верхотуров А.Д., Иванов В.И., Бурумкулов Ф.Х., Гордиенко П.С., Панин Е.С., Коневцов Л.А.** Эффективность процесса электроискрового легирования (ЭИЛ) при поверхностном упрочнении стали 10 . . . 13

**Коротков В.А.** 10 лет применению ручной плазменной закалки . . . 20

### ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

**Рогов В.А., Шкарупа М.И.** Исследование магнетронного напыления нанопокрытий на поверхность деталей из конструкционной керамики после механической обработки . . . 25

**Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Рельеф поверхности и структура электровзрывных композиционных поверхностных слоев системы титан–бор–медь . . . 30

### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

**Безъязычный В.Ф., Аверьянов И.Н., Ситникова М.Н.** Восстановительный ремонт поверхностей деталей методами аргонодуговой наплавки и газоплазменного напыления . . . 34

**Ноженков М.В.** Кристаллическая структура и свойства покрытий, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами . . . 38

**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**

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2012**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (93)
September
2012

Since 2005, January

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

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

**Editorial Assistants**
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. BOLDIREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

**Edition:**
L.P. SHESTOPALOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. 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

## CONTENTS

### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

**Ibragimov A.R., Ilinkova T.A.** About the young's modulus of zirconia - based thermal barrier coatings . . . . . 3

### MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

**Grigoriev S.N., Kropotkina E.Yu.** Process management of the surface layer quality in accordance with the given hardening law in the course of rolling. . . . . 8

### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

**Verchoturov A.D., Ivanov V.I., Burumkulov P.K., Gordienko P.S., Panin E.S., Konevtsov L.A.** Efficiency of process ESA at superficial hardening of a steel of 10. . 13

**Korotkov V.A.** 10 years of manual plasma hardening application . . . . . 20

### POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

**Rogow V.A., Shkarupa M.I.** Research on magnetron nano-sputtering on the surface of parts made of structural ceramics after machining. . . . . 25

**Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E.** The topography and structure of the electric-explosion composition of the surface layers of titanium–boron–copper . . 30

### PROCESSING BY COMBINED METHODS

**Bezyazychny V.F., Averyanov I.N., Sitnikova M.N** Refurbishment of surfaces by gas evaporation . . . . . 34

**Nozhenkov M.V.** Crystal structure and properties of coatings deposited by vacuum ion-plasma methods . . . . . 38

**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**

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2012**

УДК 629.7.023.222

**А.Р. Ибрагимов, Т.А. Ильинкова** *(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева, г. Казань)*
*E-mail: ibragimovscript@mail.ru*

# О модуле Юнга теплозащитных покрытий на основе оксида циркония

*Обоснован выбор метода четырехточечного изгиба многослойной балки для определения модуля Юнга керамического слоя теплозащитного покрытия. Представлены результаты по оценке модуля Юнга керамического слоя, а также прочности и жесткости теплозащитных покрытий различного состава и толщин.*
***Ключевые слова:*** *модуль Юнга, прочность, жесткость двухслойных теплозащитных покрытий.*

*The method of four-point bending of a multilayered beam is choosing to determine the Young's modulus of ceramic thermal barrier coatings. Presents the results of the evaluation of Young's modulus of the top layer and strength and stiffness of thermal barrier coatings of different compositions and thicknesses.*
***Keywords:*** *Young's modulus, strength, stiffness of plasma bilayer thermal barrier coatings.*

## Введение

Среди многих механических свойств материалов такие свойства, как модуль нормальной упругости (модуль Юнга $E$), модуль сдвига ($G$), модуль $K$ и коэффициент Пуассона ($\mu$) играют наиболее важную роль, поскольку в широком диапазоне изменения механических свойств они остаются постоянными.

В настоящее время модуль Юнга считается фундаментальным понятием в области механики сплошных сред и материаловедения. Современное определение модуля Юнга, приведенное в справочнике по физике Бронштейна, было дано в 1826 г., за три года до смерти Юнга, французским инженером Навье. Оно гласит: "Модуль упругости численно равен напряжению, которое возникает при относительной деформации растяжения (сжатия), равной единице". Это определение следует из закона Гука:

$$\sigma = E\,\varepsilon; \quad \text{или} \quad \sigma = E\,\frac{\Delta l}{l_0}, \qquad \text{если} \quad \frac{\Delta l}{l_0} = 1, \quad \text{то} \quad E = \sigma \ [\text{МПа}]. \tag{1}$$

Модуль Юнга отличается некоторыми преимуществами перед другими свойствами материала. Во-первых, эта характеристика материала имеет значительную информативную емкость, поскольку является мерой сил межатомного взаимодействия, поэтому при высокой точности измерения модуль Юнга может быть структурно-чувствительной характеристикой. Во-вторых, модуль Юнга можно измерять одновременно с целым рядом других прочностных и деформационных характеристик материала на одном и том же образце и в одних и тех же условиях опыта. Существенно, что на изменение модуля Юнга влияет только величина деформации кристаллической решетки, а не ее происхождение. При этом неустойчивому состоянию кристаллической решетки соответствует значение модуля, равное 70 % от исходного, вне зависимости от причины, приведшей кристаллическую решетку в неустойчивое состояние. Модуль Юнга наряду с коэффициентом Пуассона $\mu$ и коэффициентом линейного расширения $\alpha$ считается характеристикой, нечувствительной к изменению температуры [1].

В работе проведено экспериментальное определение модуля Юнга двухслойных металлокерамических плазменных *теплозащитных покрытий* (ТЗП). ТЗП на основе частично стабилизированного оксида циркония (6-8YSZ), напыляемые на детали горячего тракта ГТД (рабочие и сопловые лопатки турбины, кожух, форсунки камеры сгорания и т.п.) играют важную роль в повышении эффективности работы двигателя. Актуальной проблемой является создание ТЗП повышенной толщины, так как при увеличении толщины керамического слоя закономерно увеличивается степень тепловой защиты деталей. Однако при этом возрастают количество дефектов в структуре покрытия и уровень остаточных напряжений. Как установлено,

модуль Юнга этих покрытий в сильной степени зависит от технологии напыления: применяемых порошковых материалов, режимов напыления, толщины отдельного слоя [2–4].

Газотермические покрытия имеют особые механические характеристики, обусловленные их слоистой структурой. Когезионная прочность покрытия снижается в результате отсутствия полного взаимодействия между слоями, наличия пористости, окисления слоев. Это в свою очередь, как установили R. McPherson с соавторами [2, 3], A. Kucuk с соавторами [4], приводит к снижению модуля Юнга покрытия, а также прочности на разрыв.

В настоящее время применяют несколько подходов для улучшения стойкости ТЗП к теплосменам и окислению [7–11] и все они включают оценку модуля Юнга покрытия. Например, в работе [11] основное внимание уделяется снижению значения модуля Юнга и остаточных напряжений в толстых ТЗП. На практике этого можно достигнуть путем контроля параметров напыления и температур основы и покрытия. Если при напылении система нагревается слишком сильно, то в керамическом покрытии формируются напряжения сжатия. По этой причине при напылении обычно используется активное охлаждение поверхности основы. Разброс модуля Юнга, измеренного по методике четырехточечного изгиба разными авторами, велик.

## Методика проведения исследований

Модуль Юнга определяли при помощи схемы четырехточечного статического изгиба. В эксперименте использовали образцы размером 10×80×2 мм из сплава ВХ4А (ЭП-648) с напыленным с одной стороны плазменным двухслойным ТЗП различного химического состава. Толщина керамического слоя составляла 230...780 мкм, подслоя – 50...200 мкм.

В качестве нагружающего устройства использовали разрывную машину "FPZ 100/1", обеспечивающую плавность нагружения малыми нагрузками, не более 10 кН, а также измерение деформаций малых размеров. Для измерения продольной деформации верхней и нижней поверхностей образца использовали тензодатчики типа 2ПКБ, которые наклеивали на исследуемые образцы с обеих сторон.

Испытание проводили при комнатной температуре. Нагружение образцов осуществлялось с минимальной скоростью (0,02...0,84 мм/мин); значения деформаций снимались через каждые 19,6 Н.

Расчеты модуля Юнга проводились в соответствии с методикой M. Beghini, L. Bertini, F. Frendo [12, 13]. В данной методике показано, что модуль Юнга, рассчитанный по модели пластины, имеет большую точность, однако на практике можно использовать более

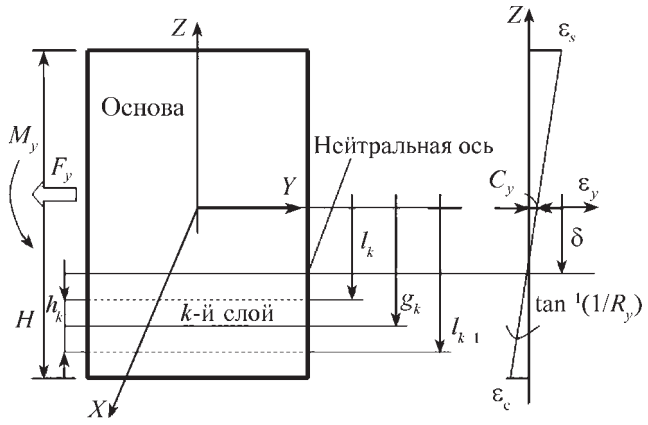



**Схема балки с покрытием при изгибе [15]**

простые расчеты по модели балки. На рисунке представлена схема балки с покрытием при изгибе.

Ось $Y$ проходит через ось образца, имеющего общую толщину $H$. Для того чтобы найти напряжение в $k$-м слое покрытия, необходимо определить положение нейтральной оси, в которой главные напряжения $\sigma_x$ и $\sigma_z$ равны 0, а продольная деформация $\varepsilon_y(z)$ проявляется только в поверхностном слое (покрытии).

Модель балки может быть представлена произвольным числом нанесенных слоев покрытия. По предположению Кирхгофа–Лава [14], продольная нормальная деформация может быть выражена в виде выражения:

$$\varepsilon_y(z) = C_y + \frac{z}{R_y}, \qquad (2)$$

где $C_y$ – продольная деформация геометрического центра тяжести, мм;

$R_y$ – радиус кривизны геометрической оси в плоскости $Z$–$Y$, мм;

$X$, $Y$, $Z$ – декартова система координат.

При допущении, что $\varepsilon_y = 0$, расстояние до нейтральной оси δ (мм) может быть найдено по следующей формуле:

$$\delta = -C_y R_y. \qquad (3)$$

Так как при чистом изгибе осевая нагрузка $F_y$ практически равна 0, то расстояние до нейтральной оси δ можно получить следующим образом:

$$F_y = B \sum_k E_k \int_{l_{k-1}}^{l_k} \left( C_y + \frac{z}{R_y} \right) dz = 0, \qquad (4)$$

$$\delta = \frac{\sum_k E_k g_k h_k}{\sum_k E_k h_k}, \qquad (5)$$

где $B$ – ширина образца, мм;

$E_k$ – модуль Юнга $k$-го слоя, размещенного между $l_{k-1}$ и $l_k$ слоями, МПа;

$h_k = l_k - l_{k\text{-}1}$ – толщина $k$-го слоя, мм;

$g_k = (l_k + l_{k\text{-}1})/2$ – расстояние от оси образца с покрытием до оси $k$-го слоя, мм.

Таким образом, по уравнению (5) можно получить положение нейтральной оси образца с покрытием независимо от прикладываемого изгибающего момента.

Суммарная жесткость всех слоев может быть выражена как:

$$F_y = \sum_k E_k J_k = B\sum_k \left( E_k \int_{l_{k\text{-}1}}^{l_k} (z-\delta)^2 dz \right) = \\ = B\sum_k E_k \left( h_k g_k^2 + \frac{h_k^3}{12} - 2\delta h_k g_k + \delta^2 h_k \right). \quad (6)$$

При подстановке уравнения (5) в уравнение (6) и некоторого упрощения жесткость всего образца может быть выражена как

$$\frac{K_y}{B} = \sum_k E_k \left( \frac{h_k^3}{12} + h_k g_k^2 \right) - \frac{\left( \sum_k E_k g_k h_k \right)^2}{\sum_k E_k h_k}, \quad (7)$$

где $K_y$ – прочность при изгибе в области $Z$–$Y$.

Уравнение представляет собой зависимость жесткости образца от геометрических размеров и модуля упругости $k$-го слоя покрытия.

Отношение продольной деформации основы $\varepsilon_{осн}$ (мм) к деформации поверхности покрытия $\varepsilon_{пк}$ (мм) можно записать как

$$\frac{\varepsilon_{осн}}{\varepsilon_{пк}} = (H/2 - \delta)/(H/2 + \delta). \quad (8)$$

Замещение $\delta$ из уравнения (5) в уравнение (8) дает следующую взаимосвязь:

$$\frac{\sum_k E_k g_k h_k}{E_k h_k} \left( \frac{\varepsilon_{осн}}{\varepsilon_{пк}} - 1 \right) + \frac{H}{2} \left( \frac{\varepsilon_{осн}}{\varepsilon_{пк}} + 1 \right) = 0. \quad (9)$$

Уравнение (9) может быть использовано для определения модуля упругости $k$-го слоя, если отношение $\varepsilon_{осн}/\varepsilon_{пк}$ и свойства другого ($k$ – 1)-слоя известны.

Для многослойных систем с двумя слоями покрытия применяется преобразованное уравнение:

$$EI := \frac{E_{осн}}{3}[(h_{осн} - t_{NA})^3 + t_{NA}^3] + \\ + \frac{E_{подслоя}}{3}[(h_{осн} + h_{подслоя} - t_{NA})^3 + (t_{NA} - h_{осн})^3] + \\ + \frac{E_{к.с}}{3}[(h_{осн} + h_{подслоя} + h_{к.с} - t_{NA})^3 + \\ + (t_{NA} - h_{осн} - h_{подслоя})^3, \quad (10)$$

где $E_{осн}$, $E_{подслоя}$, $E_{к.с}$ – модули упругости основы, подслоя и керамического слоя, МПа;

$h_{осн}$, $h_{подслоя}$, $h_{к.с}$ – толщины основы, подслоя и керамического слоя, мкм;

$t_{NA}$ – расстояние между нейтральной осью образца и нижней границей основы, мкм.

Расположение нейтральной оси определяется по формуле:

$$t_{NA} = \frac{[E_{осн} h_{осн}^2 + E_{подслоя}(h_{подслоя}^2 + 2h_{подслоя} h_{осн}) + E_{к.с}(h_{к.с}^2 + 2h_{к.с} h_{осн} + 2h_{к.с} h_{подслоя})]}{2(E_{осн} h_{осн} + E_{подслоя} h_{подслоя} + E_{к.с} h_{к.с})}. \quad (11)$$

Модуль упругости основы $E_{осн}$ определялся по формуле:

$$E_{осн} = \frac{8a^3}{(Bh_{осн}^3)} \frac{\Delta P}{\Delta y}, \quad (12)$$

где $\Delta P/\Delta y$ – отношение разности нагрузки к разности смещения, Н/мм;

$a$ – расстояние между нагруженной и опорной балками (равно 10 мм);

$h_{осн}$ – толщина основы, мм.

Модуль Юнга подслоя $E_{подслоя}$ определяли по следующему уравнению:

$$E_{подслоя} = E_s R \frac{FR + 2F - R}{2R - F + 1}, \quad (13)$$

где

$$F = -\frac{\varepsilon_{осн}}{\varepsilon_{подслоя}} = -\frac{P\varepsilon_{подслоя}}{P\varepsilon_{осн}}, \quad (14)$$

$$R = \frac{h_{осн}}{h_{подслоя}}. \quad (15)$$

Модуль упругости керамического слоя $E_{к.с}$ оценивали по формуле:

$$E_{к.с} = \frac{\left(1 - \frac{P\varepsilon_{к.с}}{P\varepsilon_{осн}}\right)(E_{осн} h_{осн} g_{осн} + E_{подслоя} h_{подслоя} g_{подслоя})}{H h_{к.с} + \left(\frac{P\varepsilon_{к.с}}{P\varepsilon_{осн}} - 1\right) h_{к.с} g_{к.с}} - \frac{H(E_{осн} h_{осн} + E_{подслоя} h_{подслоя})}{H h_{к.с} + \left(\frac{P\varepsilon_{к.с}}{P\varepsilon_{осн}} - 1\right) h_{к.с} g_{к.с}}, \quad (16)$$

где $H$ – полная толщина образца, мм;

$g_{осн}$, $g_{подслоя}$, $g_{к.с}$ – координаты центроида основы, подслоя и керамического слоя соответственно по отношению к их геометрическому центру, мкм;

$P\,\varepsilon_{к.с}$ – значение крайней точки по оси смещения в упругой области керамического покрытия на диаграмме кривой нагружение–смещение. То же значение нагрузки используется для получения значения смещения на металле основы $P\,\varepsilon_{осн}$, мкм.

## Результаты исследований и их обсуждение

В таблице представлены усредненные результаты по оценке модуля Юнга керамического слоя теплозащитных покрытий различного состава и толщин, а также прочности и жесткости. Анализ научной литературы показал, что в большинстве плазменных циркониевых покрытий модуль Юнга, определенный при четырехточечном изгибе, лежит в диапазоне 20...70 ГПа [2, 7, 9, 16] в зависимости от уровня пористости и плотности микротрещин. Напряжение изгиба, при котором происходит расслоение или отслоение керамического слоя покрытия в среднем составляет 500...700 МПа [17, 18]. Поэтому эти диапазоны характеристик принимались во внимание при анализе экспериментальных данных.

Анализируя полученные результаты, можно сделать следующие выводы:

1. Модуль Юнга керамического слоя ТЗП закономерно снижается с увеличением толщины. Видимо диапазон толщин керамики 250...380 мкм следует счи-

*Таблица*

**Характеристики прочности, упругости и жесткости теплозащитных покрытий различных составов**

| Маркировка образца | Соотношение толщин | Толщина, мкм | | Модуль Юнга керамики, ГПа | Жесткость системы, $\times 10^5$, Н·мм$^2$ | Прочность при разрушении, МПа |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | | керамики | подслоя | | | |
| ЦИО-7-10-50 | | | | | | |
| 1 | 3,0 | 300 | 100 | 35,3 | 1,64 | 1276 |
| 2 | 2,9 | 360 | 125 | 22,7 | 1,66 | 638 |
| 3 | 1,9 | 360 | 190 | 22,0 | 1,79 | 1221 |
| 4 | 2,6 | 435 | 170 | 13,8 | 1,73 | 559 |
| 5 | 9,3 | 465 | 50 | 11,45 | 1,48 | 502 |
| 6 | 2,5 | 470 | 185 | 10,9 | 1,75 | 667 |
| 7 | 6,6 | 495 | 75 | 9,60 | 1,52 | 690 |
| 8 | 4,5 | 545 | 120 | 7,4 | 1,60 | 646 |
| 9 | 8,7 | 610 | 70 | 5,55 | 1,49 | 573 |
| 10 | 5,3 | 670 | 126 | 4,4 | 1,60 | 594 |
| Z7Y-10-90 | | | | | | |
| 1 | 7,4 | 230 | 31 | 79,45 | 1,59 | 811 |
| 2 | 4,5 | 250 | 55 | 62,6 | 1,615 | 890 |
| 3 | 3,4 | 270 | 80 | 47,1 | 1,62 | 799 |
| 4 | 4,1 | 300 | 73 | 36,2 | 1,59 | 867 |
| 5 | 2,0 | 325 | 165 | 29,0 | 1,76 | 787 |
| 6 | 3,3 | 330 | 100 | 28,7 | 1,625 | 677 |
| 7 | 4,9 | 330 | 67 | 29,1 | 1,56 | 737 |
| 8 | 11,5 | 380 | 33 | 19,5 | 1,47 | 717 |
| 9 | 8,4 | 420 | 50 | 15,4 | 1,49 | 583 |
| 10 | 6,2 | 415 | 67 | 14,9 | 1,52 | 764 |
| 11 | 6,7 | 775 | 116 | 3,1 | 1,57 | 584 |

тать оптимальным, поскольку для среднестатистических покрытий подобного состава модуль Юнга составляет 20...70 ГПа. Установленный диапазон толщин керамического слоя в целом соответствует оптимальному диапазону толщин, установленному в результате испытаний этих покрытий на термостойкость [19].

2. В установленном диапазоне толщин керамического слоя ТЗП модуль Юнга покрытия ЦИО-7-10-50 в среднем составляет 26,6 ГПа, а покрытия Z7Y-10-90 – 36,0 ГПа.

Средняя прочность покрытия Z7Y-10-90 оптимальных толщин составляет 782 МПа, при этом рассеяние этой характеристики незначительно (при выборке в 14 образцов).

Средняя прочность покрытия ЦИО-7-10-50 составляет 1045 МПа. Можно отметить, что в этот диапазон попали образцы, обладающие наивысшей прочностью – 1220...1270 МПа.

3. Покрытия всех серий, имеющие модуль Юнга в диапазоне 20...70 ГПа, обладают повышенными прочностными свойствами по сравнению с покрытиями, имеющими модуль Юнга, выходящий за эти пределы.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК


1. **Qian G., Nakamura T., Bernt C.C.** Effects of thermal gradient and residial stresses on thermal barrier coating fracture // Mechanics of materials. 1998. Vol. 27. P. 91–110.

2. **McPherson R.** Review of Microstructure and Properties of Plasma Sprayed Ceramic Coatings // Surface and Coatings Technology. 1989. Vol. 39/40. P. 173–181.

3. **Li C.H., Ohmori A., McPherson R.** The Relationship Between Microstructure and Young's modulus of Thermally Sprayed Ceramic Coatings // Journal of Materials Science. 1997. Vol. 32. P. 997–1004.

4. **Kucuk A., Dambra C.G., Berndt C.C.** Influence of Plasma Spray Parameters on Behavior of Yttrium Stabilized Zirconium the Cracking Coatings // Practical Failure Analysis. 2001. Vol. l (1). P. 55–64.

5. **Kuroda S., Fukushima T., Kitahara S.** Significance of Quenching Stress in Cohesion and Adhesion of Thermal Spray Coatings // Journal of Thermal Spray Technology, 1992. P. 325–332.

6. **Kuroda S., Clyne T.W.** The Quenching Stress in Thermal Spray Coatings // Journal of Thin Solid Films. 1991.Vol. 200. P. 49–66.

7. **Berndt C.C., Kucuk A., Dambra C.G.** Influence of plasma spray parameters on behavior of yttrium stabilized zirconium the cracking coatings // Practical failure analysis. 2001. Vol. l. P. 55–64.

8. **Choi S.R., Dongming Zhu., Miller R.A.** Mechanical properties of plasma-sprayed ZO2-8 wt % $Y_2O_3$ thermal barrier coatings // NASA/TM–2004–213–216.

9. **Takahashi S., Yoshiba M., Harada Y.** Microstructural features of mechanical failure in thermal barrier coating systems under static loadings // Materials at high temperatures. 2001. Vol. 18 (2). P. 125–130.

10. **Thompson J.A., Clyne T.W.** The effect of heat treatment on the stiffness of zirconia top coats in plasma-sprayed TBCs // Acta Materials. 2001. Vol. 49. P. 1565–1575.

11. **Steffens H., Babiak Z.** Gramlich Some aspects of thick thermal barrier coating lifetime prolongation // Journal of Thermal spray technology. 1999. Vol. 8, N. T4. P. 517–522.

12. **Beghini M., Bertini L., Frendo F.** Measurement of Coatings Elastic Properties by Mechanical Methods: part 1. Consideration on Experimental Errors // Experimental Mechanics. 2001. Vol. 41. P. 293–304.

13. **Beghini M., Benamati G., Bertini L., Frendo F.** Measurement of Coatings Elastic Properties by Mechanical Methods: part 2. Application to Thermal Barrier Coatings // Experimental Mechanics. 2001. Vol. 41. P. 305–311.

14. **Timoshenko S., Woinowsky–Krieger S.** Theory of Plates and Shells. New York. McGraw-Hill: 1959.

15. **Beghini M., Bertini L., Frendo F.** Measurement of Coatings' Elastic Properties by Mechanical Methods: part 1. Consideration on Experimental Errors // Experimental Mechanics. Vol. 41. No. 4. December. P. 293–304.

16. **Thornton J.** Thermal Barrier Coatings // Materials Forum. 1998. Vol. 22. P. 159–181.

17. **Izquierdo P.** Thesis. University of Aachen. 1998.

18. **Singheiser L., Steinbrech R., Quadakkers W.J., Herzog R.** Failure aspects of thermal barrier Coatings // Materials at high temperatures. 2001. Vol. 18. № 4. P. 249–259.

19. **Ильинкова Т.А., Валиев Р.Р., Тагиров А.Т.** Долговечность плазменных теплозащитных покрытий в условиях термического нагружения // Вестник КГТУ. 2010. № 2. С. 24–28.

20. **Ильинкова Т.А., Тагиров А.Т.** О термостойкости теплозащитных покрытий // Материалы 5-й Всероссийской науч.-техн. конф. "Проблемы и перспективы развития авиации, наземного транспорта, и энергетики". АНТЭ–2009. Казань. Т. 2. С. 394–398.

УДК 621.941.1

**С.Н. Григорьев**, **Е.Ю. Кропоткина** *(Московский государственный технологический университет "СТАНКИН")*
*E-mail: elenajuri@yandex.ru*

# Технологическое управление качеством поверхностного слоя по заданному закону упрочнения

*Рассмотрено влияние пятна контакта инструмента и детали при обкатывании на качество поверхностного слоя деталей. Приведено устройство для упрочняющей поверхностной обработки обкатыванием, позволяющее управлять качеством поверхностного слоя по заданному закону упрочнения за счет изменения величины и формы пятна контакта.*

***Ключевые слова:*** *обкатывание, упрочнение, поверхность, качество, пятно контакта.*

*Tool and part contact point impact is considered in the course of rolling on the quality of parts' surface. A device is described for hardening surface processing by means of rolling, allowing to control surface layer quality in accordance with the given hardening law by means of changing size and shape of the contact point.*

***Keywords:*** *rolling, hardening, surface, quality, contact point.*

Технологическое управление характеристиками поверхностного слоя деталей – важное условие обеспечения долговечности их работы. Одними из наиболее эффективных и технологически легко осуществимых способов получения высокого качества поверхностного слоя являются методы поверхностного пластического деформирования (ППД). Методы ППД, в частности, обкатывание или выглаживание, обеспечивают низкую шероховатость, упрочненный поверхностный слой, полезные остаточные напряжения сжатия.

Для большого числа деталей наилучшие эксплуатационные параметры обеспечиваются равномерными по периметру и длине параметрами качества. Однако существуют случаи, когда для отдельных деталей необходимо обеспечить неравномерное упрочнение поверхности по длине детали по заданному закону. Например, на определенной части шейки вала, где в готовом изделии устанавливается подшипник, желательно иметь большую величину наклепа, меньшую шероховатость и т.п. Вследствие этого, необходимо иметь возможность технологически управлять качеством поверхностного слоя по заданному закону упрочнения.

Качество поверхностного слоя зависит от режимов обкатывания – силы и подачи ролика. Кроме этого, большое воздействие на параметры упрочнения оказывает конфигурация и размеры инструмента. Расположение ролика при обкатывании относительно оси детали, т.е. в направлении подачи $S$ (плоскости $XOY$, рис. 1) и в направлении скорости v (плоскости $ZOY$) определяют форму пятна контакта инструмента и детали. Размеры и форма пятна контакта, а также сила обкатывания определяют величину давления ролика, оказывающее основное влияние на параметры упрочнения обработанной детали. Поэтому для управления упрочнением при обкатывании следует знать

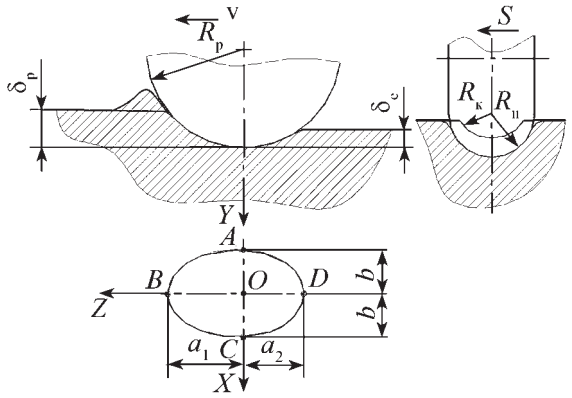



**Рис. 1. Схема контакта при качении ролика по полупространству**

закономерности изменения пятна контакта и иметь возможность управлять его величиной и формой.

Установить основные закономерности для расчета пятна контакта ролика и детали и напряженно-деформированного состояния после обкатывания можно решением контактной задачи по методике, представленной в [1]. Процесс упругопластического деформирования при обкатывании и выглаживании аналогичен. Отличие между процессами деформирования в трении качения при обкатывании и трении скольжения при выглаживании. Учитывая это, можно применить результаты работы [2].

Форму области контакта инструмента и детали определяют геометрическая форма применяемого инструмента и его параметры (диаметр ролика, радиус профиля). Границу пятна контакта при обкатывании можно принять в виде двух полуэллипсов (рис. 1). Тогда основной количественной характеристикой геометрии очага деформации является эксцентриситет пятна контакта $e_е$, который является функцией отношения полуосей эллипсов.

В результате пластического деформирования изменяется исходная форма граничной поверхности упругопластического тела – образуется след в виде цилиндрического желоба, переходящего в эллипсоидную полулунку в области контакта. Последняя ограничена двумя полуэллипсами *ABC* и *CDA* (см. рис. 1) с различными параметрами (полуосями $a_1$ и $a_2$) в направлении качения ролика или скольжения выглаживателя. Область контакта *AOCBA*, в которой развиваются упругопластические деформации, можно назвать областью нагрузки, а область *AOCDA* – областью упругой разгрузки. Решение поставленной задачи осуществляется методом переменных параметров упругости [2].

По радиусам ролика $R_р$, профиля ролика $R_п$, радиуса детали $R_д$ и радиуса канавки в плоскости *XOY* $R_к$ определим главные кривизны в точке соприкосновения поверхностей инструмента и детали (рис. 1):

$$\text{в плоскости } ZXOY - \frac{1}{R_1} = \frac{1}{R_д} + \frac{1}{R_р};$$

$$\text{в плоскости } XOYZ - \frac{1}{R_2} = \frac{1}{R_п} - \frac{1}{R_к}.$$

Эксцентриситет пятна контакта $e_е$ области разгрузки получаем из решения уравнения [3]:

$$\frac{r_2}{r_1} = \frac{(1-e_е^2)\,(K_е - E_е)}{E_е - (1-e_е^2)\,K_е},$$

где $K_е$, $E_е$ – полные эллиптические интегралы первого и второго рода при модуле – эксцентриситете пятна контакта $e_е$ и амплитуде $\psi$:

$$\psi = \operatorname{arctg}\frac{y_\varphi}{a_2};$$

$y_\varphi$ – рассматриваемая точка вдоль линии действия силы;

$$e_е^2 = 1 - \frac{b^2}{a_2^2},$$

причем $b \le a_2$;

$r_2$, $r_1$ – радиусы кривизны соприкасающихся поверхностей в главном нормальном сечении $Z = 0$, причем $r_1 \ge r_2$. Поэтому $r_1$ будет равен $R_2$ или $R_1$ в зависимости от геометрических параметров инструмента.

Определим большую полуось эллипса в зависимости от геометрических параметров пятна контакта. Величины внедрения инструмента $\delta_е$ и $\delta_р$ определим, используя формулы теории упругости [3]:

$$\delta_е = \left[\frac{N_е\,(1-\mu)}{G\sqrt{r_{1_е}}}\right]^{2/3} \alpha_{\delta_е};$$

$$\delta_р = \left[\frac{N_р\,(1-\mu)}{G\sqrt{r_{1_р}}}\right]^{2/3} \alpha_{\delta_р},$$

где $r_{1_е}$, $r_{1_р}$ – большие радиусы кривизны соприкасающихся поверхностей инструмента и детали в области упругой разгрузки и упругопластической области;

$N_р$, $N_е$ – нормальные силы давления, приложенные к инструменту при его движении по упругому полупространству с параметрами $\mu_*$ и $E_*$, чтобы сообщить ему поступательное перемещение и вдоль цилиндрического желоба.

Выражения для полуосей контакта $a_1$, $a_2$ и $b$ найдем, используя известные соотношения теории упругости [3] и результаты работы [1]:

$$a_1 = \sqrt{r_{1_е}\,\delta_р\,(\gamma_р + 2\omega - \omega\gamma_р)};$$

$$a_2 = \sqrt{r_{1_е}\,\delta_р\,(1-\omega)\,\gamma_е};$$

$$b = a_2\sqrt{1-e_е^2},$$

где обозначено:

$$\frac{\delta_е}{\delta_р} = 1 - \omega;$$

$$\omega = 1 - \frac{(1-\mu)\,G_*}{(1-\mu_*)\,G};$$

$$\gamma_р = \frac{\alpha_{a_р}^2}{\alpha_{\delta_р}};$$

$$\gamma_e = \frac{\alpha_{a_e}^2}{\alpha_{\delta_e}},$$

где $\alpha_{a_e}$, $\alpha_{\delta_e}$ и $\alpha_{a_p}$, $\alpha_{\delta_p}$ – коэффициенты, зависящие от эксцентриситетов областей *АОСДА* и *АОСВА*. Величину меньшей полуоси эллипса касания рассчитываем следующим образом:

переменные параметры упругости рассчитываем по формулам [2]:

$$E_* = \frac{3E}{2(1+\mu)\Psi + 1 - 2\mu};$$

$$\mu_* = \frac{1-(1-2\mu)/\Psi(1+\mu)}{2+(1-2\mu)/\Psi(1+\mu)};$$

$$G_* = \frac{G}{\Psi};$$

$$G = \frac{E}{2(1+\mu)},$$

где $E$ – модуль упругости обрабатываемого материала;

$G$ – модуль сдвига;

$\mu$ – коэффициент Пуассона;

$\Psi$ – функция пластичности, рассчитываемая по формуле:

$$\Psi = \frac{3E}{2(1+\mu)}\frac{\varepsilon_i}{\sigma_i},$$

где $\varepsilon_i$ – обобщенная деформация;

$\sigma_i$ – обобщенное напряжение, вычисляемое по экспериментальной зависимости $\sigma_i = \Phi(\varepsilon_i)$, построенной по результатам испытаний на растяжение деформируемого материала.

Определяем максимальное давление в области приложения нагрузки при обкатывании $q_{\max}$:

$$q_{\max} = \frac{3}{2}\frac{\delta_p^{3/2} G_i R_1^{1/2}}{\alpha_{\delta_p}^{3/2}(1-\mu_i)\pi a_1^2 \beta_p}.$$

Задача расчета остаточных напряжений при обкатывании, с учетом повторного нагружения в направлении подачи ролика, была решена на основании известной в теории пластичности теоремы о разгрузке [2]. Согласно теореме, остаточные напряжения $\sigma_j^0$ равны разности между истинными напряжениями $\sigma_j^p$, формирующимися в упругопластическом теле при его нагружении и некоторыми фиктивными напряжениями $\sigma_j^e$, которые создавались бы в нем при предположении об идеальной упругости материала:

$$\sigma_x^0 = \sigma_x^p - \sigma_x^e;$$

$$\sigma_y^0 = \sigma_y^p - \sigma_y^e;$$

$$\sigma_z^0 = \sigma_z^p - \sigma_z^e.$$

Влияние эксцентриситета пятна контакта можно проверить на примере исследования его влияния на величину остаточных напряжений. Для этого можно воспользоваться методикой управления величиной изгиба асимметричным упрочнением [2]. Известно, что при асимметричном упрочнении (например, при смещении осей вращения детали относительно оси центров станка) давление ролика с одной стороны обкатываемой детали будет отличаться от величины давления с противоположной стороны. В результате после обкатывания возникнет неравномерное распределение остаточных напряжений, которое может привести к изгибу нежесткой детали.

Для экспериментального исследования влияния эксцентриситета пятна контакта исследовалась его зависимость от радиуса ролика в плоскости *XOY* (см. рис. 1). При этом величина подачи *S*, максимальное давление $q_{\max}$, перепад давлений по периметру детали $\Delta q$ оставались постоянными.

Расчеты величины изгиба производятся по методике, приведенной в [2].

Эксперименты показали (рис. 2), что при увеличении эксцентриситета и изменении формы пятна контакта от формы, близкой к кругу, до овала, вытянутого в направлении подачи, изгиб возрастает. Это можно объяснить следующими соображениями: величина максимального давления в этом опыте остается по-

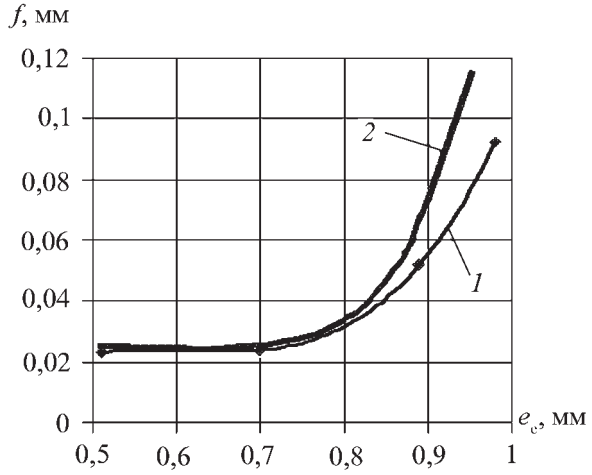



**Рис. 2. Зависимость изгиба *f* от эксцентриситета пятна контакта $e_e$. Условия обкатывания:**
$q_{\min} = 0$; $q_{\max} = 4150$ МПа; *1* – экспериментальные значения; *2* – расчетные значения

стоянной, поэтому величина обобщенных остаточных напряжений в точке приложения максимального давления $q_{max}$ не изменяется. Отличается распределение составляющих остаточных напряжений. Как следует из теоретических исследований, их величины зависят от соотношения полуосей эллипса $b / a_1$ пятна контакта (см. рис. 1), где $b < a_1$. При увеличении большей полуоси, направленной вдоль оси *X*, осевые остаточные напряжения возрастают, а тангенциальные – уменьшаются. Так как на величину плоского изгиба основное влияние оказывают осевые остаточные напряжения, то это приводит к увеличению изгиба, возникающего при асимметричном упрочнении.

При увеличении $e_e$ от 0,5 до 0,7 возрастание изгиба незначительно и носит линейный характер. Это объясняется тем, что на этом участке прирост остаточных напряжений небольшой, так как длины полуосей эллипса пятна контакта близки между собой.

Кроме того, увеличение изгиба можно объяснить тем, что увеличение эксцентриситета пятна контакта производится за счет изменения ширины пятна контакта. Она становится больше и, соответственно, при неизменной подаче увеличивается число циклов нагружения в пределах очага деформации. В результате возрастает количество накопленной деформации, вследствие этого возрастает величина остаточных напряжений, увеличивается изгиб.

Таким образом, экспериментальное исследование подтвердило, что при увеличении эксцентриситета и изменении формы пятна контакта от формы, близкой к кругу, до овала, вытянутого в направлении подачи, величина изгиба возрастает, чем подтверждается влияние формы пятна контакта на параметры упрочнения.

Для управления качеством поверхностного слоя изменением размера и формы пятна контакта было разработано устройство для поверхностного пластического деформирования обкатыванием или выглаживанием, приведенное на рис. 3.

Устройство для упрочняющей поверхностной обработки цилиндрических деталей работает следующим образом. Основание *1* с размещенным на нем составным корпусом *2* с встроенными инденторами (роликами или выглаживателями) *3* в дисковых обоймах *4*, размещают в резцедержателе токарного станка. При этом инденторы *3* в обоймах *4* устанавливают на взаимообращенных концевых участках корпуса *2* под технологически регламентированным углом α к продольной оси устройства (см. рис. 3) симметрично относительно друг друга и с возможностью равномерного воздействия на поверхность обрабатываемого вала в его диаметрально противоположных локальных зонах

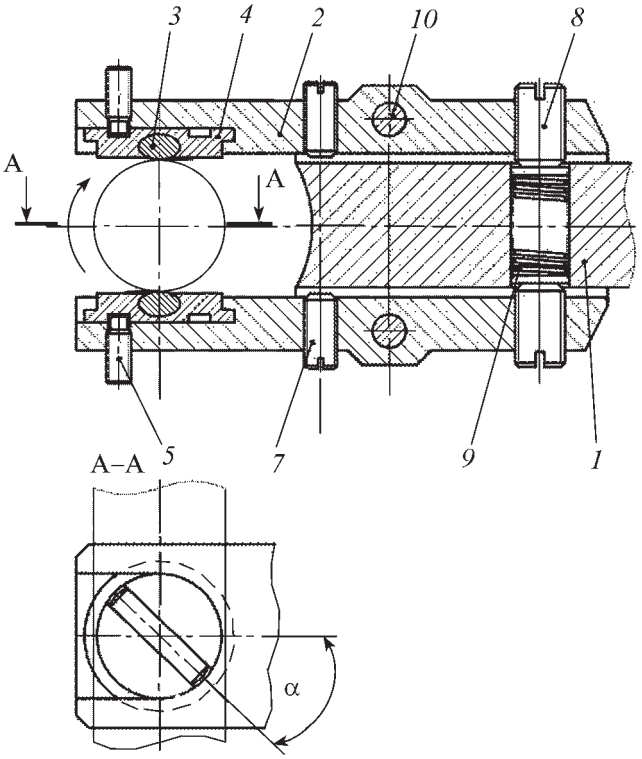



**Рис. 3. Устройство для упрочняющей поверхностной обработки цилиндрических деталей**

и фиксируют винтами *5*. Обрабатываемый вал устанавливают в центрах токарного станка и размещают между инденторами *3* устройства. Регулировочными винтами *7* и *8* устанавливают соответственно максимально допустимую амплитуду колебаний устройства относительно основания *1* и заданную величину натяга, обеспечивающих технологически регламентированное усилие прижатия инденторов *3* к обрабатываемому валу в процессе его поверхностного упрочнения. При этом величина натяга обеспечивается технологической настройкой системы пружин *9* регулировочных винтов *8*.

Получение характеристик поверхностного наклепа по заданному закону упрочнения при обкатывании или выглаживании с помощью рассматриваемого устройства основывается на следующем. Как было установлено, от кривизны контактирующих поверхностей (инструмента и детали) в точке их соприкосновения в плоскостях перпендикулярно оси детали и вдоль ее оси зависят размеры и форма пятна контакта. При синхронном повороте двух инденторов на угол α изменяется величина кривизны радиусов инденторов в плоскости, проходящей через ось обрабатываемой детали, и плоскости, перпендикулярной к оси детали (см. рис. 3). Из-за этого величина и форма пятна кон-

такта меняются. Вследствие этого, при постоянной силе деформирования, изменяется давление, прикладываемое к детали. Регулируя величину давления упрочняющих инденторов на деталь поворотом роликов на угол $\alpha$, можно управлять параметрами поверхностного слоя по заданному закону упрочнения: структурой, степенью наклепа, распределением остаточных напряжений, величиной шероховатости.

Упрочняющая обработка вала начинается с размещения устройства относительно вала и его настройки на технологически регламентированный угол $\alpha$ к продольной оси устройства и на заданную величину натяга. Изменяя полуоси контакта индентора и детали, обеспечивают оптимальную величину наклепа. Это достигается тем, что перед обкатыванием измеряют геометрию детали (радиусы кривизны $R_{д\,i}$) по всей траектории передвижения инструмента и, с учетом выбранных размеров инструмента (с радиусом $R_р$ и радиусом профиля $R_{пр}$), предварительно определяют изменение силы обкатывания ролика во всех точках ее приложения.

Детали подвергают поверхностному пластическому деформированию обкатыванием. При вращении вала вокруг своей оси происходит обкатка поверхности вала инденторами *3*, которые воздействуют на поверхность вала технологически регламентируемым усилием, что приводит к пластической деформации поверхностного слоя и образованию наклепа. По мере локальной обработки поверхности вала устройство перемещают по длине вала.

Обкатывание по заданному закону и уточненным режимам производится с помощью гидравлической следящей системы.

Определив параметры точности асимметрично упрочненной детали, имея возможность прогнозировать величину и диапазоны изменения по асимметрично упрочненной поверхности параметров: остаточных напряжений, шероховатости, твердости и глубины упрочненного слоя – в зависимости от основных условий упругопластического деформирования, и определять пределы их изменения при различных режимах асимметричного деформирования детали, можно до начала обработки обеспечить соответствие получаемых параметров качества требуемым по чертежу. В результате поверхностным пластическим деформированием обеспечивается оптимальная величина наклепа поверхности.

## Выводы

1. На основании установленных закономерностей для расчета пятна контакта инструмента и детали, а также определения напряженно-деформированного состояния после обкатывания обоснована возможность технологического управления качеством поверхностного слоя.

2. Влияние формы пятна контакта и его эксцентриситета на параметры упрочнения подтверждено экспериментально.

3. Разработано устройство для упрочняющей поверхностной обработки обкатыванием, позволяющее управлять качеством поверхностного слоя по заданному закону упрочнения за счет изменения величины и формы пятна контакта.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Донсков А.С.** Исследование контактной зоны деформации при выглаживании инструментом произвольной формы // Совершенствование процессов абразивно-алмазной и упрочняющей технологии в машиностроении: межвуз. сб. научн. тр. Пермский политехнический ин-т, 1983. С. 69–78.

2. **Зайдес С.А., Кропоткина Е.Ю., Лебедев А.Р.** Моделирование процессов поверхностного пластического деформирования. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2004. 309 с.

3. **Лурье А.И.** Теория упругости. М.: Наука, 1970. 940 с.

4. **Кропоткина Е.Ю., Евсин Е.А.** Аналитическое исследование влияния кратности приложения нагрузки при обкатывании (выглаживании) на интенсивность деформации и остаточные напряжения // Инструмент и технологии. 2001. № 5–6. С. 30–34.

УДК 621.002.3-419

**А.Д. Верхотуров[1], В.И. Иванов[2], Ф.Х. Бурумкулов[2], П.С. Гордиенко[3], Е.С. Панин[3], Л.А. Коневцов[4]**
*([1]Институт водных и экологических проблем ДВО РАН, г. Хабаровск),*
*([2]Всероссийский научно-исследовательский институт ремонта и эксплуатации машинно-тракторного парка Российской академии сельскохозяйственных наук, г. Москва),*
*([3]Институт химии ДВО РАН, г. Владивосток),*
*([4]УРАН Институт материаловедения Хабаровского НЦ ДВО РАН, г. Хабаровск)*
*E-mail: verhoturov36@mail.ru*

# Эффективность процесса электроискрового легирования (ЭИЛ) при поверхностном упрочнении стали 10

*Показана зависимость эффективности процесса ЭИЛ при формировании фазового и химического составов легированного слоя стали 10 твердым сплавом ВК8 от изменения времени легирования, величины тока и частоты вибровозбудителя.*

***Ключевые слова:*** *ЭИЛ, эффективность, химический состав, фазовый состав, электрод, материал.*

*Dependence of efficiency of process ESA at formation of phases and of chemical structures at the alloyed layer of steel Ст.10 by firm alloy BK8 from change of time the electric-spark alloying, current and frequency of vibroexciter is shown.*

***Keywords:*** *ESA, efficiency, a chemical compound, phase structure, an electrode, a material.*

## Введение

Упрочняющие покрытия для повышения эксплуатационных свойств рабочих поверхностей деталей наносят зачастую дорогостоящими энергозатратными и экологически небезопасными методами химического и физического осаждения. В настоящее время все большее применение для этих целей находит экологически безопасный метод электроискрового легирования (ЭИЛ), позволяющий получать покрытия любыми токопроводящими материалами, в том числе тугоплавкими металлами и соединениями, твердыми сплавами. ЭИЛ является простым методом в технической реализации, обладает малой энергоемкостью, установки для ЭИЛ имеют сравнительно небольшую массу, могут успешно использоваться в техпроцессах изготовления изделий, их ремонте и восстановлении, что особенно важно для условий мелкосерийного переналаживаемого производства. Однако создание покрытий этим методом требует систематических исследований процесса формообразования легированного слоя (ЛС), его фазового и химического составов. По этим вопросам в литературе имеются несистематизированные данные [1, 2], что не позволяет формировать покрытия заданного состава и структуры на рабочих поверхностях деталей с выбором оптимального времени легирования и оценкой эффективности. Значительный практический интерес представляет также формирование ЛС, повышение его твердости от изменения режимов ЭИЛ, в том числе от частоты вибрации электрода. В ранних работах по ЭИЛ [3] показано, что "электроэрозионный эффект" (эрозия электродов) повышается при $f$ = 150...300 Гц, а затем уменьшается [3]. Для вибрирующих электродов, как показано в [3], он является максимальным при $f$ = 100 Гц, а при дальнейшем повышении $f$ слабо уменьшается либо стабилизируется. Эти данные лишь косвенно могут быть использованы при объяснении влияния частоты вибрации электродов на твердость ЛС и его формирование, хотя и представляют значительные возможности для оценки влияния эрозии на его формирование.

Цель работы – систематические исследования фазового, химического составов и структуры покрытий, их свойств с оценкой эффективности ЭИЛ твердым сплавом ВК8 стальной подложки стали 10 с использованием при исследовании современных средств и методов.

## Методика проведения исследований

В качестве образцов использовали пластинки толщиной 2 мм из малоуглеродистой качественной кон-

струкционной стали 10 с площадью обработки 2 см$^2$. В соответствии с ГОСТ 1050–88 и другими эта сталь, как наиболее дешевая, находит широкое применение и нередко имеет преимущество в изготовлении не только мелких, но и крупных (в том числе сварных) деталей с упрочнением исполнительных рабочих поверхностей малых размеров покрытиями. В качестве анода использовался стержень диаметром 4 мм из металлокерамического твердого сплава ВК8.

Были выбраны режимы ЭИЛ с тремя частотными режимами работы вибровозбудителя: $f$ = 100, 250 и 400 Гц, из них два последних обеспечивались электроискровым комплексом "БИГ-1" с высокочастотным блоком "АГ-2". Сила тока варьировалась, $I$ = 0,8...1,2 А; напряжение $U$ = 24 В; скважность 6...6,5; емкость накопительных конденсаторов $C$ = 360 мкФ. Поверхности образцов равномерно обрабатывались до полного исключения участков с исходным рельефом с определением удельного времени обработки $T$ для частот $f$ = 100, 250, 400 Гц, соответственно, $T$ = 1,07; 0,75; 0,67 мин/см$^2$, далее время обработки $t$ определяли: $t = T$, $3T$, $5T$, $7T$, $10T$ и $15T$. Для исследования химического и фазового составов поверхностей применялись: дифрактометр "D8 ADVANCE", микроанализатор "WDS/EDS JXA-8100", сканирующий электронный микроскоп "EVO-50XVP". Рентгенограммы образцов снимали по методу Брегг–Брентано с вращением образца в Cu $K_\alpha$-излучении ($U$ = 30 кВ, $I$ = 30 мА), получали их непосредственно с поверхности; для анализа использовалась программа поиска EVA с банком данных PDF-2. Идентификация экспериментальных данных выполнялась с учетом дифракционных отражений. Для анализируемых элементов предел обнаружения не превышал 0,1 % мас., анализ проводился при ускоряющем напряжении $U$ = 20...35 кВ, токе $I$ = 40 мА зонда $1\cdot10^{-8}$ А (диаметр пучка 1 мкм).

## Результаты исследований и их обсуждение

Кинетические зависимости формирования ЛС представлены на рис. 1. Видно, что удельный привес массы катода $\Sigma\Delta_к$, мг/см$^2$ непрерывно возрастает с увеличением времени легирования $t$, мин. Для времени $t$ = 12 мин наибольшие значения суммарного удельного привеса наблюдаются при ЭИЛ с частотой $f$ = 100 Гц и средним рабочим током $I_р^{ср}$ = 0,8 А. С возрастанием частоты до 400 Гц и тока до $I_р^{ср}$ = 1,2 А суммарный удельный привес массы катода уменьшается в 1,25–1,3 раза. При этом наблюдаемый непрерывный рост суммарной эрозии анода также уменьшается, т.е. при этих условиях почти на такую же величину (до 1,3 раза) возрастает эрозионная стойкость анода (рис. 1, *б*), что приводит к стабилизации довольно высоких значений (до 70 %) коэффициента массопереноса $K_п$ (рис. 1, *в*).

Результаты исследований изменения толщины образцов $\Delta_h$, массы катода $\Delta_к$, эрозии материала легирующего электрода $\Delta_а$ и коэффициента массопереноса $K_п$, полученные в зависимости от времени $t$ и режимов обработки при ЭИЛ ВК8/сталь 10, показали, что уменьшение времени легирования с повышением рабочего тока $I_р$ и частоты вибрации электрода $f$ можно выразить соотношением:

$$t = k / I_р f, \quad (1)$$

где $k$ – коэффициент пропорциональности.

При ЭИЛ с энергией импульса $E$ = 0,07 Дж с повышением времени обработки $t$ масса катода $\Delta_к$ и эрозия анода $\Delta_а$, как правило, увеличиваются:

$$\Delta_к = k_1 (I_р f) t; \quad (2)$$

$$\Delta_а = k_2 (I_р f) t. \quad (3)$$

Соотношение (3) согласуется с выводами основателей метода ЭИЛ Б.Р. и Н.И. Лазаренко [4], а также

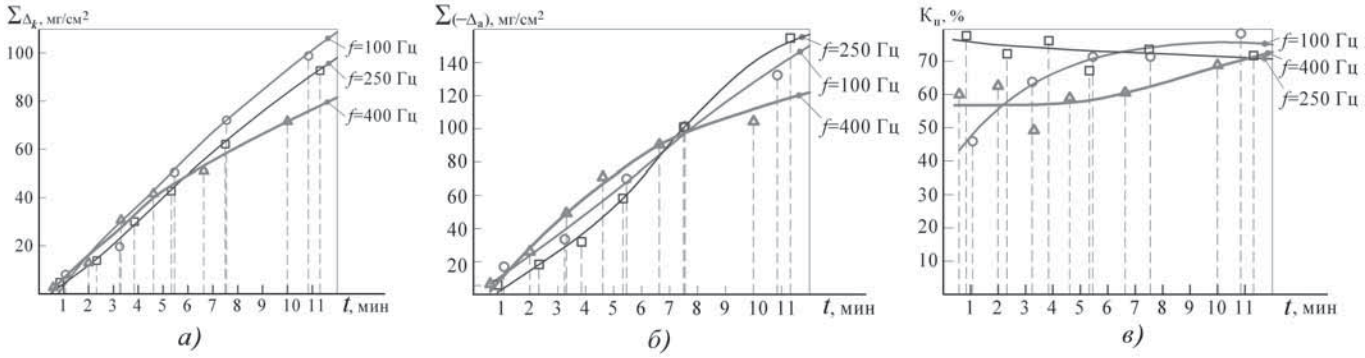



**Рис. 1. Кинетические зависимости суммарных:**
привеса массы катода $\Sigma\Delta_к$ (*а*); эрозии анода $\Sigma(-\Delta_а)$ (*б*); коэффициента массопереноса $K_п$ (*в*) с частотами: $f$ = 100, 250, 400 Гц и токами, соответственно $I_р^{ср}$ = 0,8; 1; 1,2 А

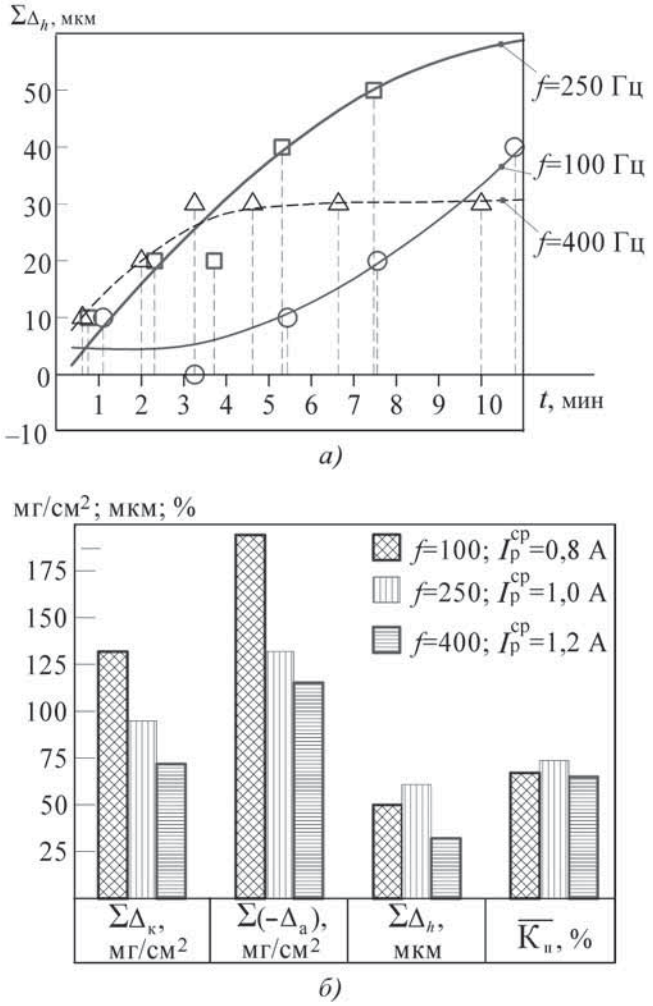



**Рис. 2. Изменение суммарной толщины $\Sigma\,\Delta h$, мкм, образца ЛС от времени обработки $t$ (*а*); суммарного удельного привеса катода $\Sigma\,\Delta_к$ и эрозии анода $\Sigma(-\Delta_а)$, мг/см², толщины $\Sigma\,\Delta h$, мкм и среднего коэффициента массопереноса $\overline{K}_п$, % (*б*) в зависимости от тока $I_р$, А и частоты $f$, Гц**

[5]. Соотношение (2) не подтверждает сделанные заключения в связи с использованием в данной работе "мягких" режимов обработки, характерных для "чистового" ЭИЛ с величиной рабочего тока $I_р < 5$ А [6], и высокие значения величин $K_п$ достигают в отдельных случаях 80 %. Это связано с тем, что при ЭИЛ на "мягких" режимах эрозия анода происходит преимущественно в жидкой и паровой фазах, что способствует повышению $K_п$. К тому же с увеличением тока и частоты вибровозбудителя возрастает нагрев электродов и величина механической энергии, затрачиваемой на увеличение частоты ударов анода по катоду при кристаллизации микрообъемов ("проковывание", по Н.И. Лазаренко), что приводит к уменьшению времени начала разрушения ЛС.

ЭИЛ образцов при: $t$ = 3,2 мин/см²; $f$ = 100, $t$ = 3,75 мин/см²; $f$ = 250, $t$ = 4,7...10,0 мин/см²; $f$ = 400 не приводит к приращению их толщины $\Delta_h$ (рис. 2, *а*). Эти данные, в большей мере характерные для повышенной частоты $f$ = 400 Гц, могут быть истолкованы как полное разрушение слоя и даже поверхности образца вместе с ЛС, что приводит к снижению роста суммарной толщины $\Sigma_{\Delta_h}$, несмотря на то, что значения среднего коэффициента массопереноса $\overline{K}_п$ (рис. 1, *в*; 2, *б*) довольно высокие.

Однако эти факты не означают отсутствия ЛС на поверхности образцов, что подтверждается рентгенофазовым анализом и исследованиями мас. и ат. долей элементных составов поверхности после ЭИЛ (рис. 3), а также микроструктуры и элементного

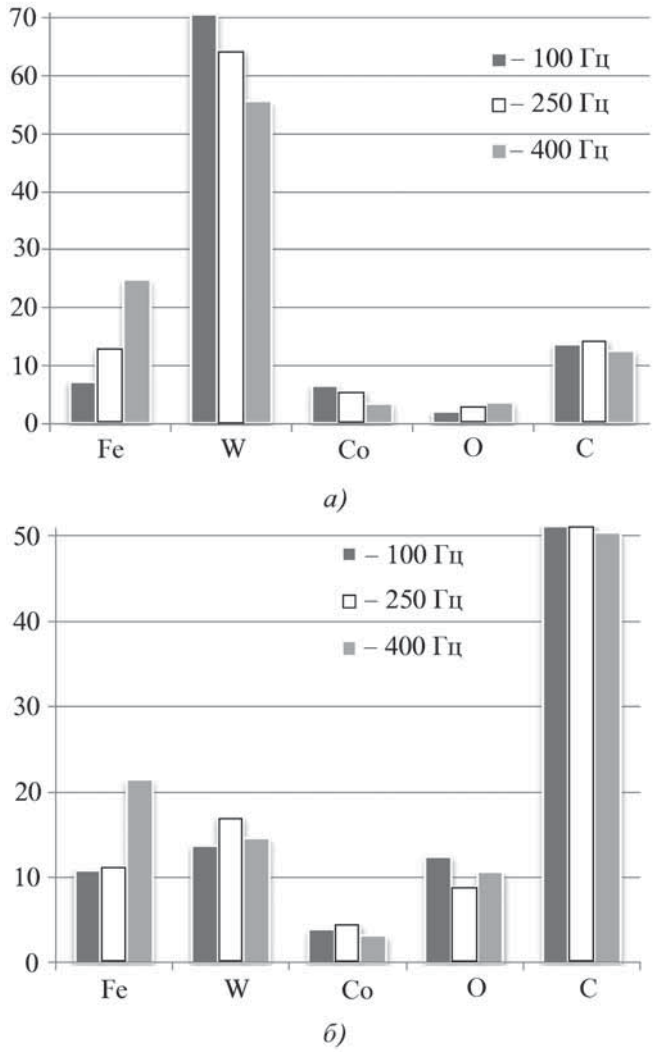



**Рис. 3. Диаграммы % мас. (*а*) и % ат. (*б*) элементного состава ЛС при ЭИЛ с $t$ = 12 мин, режимах:**
*1* – $f$ = 100 Гц, $I_р$ = 0,8 А; *2* – $f$ = 250 Гц, $I_р$ = 1 А; *3* – $f$ = 400 Гц, $I_р$ = 1,2 А

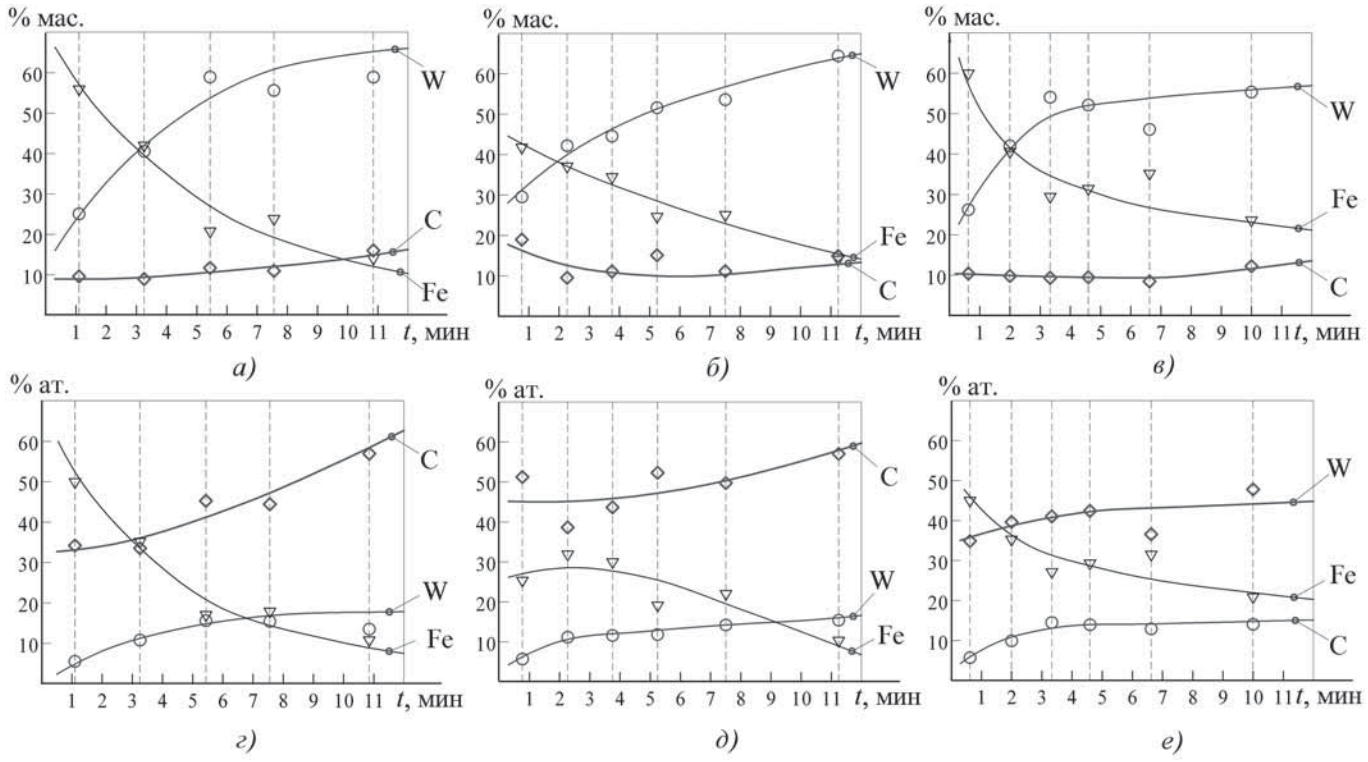



**Рис. 4. Изменение % мас. состава W, Fe, C в ЛС от времени ЭИЛ и частоты *f* = 100 Гц (*а*); *f* = 250 Гц (*б*); *f* = 400 Гц (*в*) и % ат. соответственно: (*г*); (*д*); (*е*)**

(% мас. и % ат.) распределения химических элементов: C, O, Fe, Co, W на поверхности образцов (рис. 4, 5).

ЛС на поверхности образцов после ЭИЛ при $t$ = 12 мин (рис. 3) для всех исследованных режимов обработки содержит главным образом W, Fe и углерод, как по % мас. (с наибольшим содержанием W до 55...70 % мас.), так и % ат. (с наибольшим содержанием углерода до 50...55 % ат.). При этом наблюдаются систематические изменения как % мас., так и % ат. составов указанных элементов в зависимости от $t$, а также от частотных режимов вибровозбудителя анода и средней величины рабочего тока (рис. 4).

Наиболее значительные изменения наблюдаются в связи с перераспределением % мас. и % ат. составов W и Fe. С увеличением времени ЭИЛ до $t$ = 12 мин содержание W в ЛС быстро увеличивается, а содержание Fe уменьшается. Так, в начальный период ЭИЛ содержание Fe в ЛС достигает 70 % мас. и W до 10 % при $f$ = 100 Гц (рис. 4, *а*), а при $t$ = 12 мин содержание W, наоборот, возрастает до 70 %, а Fe – снижается до 10 %. Аналогичная зависимость % мас. состава W и Fe наблюдается для ЭИЛ с частотами 250 и 400 Гц (рис. 4, *б*, *в*). Изменение % мас. содержания углерода в ЛС проявляется менее заметно и имеет тенденцию к повышению.

Значительные изменения % ат. элементного состава W, Fe и углерода, коррелируют с изменениями % мас. состава (рис. 4, *г–е*). С увеличением времени ЭИЛ во всех случаях наблюдается снижение % ат. состава Fe, и возрастание % ат. составов W и углерода.

Для элементов Co и O изменения незначительны. Так, для Co средние отклонения составляют не более 1,6 % мас. и 1,4 % ат.; для кислорода, соответственно, не более 0,8 % мас. и 3,4 % ат. Можно полагать, что ЛС в основном состоит из карбидов Fe и W, причем с увеличением времени ЭИЛ содержание карбидов вольфрама возрастает, а FeC убывает.

Исследования химического и фазового составов показали, что в поверхностном слое образца № 2 ($t$ = 3,25 мин) содержатся W, Co, O, C. В большем количестве эти элементы содержатся в поверхностном слое образца № 3 ($t$ = 5,4 мин), в котором обнаруживаются фазы, как и у образца № 1 ($t$ = 1,1 мин): Fe (куб.); CoO (куб.); $W_2C$ (гекс.); WC (гекс.); $WC_{1-x}$ (куб.), при исходном обнаружении фаз до ЭИЛ у анода: Fe (куб.) и у катода: Co (гекс.); $Co_3O_4$ (куб.); CoO (куб.); WC (гекс.). Аналогичные результаты наблюдаются после ЭИЛ для вышеупомянутых образцов № 9, 17, 18. Следовательно, отрицательные величины изменения толщины ЛС образцов или отсутствие приращений $\Delta_h$ после ЭИЛ не являются следствием отсутствия ЛС.

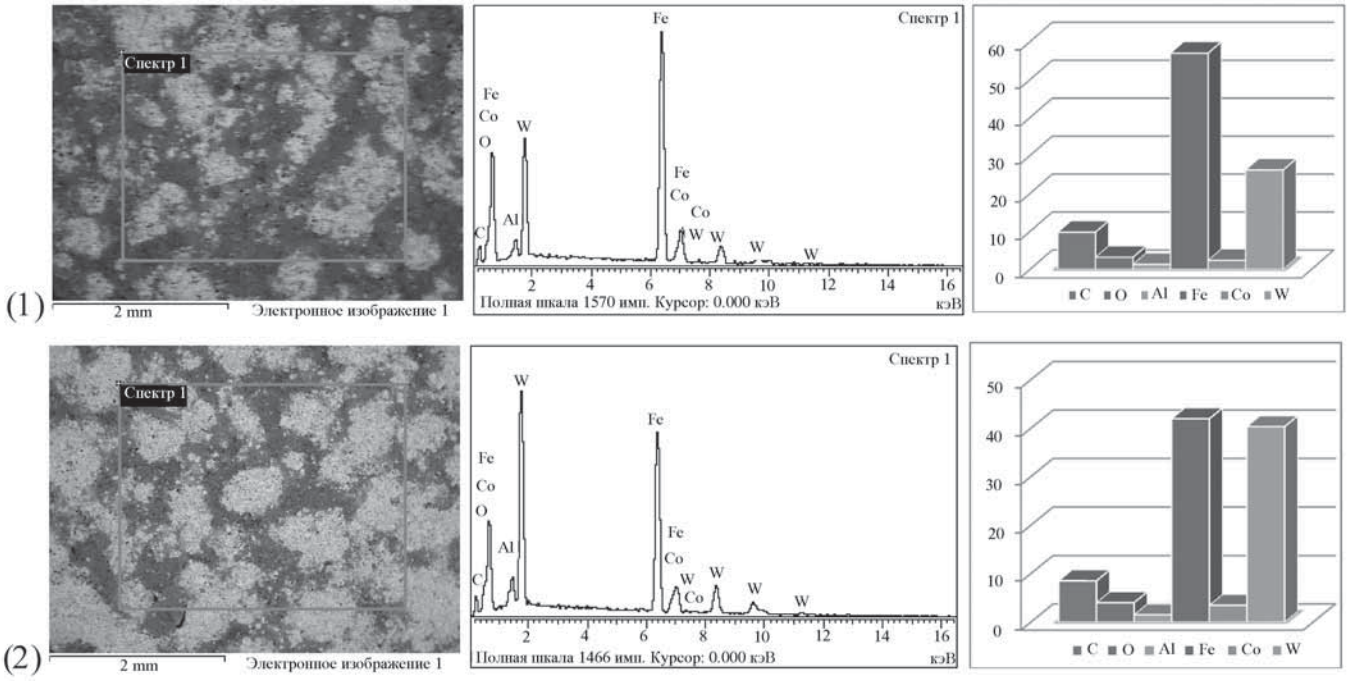



**Рис. 5. Вид поверхности с "островковым" покрытием (*а*), спектрограммы (*б*) и диаграммы % мас. элементного распределения (*в*) образцов № 1 и 2**

При всех использованных режимах обработки в поверхностном слое содержатся, % мас.: 20...70 – W; 2,4...6,5 – Co; 6...59 – C и 6,3...66 – Fe. То есть ЛС представляет собой композиционный материал, состоящий из материала анода и катода. Его формирование происходит за счет взаимной кристаллизации перенесенного с анода материала и расплавленного материала катода либо расплавленного материала анода с материалом поверхности катода ("вторичной" структуры). В связи с ЭИЛ ВК8/сталь 10 на воздухе в ЛС содержится кислород 2...6 % мас. При этом рентгенофазовый анализ, начиная с образца № 3 ($t$ = 5,4 мин), показывает наличие в поверхностном слое фаз: CoO (куб.); W (куб.); $W_2C$ (гекс.); WC (гекс.); $WC_{1-x}$ (куб.).

При ЭИЛ твердым сплавом стальной подложки ВК8/сталь 10 происходит эрозия не только материала анода, но и материала катода, хотя эрозия последнего на порядок меньше [1], но ее необходимо учитывать при измерении толщины покрытия. То есть действительная толщина покрытия может быть больше измеряемой на величину эрозии материала катода:

$$h_д = h_и + h(\Delta_э^к), \quad (4)$$

где $h_д$ – действительное значение толщины покрытия;

$h_и$ – измеренное значение толщины образца;

$h(\Delta_э^к)$ – толщина слоя, полученная за счет эрозии материала катода.

При "чистовых" режимах обработки в некоторых случаях:

$h(\Delta_э^к) \geq h_и$ (без учета диффузионного слоя и зоны термического влияния).

Кроме того, при ЭИЛ ВК8/сталь 10 образуются области ("островки") перенесенного материала (рис. 5, 6), площадь котор

_ых при последующем ЭИЛ увеличивается, а их высоты могут удаляться, что приводит к уменьшению толщины образца. Как видно (см. рис. 5), при небольших значениях времени $t$ образуются "островки" размером до 0,1...0,8 мм, при этом содержание Fe в исследованных спектрах несколько больше содержания W.

С увеличением времени легирования (до $t$ = 5,4 мин) происходит заполнение поверхности образца между "островками", при этом резко увеличивается содержание W и уменьшается содержание материала подложки (рис. 6).

При дальнейшем повышении времени до $t$ = 7,6 мин происходит стабилизация в формировании ЛС: данные по содержанию W, Fe, Co, O изменяются незначительно с повышением $t$ (до 10,8 мин). Количество "островков" и их размеры уменьшаются в связи с заполнением переносимым материалом областей поверхности между ними, количество W в поверхностном слое увеличивается, а содержание Fe значительно уменьшается, до 14,1 % мас. (рис. 6).

Таким образом, в процессе ЭИЛ ВК8/сталь 10 на поверхности формируется композиционный ЛС, со-

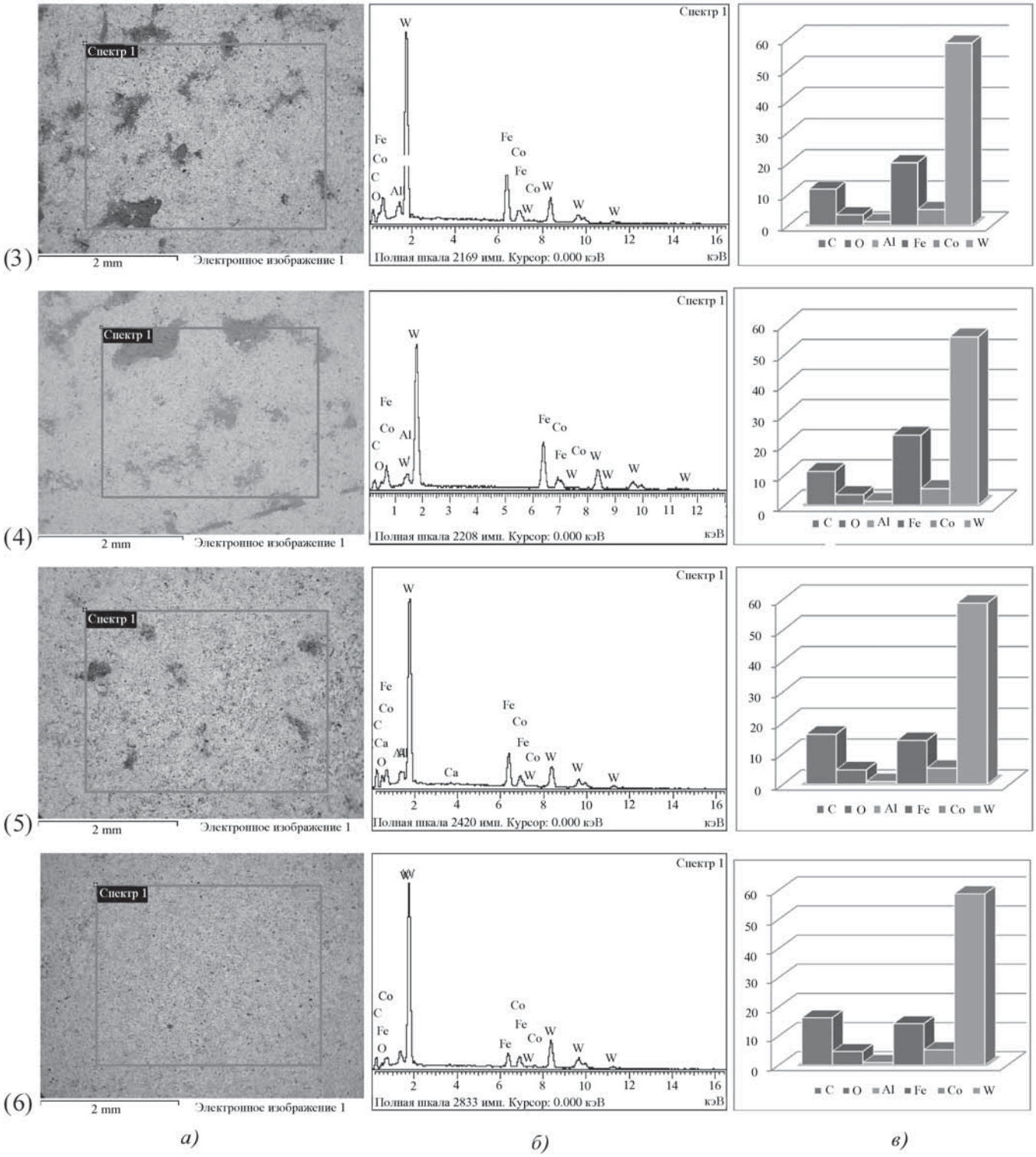



**Рис. 6. Вид поверхности (*а*) с постепенным заполнением покрытием "межостровковых" областей, спектрограммы (*б*) и диаграммы % мас. элементного распределения (*в*) образцов № 3–6**

стоящий в самом начале из "островков" перенесенного материала на свободной поверхности катода, которая постепенно заполняется материалом подложки ($M_п$) с образованием композита ($M_а$ + $M_к$). Дальнейшее повышение времени легирования (до 16,2 мин) приводит к увеличению сплошности покрытия и образованию ЛС практически без видимых "островков" с большим содержанием вольфрама (до 70,6 % мас.) и

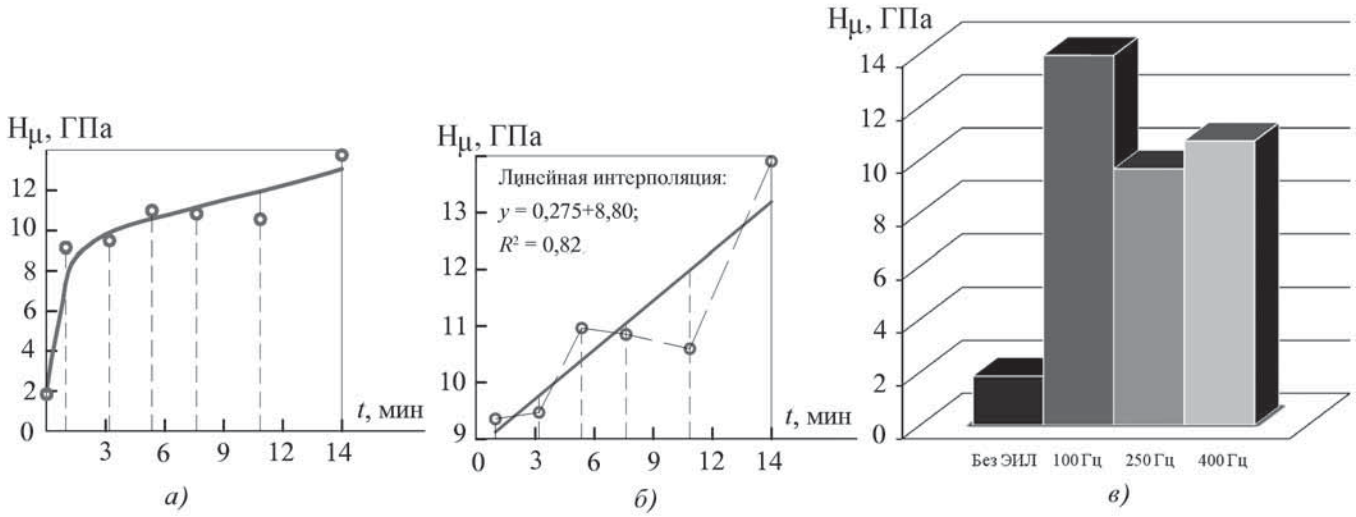



**Рис. 7. Изменение величины средней твердости поверхностного слоя, ГПа, в зависимости от времени легирования (*а*), тренд изменения твердости с отбрасыванием крайних значений поля рассеяния (*б*), диаграмма твердости ЛС в зависимости от частоты вибровозбудителя (*в*)**

наименьшим Fe (7,2 % мас.). Можно полагать, что для используемых электродов и режимов обработки это время оптимально.

Однако в связи с особенностями технологии ЭИЛ ВК8/сталь 10 и, в частности, влиянием стохастического характера процесса воздействия электроискрового разряда на единицу площади катода, формирование ЛС на всей его площади может быть неравномерным. То есть происходит образование композита не только по глубине поверхностного слоя, но и с постепенным заполнением "межостровковой" площади, что в ряде случаев может способствовать повышению работоспособности формируемого ЛС [5].

Следовательно, по мере заполнения межостровкового пространства, преимущественно материалом анода, твердость которого значительно превышает таковую подложки, твердость ЛС с повышением времени легирования должна непрерывно повышаться. Такая тенденция изменения твердости ЛС наблюдалась при экспериментальном ее определении (рис. 7, *а*, *б*).

В нашем случае (рис. 7, *в*) максимальная твердость ЛС наблюдается при $f = 100$ ГЦ, а затем уменьшается с возрастанием частоты до 400 Гц, что коррелирует с данными [3].

В связи с этим представляет интерес исследование эффективности [7] формирования ЛС:

$$\gamma_{ЛС} = \Sigma\, \Delta_к\, \overline{K}_п\, T_х\,,$$

где $\overline{K}_п$ – среднее значение коэффициента переноса;

$T_х$ – порог хрупкого разрушения ЛС и процесса ЭИЛ;

$$\gamma_Ф = \gamma_{ЛС}\, \gamma_С\,,$$

где $\gamma_С$ – показатель свойств, в нашем случае по твердости и толщине ЛС в зависимости от тока и частоты вибрации легирующего электрода.

Как видно из таблицы, наибольшая эффективность формирования ЛС $\gamma_{ЛС}$ наблюдается при $f = 100$ Гц, та же тенденция характерна для $\gamma_С$ и $\gamma_Ф$. В общем случае наблюдается снижение эффективности изменения свойств $\gamma_С$ по твердости и толщине ЛС с повышением частоты $f > 100$ Гц и тока $I_р^{ср} > 0{,}8$ А.

Такое изменение $\gamma_{ЛС}$, $\gamma_Ф$ и сопутствующих им $\gamma_С$ по параметрам твердости и толщины покрытий связано с изменением механизма формирования ЛС и его свойств при изменении частоты вибрации легирующего электрода. В [6] показано, что при формировании ЛС наблюдаются два одновременно происходящих процесса: наращивание ЛС (появление "бугров", и заполнение пространства между ними) и разрушение ЛС в результате действия импульсных тепловых и механических нагрузок, в том числе и от частоты виб-

*Таблица*

**Показатели эффективности формирования ЛС ($\gamma_{ЛС}$) свойств ЛС ($\gamma_С$) и процесса ЭИЛ ($\gamma_Ф$)**

| Критерий | 100 Гц | 250 Гц | 400 Гц |
|---|---|---|---|
| $\gamma_{ЛС} = \Sigma\Delta_к\, K_п\, T_х$ | 1,03 | 0,82 | 0,53 |
| $\gamma_С(тв) = C_{ЛС} / C_о$ | 7,52 | 5,21 | 5,78 |
| $\gamma_С(h) = C_{ЛС} / C_о$ | 5,00 | 6,00 | 3,00 |
| $\gamma_С(сум) = тв \cdot h$ | 37,61 | 31,27 | 17,34 |
| $\gamma_Ф = \gamma_{ЛС}\, \gamma_С$ | 38,56 | 25,73 | 9,16 |

рации электрода. До порога хрупкого разрушения $T_x$ происходит процесс "наращивания" ЛС, после $T_x$ – процесс его хрупкого разрушения. В нашем случае преобладает процесс “наращивания”, однако повышение частоты вибрации электрода способствует повышению роли хрупкого разрушения, а следовательно, снижению эффективности $\gamma_{ЛС}$, $\gamma_{Ф}$.

## Выводы

1. Показано изменение макроструктуры, химического и фазового состава ЛС в зависимости от времени ЭИЛ ВК8/сталь 10, величины тока и частоты вибровозбудителя: на первом этапе формируются отдельные "островки" с небольшим содержанием W, на втором – происходит постепенное заполнение "межостровковой" поверхности катода с увеличением содержания W, уменьшением Fe и стабилизация их содержания в ЛС.

2. Привес катода наибольший при длительном ЭИЛ с частотой $f = 100$ Гц и среднем рабочем токе $I_р^{ср} = 0{,}8$ А, он уменьшается с повышением частоты (до $f = 400$) и тока ($I_р^{ср} = 1{,}2$ А), что приводит к уменьшению содержания в ЛС вольфрама и времени его стабилизации.

3. Показана методика определения оптимального удельного времени ЭИЛ стали ВК8/сталь 10 при обработке поверхности катода до полного исключения "межостровковых" участков с исходным рельефом с наибольшим содержанием в нем W.

4. Наибольшая эффективность процесса ЭИЛ $\gamma_{Ф}$ и формирования ЛС $\gamma_{ЛС}$ наблюдается при $f = 100$ Гц, та же тенденция характерна для показателя эффективности свойств $\gamma_С$ (твердости, толщины покрытия), при этом наблюдается снижение $\gamma_С$ с повышением частоты $f > 100$ Гц и тока $I_р^{ср} > 0{,}8$ А.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК


1. **Верхотуров А.Д.** Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 323 с.
2. **Электроискровые** технологии восстановления и упрочнения деталей машин и инструментов / Ф.Х. Бурумкулов, П.П. Лезин, П.В. Сенин, В.И. Иванов, С.А. Величко, П.А. Ионов. Саранск: МГУ им. Н.П. Огарева, 2003. 504 с.
3. **Мицкевич М.К.** Об электроэрозионном эффекте на вибрирующих электродах / Физические основы электроискровой обработки материалов. М.: Наука, 1966. С. 128–138.
4. **Лазаренко Б.Р., Лазаренко Н.И.** Современный уровень развития искровой обработки металлов и некоторые научные проблемы в этой области / Электроискровая обработка металлов. Вып. 1. М.: Изд-во АН СССР, 1957. С. 9–37.
5. **Верхотуров А.Д.** Некоторые вопросы теории и практики метода электроискрового легирования металлических поверхностей // Физика и химия обработки материалов. 1993. № 3. С. 60–68.
6. **Верхотуров А.Д.** Научные основы формирования легированного слоя и создание электродных материалов при электроискровом легировании / дис. ... д-ра техн. наук. Киев: ИМП НАНУ, 1984. 532 с.
7. **Верхотуров А.Д., Иванов В.И., Коневцов Л.А.** Критерии оценки эффективности процесса электроискрового легирования / Труды ГОСНИТИ. Т. 107. Ч. 2. М.: ГОСНИТИ, 2011. С. 131–137.


УДК 621.793.09

**В.А. Коротков** *(УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина*
*Нижнетагильский технологический институт (филиал))*
*E-mail: 245901@mail.ru*

# 10 лет применению ручной плазменной закалки

*Разработка в 2002 г. плазменной установки УДГЗ-200 сделала поверхностную закалку более доступной. Она позволила упрочнять то, что ранее не упрочнялось, и за счет этого решить многие проблемы на ведущих уральских предприятиях горно-металлургической отрасли.*
***Ключевые слова:*** *поверхностная закалка, плазменная дуга, износостойкость.*

*Installation for plasma hardening UDGZ-200 was developed in 2002. Technology of plasma hardening has become more available. Now it is possible to harden that was not available, and thus solve many problems in the leading enterprises of the Ural Mining and Metallurgical Industry.*
***Keywords:*** *surface hardening, plasma arc, resistance to wear.*

## Введение

Поверхностная закалка является эффективным средством снижения металлоемкости в промышленности. Она характеризуется малым потреблением энергии и сохранением вязкой сердцевины у закаленных изделий, которая предохраняет их от поломок при динамических нагрузках. Однако выбор способов поверхностного упрочнения сравнительно небольшой. Это – газопламенная закалка, разработанная в начале 20-го века, но из-за присущих ей недостатков

не получившая широкого применения. Закалка ТВЧ, разработанная в 1930–1940-е гг., мало пригодна в единичном или мелкосерийном производстве, а также для упрочнения плоских поверхностей. Лазерная закалка, продолжающая оставаться дорогостоящей и малодоступной технологией с невысокой производительностью. В статье излагается краткий обзор 10-летнего применения одной из новых технологий поверхностного упрочнения – ручной плазменной закалки установкой УДГЗ-200.

Плазменная дуга представляет собой разновидность электрической дуги, для большей устойчивости обжатой газовым потоком. Для закалки ее перемещают по поверхности изделия, разогревая тонкий слой. Плазменная закалка получила известность ~30 лет назад, когда на рубеже 1970–1980-х гг. в промышленности появилось много плазменных установок различного назначения. Вполне естественно, что рационализаторы и исследователи начали пытаться использовать плазмотроны для поверхностной закалки. Для этого адаптировали различные установки, например, микроплазменной сварки [1] и плазменного напыления [2]. В Нижнетагильском филиале Уральского политехнического института для плазменной закалки производили модернизацию установок: плазменной сварки [3], плазменной резки [4], аргонодуговой сварки [5]. Первое внедрение плазменной закалки произвели в 1985 г. на бандажах рельсо-правильных машин в Нижнетагильском металлургическом комбинате. С переходом на производство рельс тяжелого сортамента (Р65) срок службы бандажей резко упал. Попытки увеличения стойкости за счет газовой и ТВЧ закалок успехов не имели – бандажи быстро разрушались по шпоночному пазу. Проблему решило применение плазменной закалки. Сначала закаливалось по 200 шт. и более бандажей в год, но когда все бандажи были переведены на плазменную закалку, число закалок вдвое уменьшилось [6].

При плазменной закалке дугой прямого действия (на установках плазменной, аргонодуговой, микроплазменной сварки) деталь находится под напряжением, что позволяет разогревать лишь тонкий поверхностный слой толщиной 1...2 мм. Благодаря этому быстрое охлаждение, необходимое для закалки, обеспечивается теплоотводом в ненагретое тело детали и отпадает необходимость в подаче и уборке воды с закаливаемой детали. Поскольку небольшие размеры плазмотронов допускают их ручное манипулирование, а отсутствие синхронной подачи на деталь воды не рассеивает внимание оператора, то представлялось, что плазменная закалка дугой прямого действия может осуществляться вручную. В этом случае плазмотрон, подобно кисти маляра, мог бы добираться до любых участков поверхности и закаливать то, что ранее было недоступно. Но такого не случилось. Оказалось, что даже небольшие отклонения скорости перемещения, расхода плазмообразующего газа, длины дуги от оптимальных значений приводят к оплавлению поверхности или исчезновению закаленного слоя. Поэтому плазменную закалку дугой прямого действия производили лишь на автоматических установках, когда перечисленные параметры поддаются точному поддержанию. Таким образом, в промышленности долгое время не было способа, позволяющего выполнять плазменную закалку вручную.

В век роботов и "безлюдных" производств задача разработки ручной технологии может показаться ошибочной. Но это не так. Ручные технологии, благодаря универсальности, демонстрируют живучесть. В мире основной объем сварки (более 80 %) выполняются электродами или полуавтоматами, т.е. вручную. По аналогии можно было ожидать, что с разработкой ручной плазменной закалки объемы упрочнения закалкой возрастут, и произойдет это за счет изделий, которые ранее по тем или иным причинам закалить было невозможно. Забегая вперед, отметим, что именно так и случилось. Ручная плазменная закалка увеличила номенклатуру закаливаемых изделий и решила ряд острых проблем на ведущих предприятиях Урала, таких как: ОАО "ЧМК", ОАО "НТМК", ОАО "ВСМПО-АВИСМА", ОАО "ЧТПЗ", ОАО "КГОК" и др.

## Установка плазменной закалки УДГЗ-200

В ООО "Композит", созданном кафедрой Сварки Нижетагильского филиала УПИ в 1990 г., неоднократно предпринимались попытки преодолеть недостатки, присущие плазменной закалке дугой прямого действия. Желаемый результат получили в 2002 г., когда была разработана установка для поверхностной закалки деталей плазменной дугой УДГЗ-200 (рис. 1).

В состав установки входит закалочная горелка, которая подключается к блоку ее автономного охлаждения, соединенного с источником питания кабелем-рукавом. В качестве плазмообразующего газа используется аргон. Установка снабжается паспортом, сертификатом и руководством по эксплуатации.

При ручном ведении закалки важно иметь ориентиры, чтобы поддерживать нужную длину и скорость перемещения дуги. Сначала представлялось, что даже если они будут определены, то оператор не сможет раздваивать внимание, чтобы ими воспользоваться. Однако нашлось простое решение. Приняли во внимание, что прежде чем расплавиться, закаливаемая поверхность под дугой начинает "вспотевать", и это видно через сварочный светофильтр. Оператору ставится задача иметь под дугой "вспотевание", но не доводить поверхность до "плавления". На поверхно-

**Рис. 1. Установка плазменной закалки УДГЗ-200**

сти появляется лишь тонкая пленка оксидов (цвета побежалости), которая не влияет на шероховатость поверхности в пределах *Rz* 5...80. Ориентируясь на это, сварщики 2–3-го разрядов быстро овладевают навыком обработки поверхности закалочными полосами шириной по 7...14 мм с некоторым их перекрытием. Закалка происходит без подачи воды за счет теплоотвода в деталь, что позволяет вести ее не только в термических цехах, но и на ремонтных или монтажных площадках (рис. 2).

Твердость закаленного слоя того же уровня, что при обычной закалке, т.е. увеличивается с ростом содержания углерода в пределах 40...65 HRC; глубина упрочненного слоя ~1 мм. На стыках закаленных полос имеет место отпускное снижение твердости, но это обстоятельство чаще всего не мешает получать положительный результат от применения плазменной закалки.

**Рис. 2. Закалка зубчатого венца на дворе агломерационного цеха**

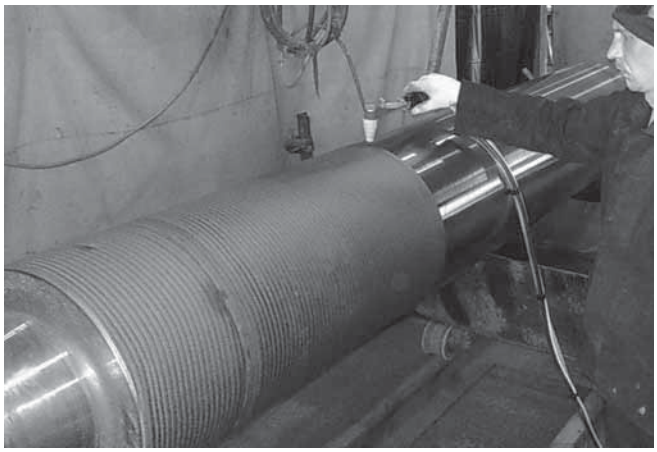


**Рис. 3. Настройка плазменной закалки на автоматической установке**

Закалка установкой УДГЗ-200 не дает деформаций, не ухудшает шероховатость поверхности, поэтому многие детали после плазменной закалки эксплуатируются без финишной шлифовки. Процесс закалки установкой УДГЗ-200 может быть роботизирован, механизирован, или автоматизирован. На рис. 3 ведется настройка плазменной закалки ролика на автоматической установке. За прошедшее после разработки установки УДГЗ-200 время ей было найдено различное применение на ведущих предприятиях Урала [7–9].

***Закалка зубчатых и шлицевых соединений.*** Так сложилось (вероятно из-за недостаточной осведомленности инженерной общественности в вопросах износостойкости), что оборудования, нарезающего зубчатые соединения, на предприятиях гораздо больше, чем оборудования для их упрочнения. Поэтому значительная часть шестерней и зубчатых колес эксплуатируется без термического упрочнения, как следствие, быстро изнашивается и становится причиной частых ремонтов. Разработанная установка УДГЗ-200 позволяет использовать ее для упрочнения зубчатых зацеплений с модулем $m \geq 5...6$. Плазменной закалкой с 2004 г. упрочняют зубчатые колеса для сталеразливочных кранов на Нижнетагильском металлургическом комбинате. В результате закалки твердость увеличивается с 200 НВ до 500 НВ, а срок службы – ~3 раза. С таким же эффектом закаливаются зубчатые венцы шаровых и стержневых мельниц на Высокогорском и Качканарском ГОКах. Для корпорации ВСМПО-Ависма выполнена плазменная закалка шевронных зубчатых колес. На Качканарском ГОКе приводные шестерни моторных грузовых вагонов в 2005 г. вместо закалки ТВЧ

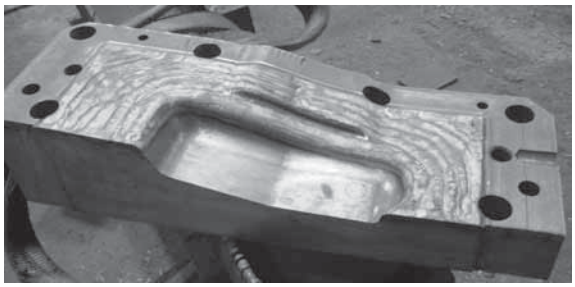


**Рис. 4. Фрагмент разрезного штампа с плазменной закалкой**

стали упрочнять плазменной закалкой. К 2008 г. было закалено 241 шт., а в 2008–2011 гг. – только 53 шт. Столь существенное сокращение расхода приводных шестерней свидетельствует об их возросшей наработке в результате плазменной закалки.

***Закалка штампов.*** На Уралвагонзаводе плазменной закалкой в 2,7 раза сокращен расход вырубных штампов. В три раза сокращен расход чугунных формовочных штампов на Челябинском трубопрокатном заводе. В корпорации ВСМПО-Ависма плазменная закалка штампов применена с одновременным увеличением температуры отпуска после их предварительной объемной закалки. Первая мера устранила расколы штампов, а вторая – уменьшила их износ, что в целом благоприятно отразилось на расходе штампов.

На Волжском автомобильном заводе многие штампы изготавливаются с разрезкой на небольшие фрагменты, которые закаливают с нагревом в печах, а затем трудоемкой фрезеровкой и шлифовкой закаленного металла подгоняют фрагменты один к другому. Был произведен опыт подгонки фрагментов в незакаленном состоянии, когда мягкий металл не вызывает затруднений при механообработке. После этого выполнили плазменную закалку (рис. 4), которая не вызвала короблений, и штамп после сборки без дополнительной подгонки пошел в работу. Это снизило трудоемкость изготовления штампа на 30 %, а ремонтные расходы при его эксплуатации – в 3 раза. Последнее показывает, что износостойкость штампа после плазменной закалки выше, чем после объемной закалки.

***Иные примеры плазменной закалки.*** На Уралвагонзаводе рельсовые направляющие на автоматической линии по изготовлению колесных осей достигли почти предельного износа, когда их подвергли плазменной закалке. Последующие наблюдения показали, что интенсивность изнашивания в результате плазменной закалки уменьшилась на порядок.

При изготовлении валков для правки труб большого диаметра их закаливают ТВЧ. После получения

**Рис. 5. Пятник и подпятниковое место вагонной тележки с плазменной закалкой**

износа валки протачивают на ремонтный размер, но наработка после переточки в несколько раз снижается. Повторная закалка ТВЧ сопровождается растрескиванием поверхности, поэтому ее не практикуют. Плазменная закалка переточенных валков оказалась успешной, а срок службы – как у новых.

Плазменная закалка упрочняет обычно не закаливающиеся низкоуглеродистые стали. Так, закалка буртов подпятникового места ж/д вагона (сталь 20ГЛ) увеличила их твердость с 180 до 400 НВ, а пробег – в 3 раза. На Уралвагонзаводе проводятся работы по внедрению плазменной закалки деталей вагонной тележки в производство (рис. 5).

В настоящее время в ООО "Композит" работает десять установок УДГЗ-200, которыми в год закаливается более 0,5 тыс. м$^2$, и столько же установок реализовано на другие предприятия. В 2008 г. закалочная установка УДГЗ-200 отмечена серебряной медалью на Женевском салоне изобретений и инноваций.

## Выводы

Десятилетний опыт показывает, что закалка установкой УДГЗ-200 дает возможность получения следующих важных результатов:

1. Закаленный слой составляет ~1 мм, что обеспечивает ему хорошую работоспособность в различных условиях эксплуатации.

2. Закаленная поверхность не имеет окалины и не повреждается оплавлением, что допускает зубчатые, шлицевые и другие детали отправлять в эксплуатацию сразу же после закалки без дополнительной механооб-

работки, или ограничиваться зачисткой лепестковым кругом.

3. Закалка производится без сопутствующего охлаждения водой, что делает ее возможной к применению не только в специализированных термических цехах, но в самых различных местах: на монтажных и ремонтных площадках, на открытом воздухе, по месту эксплуатации деталей. Как следствие, теперь закаливают то, что ранее было недоступно.

4. Плазменная закалка может применяться как дополнительное упрочнение штампов, прошедших объемную закалку, так и в качестве замены объемной закалки с увеличением стойкости до нескольких раз.

5. Закалка плазменной дугой упрочняет обычно не закаливающиеся, низкоуглеродистые стали, что расширяет область применения закалки.

6. Плазменная закалка может применяться взамен традиционных, но более дорогостоящих способов закалки: с нагревом в печах, газовым пламенем, ТВЧ.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК


1. **Кобяков О.С., Гинзбург Е.Г.** Использование микроплазменного нагрева в процессах упрочняющей технологии // Автоматическая сварка. 1985. № 5. С. 65–67.

2. **Плазменное** поверхностное упрочнение / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, В.И. Комар. Киев: Техника, 1990. 109 с.

3. **Плазменная** закалка деталей технологического оборудования / А.А. Бердников, М.А. Филиппов, Р.И. Силин, И.Н. Веселов // Тез. докл. научн.-технич. конф. "Прогрессивные технологии упрочнения деталей машин и инструмента с применением источников с высокой концентрацией энергии". Пенза: ПДН–ТП, 1986. С. 69–70.

4. **Восстановление** и упрочнение роликов / В.А. Коротков, Л.В. Баскаков, И.А. Толстов // Сварочное производство. 1991. № 3. С. 31–33.

5. **Технология** и оборудование электродуговой закалки стальных и чугунных деталей / В.И. Журавлев, Е.Н. Сафонов, В.Н. Давыдов и др. // Свердловск: СЦНТИ, 1990. № 90 (34).

6. **Восстановление** и упрочнение деталей и инструмента плазменными технологиями / В.А. Коротков, А.А. Бердников, И.А. Толстов. Челябинск: Металл, 1993. 144 с.

7. **Коротков В.А.** Плазменная закалка зубчатых и шлицевых соединений // Вестник машиностроения. 2009. № 8. С. 87–89.

8. **Повышение** стойкости штампов плазменной закалкой / В.А. Коротков, И.Д. Миайлов, Э.Ж. Агафонов // КШПиОМД. 2009. № 1. С. 40–45.

9. **Новая** установка для упрочняющей обработки / В.А. Коротков, С.В. Макаров // Металлообработка. 2009. № 5. С. 43–46.



ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ВЫБОР ЗАГОТОВОК В МАШИНОСТРОЕНИИ

Справочник

А.И. Кондаков, А.С. Васильев

Изложен методический подход и необходимое информационное обеспечение для обоснованного выбора исходных заготовок в условиях современного многономенклатурного машиностроительного производства. Приведены характеристики свойств основных машиностроительных материалов и рекомендации по их выбору. Даны сведения об основных видах заготовок и способах их изготовления. Указаны основные критерии и правила выбора заготовок. Изложены различные методики обоснования решений, принимаемых при выборе заготовок. Рассмотрены проблемы автоматизации выбора заготовок на основе современных информационных технологий.

Для специалистов и технологов машиностроительных предприятий, работников научно-исследовательских учреждений, аспирантов и студентов машиностроительных вузов.

Объем 560 с.
Формат 60x88 1/16
Переплет
ISBN 978-5-217-03382-9
Цена 440 р.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 666.1.053.5:621.921.34

**В.А. Рогов, М.И. Шкарупа** *(Российский университет дружбы народов, г. Москва)*
*E-mail: vladimirrogov@yandex.ru*

# Исследование магнетронного напыления нанопокрытий на поверхность деталей из конструкционной керамики после механической обработки

*Предложен и апробирован способ магнетронного напыления нанопокрытий на детали после финишной обработки, позволяющий блокировать 100 % микротрещин. Получены математические модели адгезии и толщины покрытия. Получены фотографии структуры обработанной поверхности керамики из $SiO_2$.*

***Ключевые слова:*** *магнетрон, нанопокрытие, адгезия, конструкционная керамика, математическая модель, напыление.*

*The method of magnetron deposition of nano-coatings on the components after finishing treatment enabling the arrest of 100 % of cracks was proposed and tested. The mathematical models of coating adhesion and thickness were also obtained. The photos of the machined surface structure of $SiO_2$-ceramics are taken.*

***Keywords:*** *magnetron, nano-coating, adhesion, structural ceramics, a mathematical model, deposition.*

После механической обработки заготовок из конструкционной керамики на их поверхности появляются микротрещины, вызывающие разупрочнение и дальнейшее разрушение деталей. В целях изучения данной проблемы были проведены исследования по плазменному напылению оксидных покрытий в магнетроне. На образцы деталей из кварцевой и нитридной керамики ($SiO_2$ и $Si_3N_4$), изображенных на рис. 1, были напылены покрытия из $Al_2O_3$. При этом шероховатость поверхности не изменилась и составила по параметру *Ra* 0,5 мкм, а прочность и износостойкость увеличились.

Из фотографий микроструктуры поверхности видно, что после чистового шлифования на поверхности образца из кварцевой керамики присутствуют микротрещины Гриффитса. После напыления нанопокрытия в магнетроне произошло заращивание и блокирование 100 % микротрещин (рис. 2).

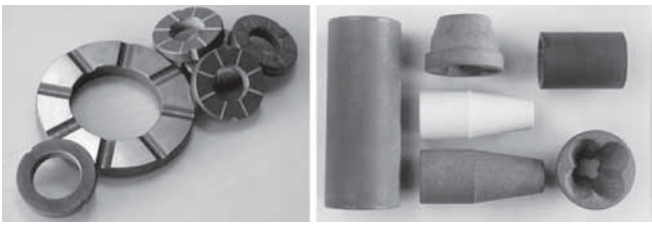


**Рис. 1. Детали из конструкционной керамики для экспериментов по напылению нанопокрытий**

Для выявления математических моделей толщины и адгезии покрытия, а также оптимизации режимов магнетронного напыления был проведен дробный факторный эксперимент (ДФЭ) $2^{8-4}$ на двух уровнях, позволяющий исключить незначимые и неадекватные технологические факторы (настройки магнетронной системы) после их проверки по критериям Фишера и Стьюдента и сократить количество опытов. Соответствие технологических факторов и уровней приведены в табл. 1, а матрица планирования эксперимента представлена в табл. 2.

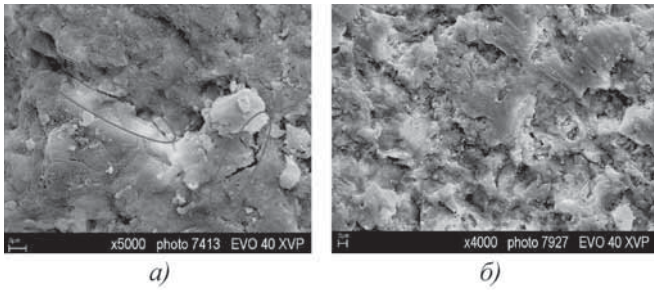



**Рис. 2. Микроструктура поверхности кварцевой керамики:** *а* – после чистового шлифования, *б* – после напыления нанопокрытия из оксида алюминия

*Таблица 1*

**Технологические факторы и уровни**

| Факторы | | Уровни | |
|---|---|---|---|
| | | +1 | –1 |
| Ток $I$, А | $x_1$ | 13 | 4 |
| Температура подложки $t$, °С | $x_2$ | 300 | 20 |
| Напряжение смещения $U_{см}$, В | $x_3$ | 1200 | 1 |
| Давление рабочего газа $P$, мБар | $x_4$ | $2\cdot10^{-3}$ | $2\cdot10^{-4}$ |
| Расход реактивного газа, мл/мин | $x_5$ | 25 | 5 |
| Частота коммутации магнетрона $n$, кГц | $x_6$ | 40 | 1 |
| Скважность напряжения смещения $Sk_u$ | $x_7$ | 0,5 | 0,1 |
| Скважность тока магнетрона $Sk_I$ | $x_8$ | 0,5 | 0,1 |

После обработки экспериментальных данных в программе MatLab были получены математические модели в виде уравнений регрессии для адгезии поверхности после напыления $Adg$ [Н/см$^2$] и толщины напыленного покрытия $h$ [нм]:

$$Adg = \frac{388{,}619\, P^{0{,}409}}{U_{см}^{0{,}08}\, n^{0{,}092}\, Sk_I^{0{,}232}};$$

$$h = \frac{749{,}2\, U_{см}^{0{,}083}\, n^{0{,}103}}{t^{0{,}185}},$$

где $P$ – давление рабочего газа, мБар; $U_{см}$ – напряжение смещения, В; $n$ – частота коммутации дуального магнетрона, кГц; $Sk_I$ – скважность тока дуального магнетрона; $t$ – температура подложки, °С .

Для оценки погрешности проведения опытов был проведен дисперсионный анализ полученных зависимостей. Для адгезии покрытия интервал отклонения аппроксимации (среднеквадратичное отклонение)

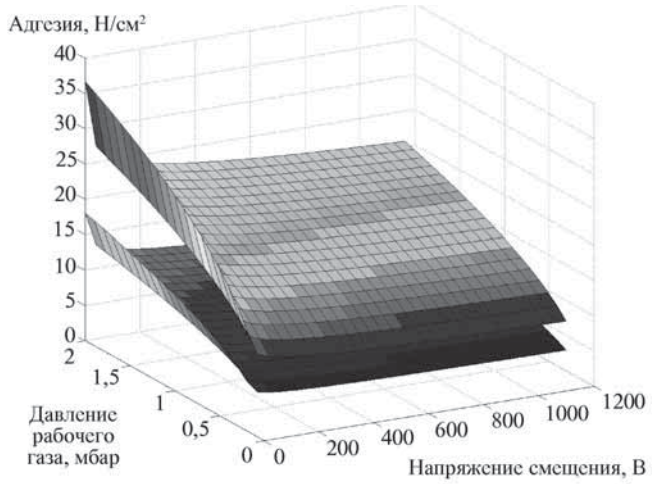
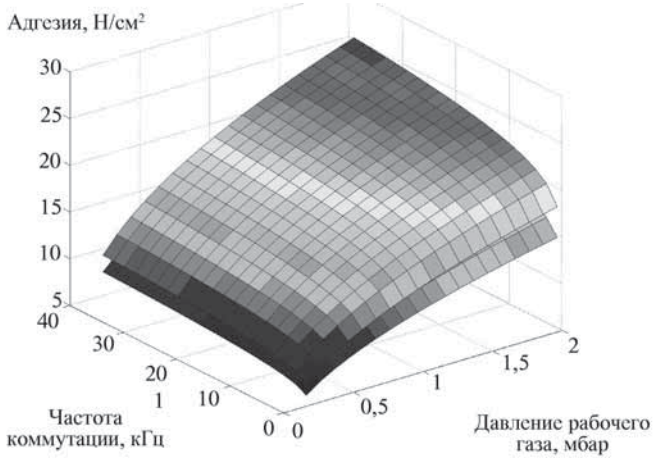
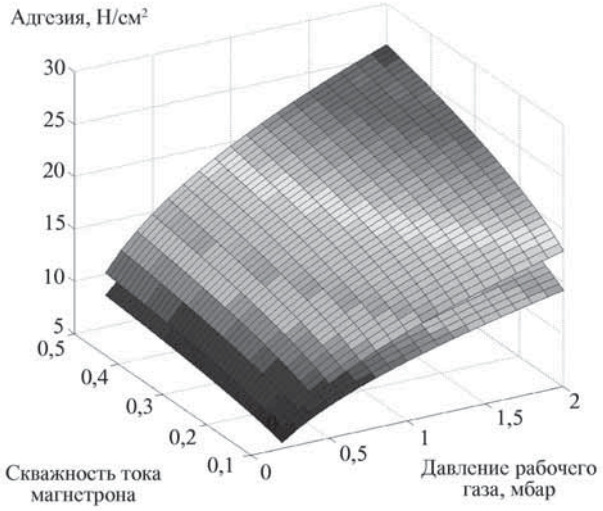
*Таблица 2*

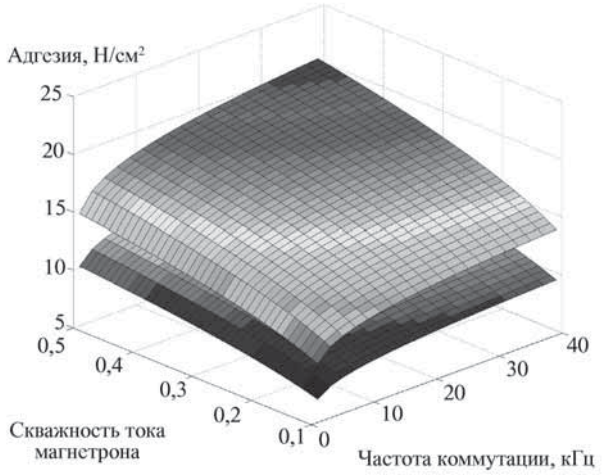
**Матрица планирования эксперимента**

| № опыта | Ток, $I$, А | Температура подложки $t$, °С | Напряжение смещения $U_{см}$, В | Давление рабочего газа $P$, мБар | Расход реактивного газа, мл/мин | Частота коммутации дуального магнетрона $n$, кГц | Скважность напряжения смещения $Sk_u$ | Скважность тока дуального магнетрона $Sk_I$ | Отклик | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | $x_1$ | $x_2$ | $x_3$ | $x_4$ | $x_5$ | $x_6$ | $x_7$ | $x_8$ | $Adg$, адгезия, Н/см$^2$ (5–35) | $h$, толщина покрытия, нм (50–1000) |
| 1 | –1 | –1 | –1 | –1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 11,869 | 613,861 |
| 2 | –1 | –1 | –1 | 1 | –1 | 1 | 1 | –1 | 32,4 | 818,822 |
| 3 | –1 | –1 | 1 | –1 | 1 | –1 | –1 | 1 | 9,571 | 886,349 |
| 4 | –1 | –1 | 1 | 1 | –1 | –1 | –1 | –1 | 29,775 | 931,181 |
| 5 | –1 | 1 | –1 | –1 | 1 | –1 | 1 | –1 | 21,15 | 191,594 |
| 6 | –1 | 1 | –1 | 1 | –1 | –1 | 1 | 1 | 34,884 | 259,324 |
| 7 | –1 | 1 | 1 | –1 | 1 | 1 | –1 | –1 | 7,345 | 897,968 |
| 8 | –1 | 1 | 1 | 1 | –1 | 1 | –1 | 1 | 18,28 | 593,768 |
| 9 | 1 | –1 | –1 | –1 | –1 | 1 | –1 | 1 | 8,2 | 504,336 |
| 10 | 1 | –1 | –1 | 1 | 1 | 1 | –1 | –1 | 33,857 | 613,197 |
| 11 | 1 | –1 | 1 | –1 | –1 | –1 | 1 | 1 | 5,139 | 819,603 |
| 12 | 1 | –1 | 1 | 1 | 1 | –1 | 1 | –1 | 28,247 | 532,357 |
| 13 | 1 | 1 | –1 | –1 | –1 | –1 | –1 | –1 | 29,519 | 202,873 |
| 14 | 1 | 1 | –1 | 1 | 1 | –1 | –1 | 1 | 31,061 | 454,440 |
| 15 | 1 | 1 | 1 | –1 | –1 | 1 | 1 | –1 | 7,533 | 428,483 |
| 16 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 1 | 16,993 | 966,087 |

*Таблица 3*

**Поверхности отклика для получения уравнений регрессии адгезии поверхности при напылении на него покрытия**

| Фиксация факторов | Поверхности отклика адгезии от технологических режимов напыления покрытия |
|---|---|
| 1. Фиксация частоты коммутации и скважности тока магнетрона на верхнем и нижнем уровнях |  |
| 2. Фиксация напряжения смещения и скважности тока магнетрона на верхнем и нижнем уровнях |  |
| 3. Фиксация напряжения смещения и частоты коммутации на верхнем и нижнем уровнях |  |

| Фиксация факторов | Поверхности отклика адгезии от технологических режимов напыления покрытия |
|---|---|
| 4. Фиксация напряжения смещения и давления рабочего газа на верхнем и нижнем уровнях |   |

составил 12,57 Н/см$^2$, а для толщины покрытия – 181 нм. Полученные расчеты показали достаточную точность регрессионных моделей.

Применение полученных математических моделей позволяют получить покрытие заданной толщины при высокой степени адгезии. Для уравнения регрессии адгезии поверхности при напылении на него покрытия были получены поверхности отклика при фиксации двух факторов на верхнем и нижнем уровнях. Эти поверхности показаны в табл. 3. Использование поверхностей отклика для полученных уравнений регрессии позволяют выбрать оптимальные режимы настройки магнетронной системы.

Из полученных поверхностей отклика видно, что при увеличении давления рабочего газа, скважности тока магнетрона и частоты коммутации значение параметра адгезии плавно увеличивается. Рост напряжения смещения не влияет на увеличение адгезии. Поэтому для получения максимального значения адгезии необходимо устанавливать максимальные значения технологических факторов (настроек магнетрона).

Схема магнетронной системы напыления дуального типа и экспериментальная магнетронная установка для напыления покрытий представлены соответственно на рис. 3, 4.

Поверхности отклика для толщины покрытия при фиксации факторов на верхнем и нижнем уровнях показаны в табл. 4.

Из полученных поверхностей отклика для толщины покрытия сделан вывод, что при повышении температуры подложки уменьшается толщина покрытия, а при увеличении частоты коммутации и напряжения смещения толщина покрытия повышается. Для полу-

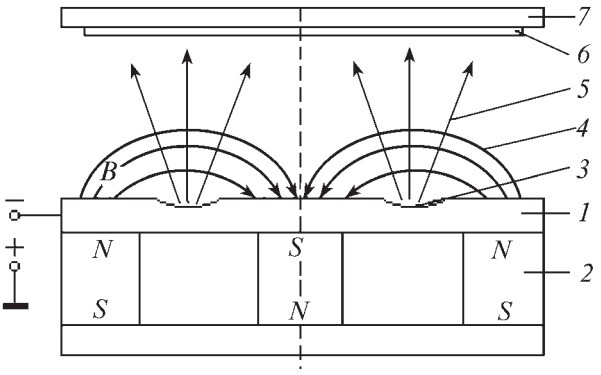
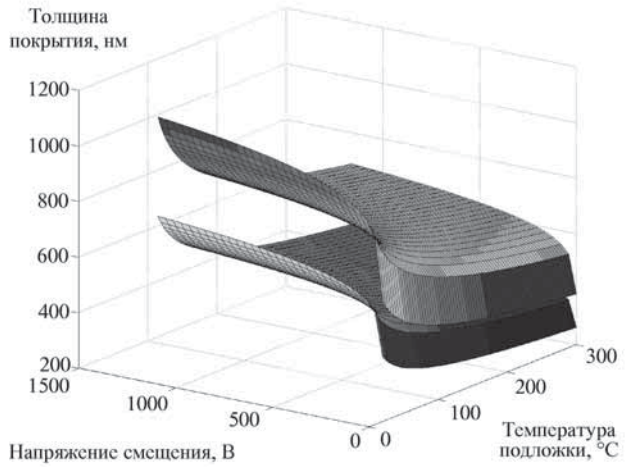
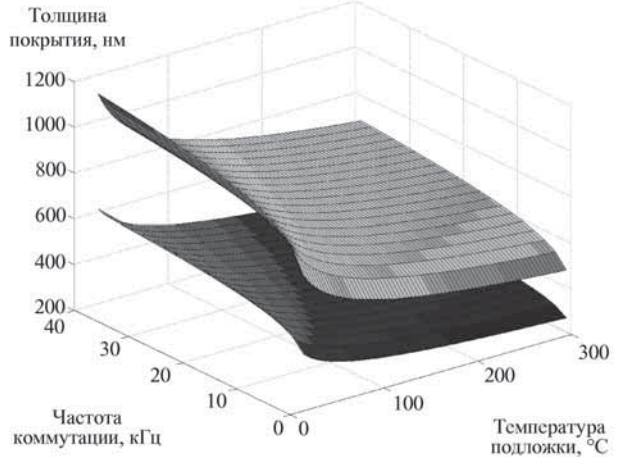
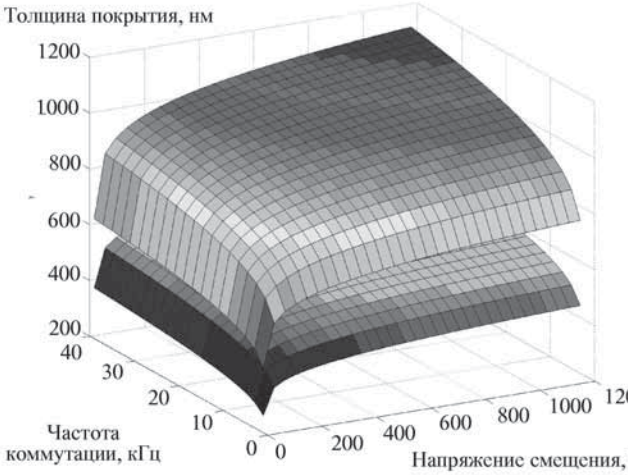



**Рис. 3. Схема магнетронной системы напыления дуального типа:**
*1* – мишень; *2* – магнитная система; *3* – зона распыления; *4* – магнитные силовые линии; *5* – поток распыляемого вещества; *6* – подложка; *7* – подложкодержатель

**Рис. 4. Экспериментальная магнетронная установка для напыления нанопокрытий**

*Таблица 4*

**Поверхности отклика для толщины покрытия для фиксации факторов на верхнем и нижнем уровнях**

| Фиксация факторов | Поверхности отклика толщины покрытия от технологических режимов напыления |
|---|---|
| 1. Фиксация частоты коммутации магнетрона на верхнем и нижнем уровнях |  |
| 2. Фиксация напряжения смещения на верхнем и нижнем уровнях |  |
| 3. Фиксация температуры подложки на верхнем и нижнем уровнях |  |

чения необходимой толщины покрытия необходимо произвести варьирование данных факторов. Проведенные исследования и эксперименты позволили выявить тенденции изменения значимых факторов, влияющих на эффективность напыления, а также оценить степень оптимизации режимов магнетронного напыления оксидных керамических нанопокрытий на поверхность материалов из конструкционной керамики.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рогов В.А., Шкарупа М.И.** Математическое моделирование магнетронного напыления нанопокрытий на поверхность деталей из конструкционной керамики // Сб. тр. конф. "Будущее машиностроения России–2011". М: МГТУ им. Баумана, 2011. С. 280.

2. **Рогов В.А., Просовский О.Ф., Шкарупа М.И.** Исследования по магнетронному напылению оксидных нанопокрытий на поверхность деталей из кварцевой керамики после механической обработки // Матер. междунар. науч.-практ. конф. "Техника и технологии. Пути инновационного развития". Курск. 2011. С. 114–119.

3. **Шкарупа М.И.** Повышение эффективности механической и физико-технической обработки деталей типа оболочек вращения из конструкционной керамики: дис. ... канд. техн. наук. Москва, 2012. С. 165–176.

УДК 621.793

**Д.А. Романов, Е.А. Будовских, В.Е. Громов** *(Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк)*
*E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru*

# Рельеф поверхности и структура электровзрывных композиционных поверхностных слоев системы титан–бор–медь*

*Методами профилометрии, сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа изучены рельеф и особенности структуры поверхностных слоев образцов электротехнической меди после обработки их многофазными плазменными струями продуктов электрического взрыва титановой фольги с размещенной на ней навеской порошка аморфного бора. Установлено, что параметр шероховатости поверхности после обработки Ra = 3,2...3,5 мкм. Толщина сформированных в оптимальном режиме композиционных титан-бор-медных поверхностных слоев составляет 15...16 мкм. Фазовый состав слоев сформирован из боридов титана $TiB_2$, $Ti_2B$, $Ti_3B_4$, TiB и меди. Поверхностные слои имеют когезионно-адгезионную связь с материалом контактной поверхности.*

***Ключевые слова:*** *электровзрывное легирование, титан-бор-медные поверхностные слои, микроструктура, рельеф поверхности, рентгенофазовый анализ.*

*Methods of profilometry, scanning electron microscopy, X-ray diffraction study topography and features of the structure of the surface layers of samples of electrolytic copper after the processing of multiphase plasma jets electrical explosion products of a titanium foil with a posting on her batch of powder of amorphous boron. It was established that the parameter of surface roughness after treatment Ra = 3,2...3,5 μm. The thickness of the formed composite titanium-boron-copper surface layers are 15...16 μm. The phase composition of formed layers form titanium boride $TiB_2$, $Ti_2B$, $Ti_3B_4$, TiB, and copper. Surface layers are cohesive-adhesive bond with the material contact surface.*

***Keywords:*** *electroexplosive alloying, titanium-boron-copper surface layers, microstructure, topography, X-ray analysis.*

Композиционные материалы системы титан–бор–медь обладают стойкостью к электрической эрозии на порядок более высокой по сравнению с контактной медью [1]. Известны способы получения объемных материалов этой системы [2]. Для ряда практических применений, например, в случае контактных поверхностей средне- и тяжелонагруженных выключателей и коммутационных аппаратов, может оказаться перспективным формирование на них титан-бор-медных поверхностных слоев, поскольку в этом случае важна электроэрозионная стойкость поверхности контакта, а не всего объема. В последние годы разрабатывается способ обработки поверхности многофазными плазменными струями продуктов электрического взрыва проводников, который, в частности, позволяет осуществлять формирование поверхностных слоев металлов и сплавов, легированных продуктами взрыва [3].

* Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг." (гос. контракт № П411, гос. контракт № 14.740.11.1154)

**Цель работы** – формирование композиционных слоев системы титан–бор–медь в различных режимах обработки поверхности меди многофазными плазменными струями продуктов электрического взрыва титановой фольги с размещенной на ней навеской порошка аморфного бора и изучении особенностей рельефа их поверхности и структуры.

## Методика проведения исследований

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [3]. Она включает емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Обработке подвергали образцы электротехнической меди марки М1 с размерами 20×30×2 мм, которые ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. Формирование титан-бор-медных поверхностных слоев проводили при электровзрыве титановой фольги (титан марки ВТ1-0) толщиной 20 мкм и массой 90 мг с размещенной на ней навеской порошка аморфного бора массой 41 мг. Сформированная из продуктов электрического взрыва плазменная струя обеспечивала на поверхности поглощаемую плотность мощности 4,5; 5,5; 6,5; 7,6; 8,5 ГВт/м$^2$. Такие параметры и режимы обработки были выбраны в целях оптимизации условий формирования наиболее тугоплавких боридов титана.

Для микроскопических исследований готовили шлифы, которые подвергали химическому травлению растворами следующих составов: $FeCl_3$ – 3 г, HCl – 2,5 мл, $C_2H_5OH$ – 100 мл (для выявления структуры основы меди) и $H_2O$ – 6 мл, HF – 1 мл, $HNO_3$ – 1 мл (для выявления структуры легированных слоев).

Исследования топографии поверхности проводили на образцах, полученных во всех указанных режимах с использованием оптического интерферометра "Zygo New View TM 7300". Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа фирмы Carl Zeiss "EVO 50". Рентгенофазовый анализ поверхностных слоев проводили с помощью рентгеновского диффрактометра "ARL X'TRA" в диапазоне углов 2θ от 10 до 100° со скоростью 1°/мин в $K_\alpha$-излучении медного анода.

## Результаты исследований и их обсуждение

Оптическая интерферометрия показала, что по всей площади покрытия параметры шероховатости были одинаковыми. Среднее арифметическое отклонение профиля для базовой поверхности $Ra$ = 3,2 мкм и для базовой длины $Ra$ = 3,5 мкм (рис. 1). Единичный выступ профиля высотой 26,7 мкм и впадина глубиной 11,8 мкм обусловливают высокие значения наибольшей высоты профиля для базовой поверхности $R$max = 38,5 мкм (рис. 1, *а*) и для базовой длины $R$max = 24,0 мкм (рис. 1, *б*, *в*). Средний шаг неровностей $Sm$ = 45 мкм, средний шаг местных выступов $Sm$ = 40 мкм. Полученные значе-

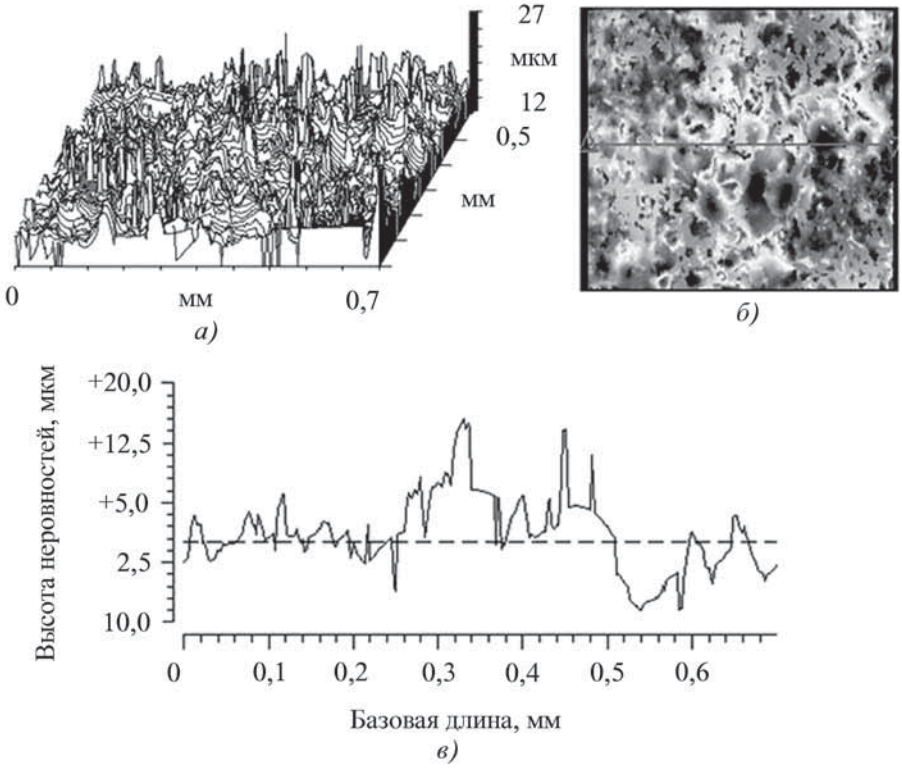



**Рис. 1. Рельеф поверхности, полученной оптической интерферометрией:**
*а* – распределение неровностей рельефа по высоте; *б* – положение секущей (вид сверху); *в* – распределение неровности вдоль базовой длины

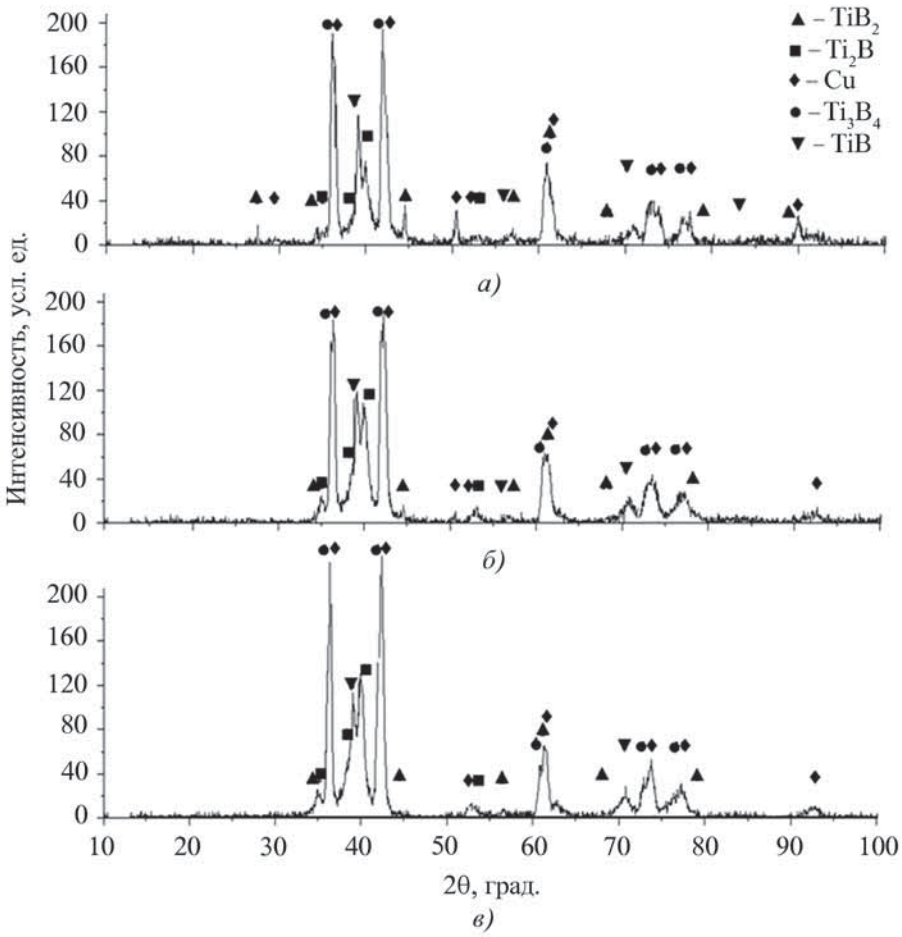



**Рис. 2. Рентгенофазовый анализ поверхности после электровзрывного легирования в различных режимах:**
*а* – 5,5 ГВт/м$^2$; *б* – 6,5 ГВт/м$^2$; *в* – 7,6 ГВт/м$^2$

ния параметров шероховатости обусловлены тем, что они были получены при электровзрывной обработке, которая вызывает оплавление поверхности, конвективное перемешивание расплава, осаждение на поверхности конденсированных частиц продуктов взрыва из тыла струи и последующую самозакалку [3].

Рентгенофазовый анализ показал, что во всех режимах обработки формируются поверхностные слои, содержащие бориды титана $TiB_2$, $Ti_2B$, $Ti_3B_4$, TiB и медь (рис. 2). Увеличение поглощаемой плотности мощности приводит к уменьшению содержания наиболее тугоплавкой фазы $TiB_2$ с температурой плавления 3225 °С и TiB с температурой плавления ~2200 °С, а также к уменьшению содержания Cu. Содержание тугоплавкой фазы $Ti_3B_4$ с температурой плавления ~2200 °С во всех режимах одинаково. Это можно связать с тем, что первыми в равновесных условиях кристаллизации выпадают именно кристаллы $TiB_2$ в области гомогенности 66...68 % В [4]. Образование фазы $Ti_2B$ связано с неравновесными высокоскоростными условиями кристаллизации. Увеличение содержания $Ti_2B$ соответствует известным представлениям [3], согласно которым с увеличением интенсивности воздействия увеличивается скорость кристаллизации. В связи с этим, оптимальным следует считать режим формирования поверхностного слоя при 5,5 ГВт/м$^2$.

Исследования поперечных шлифов методом СЭМ показали, что после обработки медной контактной поверхности во всех исследуемых режимах происходит формирование однородных по глубине беспористых титан-бор-медных поверхностных слоев толщиной 15...16 мкм. Граница между ними и основой размыта (рис. 3), а структура поверхностных слоев имеет мелкодисперсный характер. Это же подтверждает рентгеноспектральный микроанализ поверхностных слоев (рис. 3, *б*, *в*), что дает основания считать, что легированные слои имеют когезионно-адгезионную связь с материалом контактной поверхности. При поглощаемой плотности мощности ниже 5,5 ГВт/м$^2$ не происходит интенсивного перемешивания компонентов струи с медной основой, вследствие чего медь неравномерно распределяется по объему легированного слоя, а выше 7,6 ГВт/м$^2$ происходит формирование развитого рельефа поверхности вследствие течения расплава под действием неоднородного давления струи продуктов взрыва, что ухудшает качество поверхности электровзрывного легирования [3].

Рентгеноспектральный микроанализ показал, что после обработки при $q$ = 6,5 ГВт/м$^2$ по глубине сформированного легированного слоя распределение меди и титана однородно (рис. 4).

Таким образом, впервые электровзрывным способом получены легированные композиционные слои, содержащие бориды титана $TiB_2$, $Ti_2B$, $Ti_3B_4$, TiB и медь. Параметр шероховатости их поверхности *Ra* изменяется в пределах 3,2...3,5 мкм. Сформированная структура характеризуется отсутствием пор. Оптимальным, с точки зрения формирования наиболее ту-

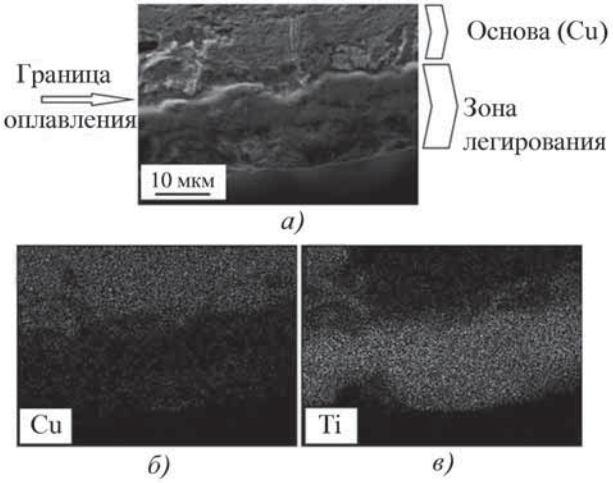



**Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения титан-бор-медного поверхностного слоя, полученная сканирующей электронной микроскопией:**
*а* – микроструктура, сформированная при $q = 6{,}5$ ГВт/м$^2$; распределение элементов в характеристических лучах: *б* – меди; *в* – титана

гоплавкой фазы $TiB_2$, следует считать режим формирования поверхностного слоя при интенсивности воздействия 5,5 ГВт/м$^2$. Результаты позволяют рекомендовать электровзрывную обработку для практического использования в целях формирования титан-бор-медных электрических контактов. Толщина сформированных в оптимальном режиме композиционных титан-бор-медных поверхностных слоев составляет 15...16 мкм.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Анисимов А.Г., Мали В.И.** // Физика горения и взрыва. 2010. № 2. С. 135.

2. **Lomovskii O.I., Maly V.I., Dudina D.V. et al.** Preparation and Electrical Erosion Resistance of $TiB_2$/Cu // Nanocomposites Inorganic Materials. 2006. Vol. 42. No. 7. P. 739–743.

3. **Будовских Е.А., Карпий С.В., Громов В.Е.** // Изв. РАН. Сер. физ. 2009. Т. 73. № 9. С. 1324–1327.

4. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Н.П. Лякишева. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996. 996 с.

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ИНСТРУМЕНТ ДЛЯ ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНОГО И ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТОГО РЕЗАНИЯ

*Библиотека инструментальщика*

**В.Н. Андреев, Г.В. Боровский, В.Г. Боровский, С.Н. Григорьев**

2010 г. Объем 480 с. Формат 60x88 1/16. Переплет ISBN 978-5-94275-498-3. Цена 700 р.

Представлены результаты исследований эффективности применения новых инструментальных материалов (твердые сплавы и быстрорежущие стали, керамические материалы, сверхтвердые материалы) и износостойких покрытий для высокоскоростного резания.

Приведены различные конструкции режущего инструмента для обработки тел вращения, плоскостей и отверстий, способствующие эффективному использованию режущего инструмента.

В связи с ужесточением экологических требований к смазочно-охлаждающим технологическим средствам рекомендованы альтернативные способы улучшения условий в зоне стружкообразования.

Для конструкторов инструмента, технологов, может быть полезна студентам втузов.

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

по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.431.75

**В.Ф. Безъязычный, И.Н. Аверьянов, М.Н. Ситникова** *(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)*
*e-mail: root@rgata.ru*

# Восстановительный ремонт поверхностей деталей методами аргонодуговой наплавки и газоплазменного напыления

*Рассмотрены причины досрочного съема с эксплуатации газотурбинных двигателей. Предложена технология ремонта с восстановлением эксплуатационных свойств изношенных деталей методами аргонодуговой наплавки и газопламенным напылением, увеличивающая ремонтопригодность деталей и их ресурс.*

***Ключевые слова:*** *ремонт деталей авиационных двигателей, газоплазменное напыление, износ, ремонтное производство.*

*In the article discusses the reasons for early removal from service of gas turbine engines. Proposed technology for repair to the restoration of the operational properties of worn out parts argon-arc surfacing methods and by flame spray, increasing maintainability parts and their resource.*

***Keywords:*** *repair parts, aircraft engines, plasma spraying, wear, workshop production.*

Ремонт деталей авиационных двигателей и наземных газотурбинных установок, является сложной технологической и инженерной задачей, для осуществления которой требуется применять способы и виды ремонта с максимальным сбережением ресурсов. Наряду с ценовыми и неценовыми методами конкурентной борьбы в ремонтном производстве ресурсосбережение оказывает значительное влияние на конкурентоспособность ремонтируемой продукции. Это особенно важно в материалоемком ремонтном производстве с использованием дорогостоящих ремонтных напыляемых материалов, характеризующихся постоянной положительной динамикой мировых цен.

Одной из причин досрочного съема с эксплуатации газотурбинного двигателя является заклинивание ротора турбины, связанное с отсутствием зазора между торцами внутреннего кольца соплового аппарата и внутренними поверхностями полок лопаток.

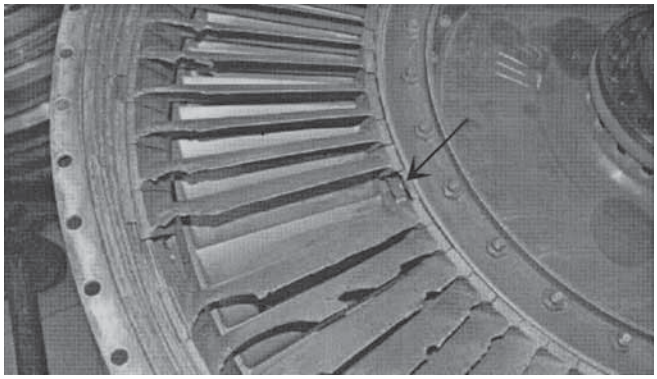


**Рис. 1. Вид повреждений соплового аппарата турбины (стрелкой указано место разрушенной лопатки)**

Неравномерный нагрев лопаток соплового аппарата, у которого лопатки жестко заделаны между внутренним и наружным кольцами, приводят к появлению температурных напряжений, что усугубляет опасность возникновения усталостных трещин в лопатках и кольцах при колебаниях (рис. 1).

Во время работы двигателя из-за взаимодействия с полками лопаток поверхности внутреннего кольца подвергаются действию сил, которые приводят к истиранию торцевых и диаметральных поверхностей (рис. 2, 3).

С перепадами температур связаны деформации и усадка колец. В слоях металла, примыкающих к наружной поверхности, возникают напряжения сжатия, а в слоях, примыкающих к внутренней поверхности – растяжения. Создаются условия для пластических де-

**Рис. 2. Повреждения внутреннего кольца соплового аппарата**

**Рис. 3. Истирание поверхностей внутреннего кольца при эксплуатации**

формаций внутренних колец, возникает коробление, изменяются посадки.

Последствия нагрева выражаются и в недопустимых структурных превращениях в материале детали (рис. 4).

Повышенный износ входного и выходного торцов внутреннего кольца соплового аппарата приводит к увеличению зазора между полками лопаток и увеличению глубины выработки и, как следствие, к уменьшению запасов прочности.

Основными причинами повреждаемости внутренних колец являются:

высокий уровень динамических напряжений;

недостаточная конструктивная прочность внутренних колец;

возникновение фреттинг-коррозии и истирания контактирующих поверхностей;

некачественное изготовление и ремонт внутренних колец.

Одним из перспективных направлений совершенствования ремонта газотурбинных двигателей и наземных газотурбинных установок является восстановление изношенных поверхностей методом наплавки и формирование защитных покрытий. Использование наплавки и покрытий позволяет увеличить ресурс работы деталей после ремонта, а значит – послеремонтный ресурс и экономичность в эксплуатации всего изделия.

Работоспособность восстановленных поверхностей методом наплавки и нанесения защитных покрытий в значительной степени определяется технологией вос-

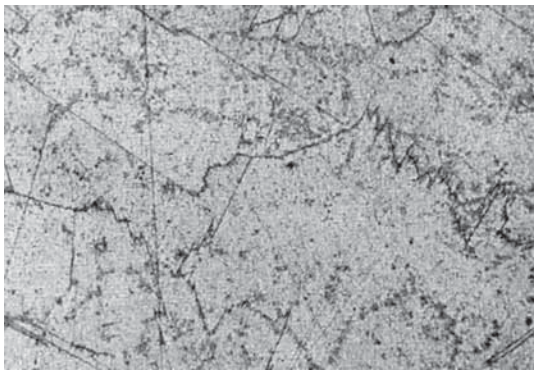


**Рис. 4. Структура внутреннего кольца после эксплуатации**

становительного ремонта, которая определяет величину остаточных напряжений, микроструктуру, адгезию и плотность покрытий.

Рассматривая основные технико-экономические показатели методов наплавки, можно сделать вывод, что перспективным направлением совершенствования качества защитных покрытий является использование газоплазменного метода наплавки. Метод позволяет получить дисперсную микроструктуру, высокую плотность и адгезию покрытий, а также остаточные сжимающие напряжения.

Технико-экономические показатели рассматриваемых способов наплавки представлены в табл. 1. Коэффициент производительности – $K_п$ рассчитан как отношение основного времени, затраченного на восстановление условной детали ручным дуговым способом $t_{р.н.}$, к основному времени восстановления условной детали сравниваемым способом $t_i$:

$$K_п = t_{р.н} / t_i .$$

За основное время восстановления условной детали приняты затраты времени, включающие предварительную и последующую механические обработки и нанесение покрытия. Коэффициент технико-эконо-

*Таблица 1*

**Технико-экономические показатели методов наплавки [1]**

| Метод наплавки | Производительность | | Толщина покрытия, мм | Припуск на обработку, мм | Доля основного металла в наплавленном слое, % | Прочность сцепления, МПа | Деформация детали после наплавки | Снижение сопротивления усталости, % | Коэффициент производительности, $K_п$ | Коэффициент технико-экономической эффективности $K_э$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | кг/ч | см$^2$/мин | | | | | | | | |
| Газопламенный | 0,15...2,0 | 1...3 | 0,5...3,5 | 0,40...0,8 | 5...30 | 480 | Значительная | 25 | 0,70...0,6 | 0,14 |
| В среде $CO_2$ | 1,5...4,5 | 18...36 | | 0,71...1,3 | 12...45 | 550 | | 15 | 1,81...1,7 | 1,40 |
| В среде Ar | 0,3...3,6 | 12...26 | 0,5...2,5 | 0,40...0,9 | 6...25 | 450 | Пониженная | 25 | 2,11...1,7 | 0,17 |
| Газоплазменный | 1...12 | 45...72 | 0,5...5,0 | | 0...30 | 490 | | 12 | 2,21...1,9 | 0,56 |

мической эффективности $K_э$ определялся с учетом производительности и экономичности способа восстановления условной детали:

$$K_э = K_п Э_а / 100,$$

где $Э_а$ – экономия при восстановлении условной детали, % [1].

К преимуществам процесса автоматической наплавки в среде аргона можно отнести:

• отсутствие ограничений по размерам наплавляемых зон;

• возможность восстановления различных толщин (нанесение нескольких слоев сварного шва);

• возможность получения требуемых размеров восстанавливаемых деталей путем нанесения материала того же состава, что и основной металл;

• использование не только для восстановления размеров изношенных деталей, но и для ремонта изделий за счет ликвидации локальных трещин, пор и других дефектов;

• возможность ведения процесса на постоянном токе прямой полярности, повышающим качество и стабильность свойств биметаллических соединений за счет эффекта катодной очистки, проявляющемся в удалении оксидных и адсорбированных пленок и улучшении смачивания жидким металлом обрабатываемой поверхности; более низкого тепловложения по сравнению с наплавкой на токе прямой полярности и, как следствие, отсутствие или минимальное расплавление подложки;

• возможность многократного проведения процесса и, следовательно, высокая ремонтоспособность наплавляемых деталей;

• высокая производительность и легкость автоматизации процесса;

• относительная простота и мобильность оборудования.

На основании этого на НПО "САТУРН" были проведены опытные работы по отработке технологии восстановительного ремонта изношенных поверхностей внутренних колец сопловых аппаратов методом аргонодуговой наплавки и газоплазменного напыления, состоящий из следующих этапов:

1. Снятие изношенной поверхности механической обработкой (на токарном станке).
2. Аргонодуговая наплавка.
3. Термообработка (старение).
4. Механическая обработка наплавленного слоя.
5. Газоплазменное напыление материалом покрытия: ВКНА; ПВ-НХ16Ю6Ит.
6. Абразивная обработка (шлифование) поверхности после напыления.

Критериями эффективности выполненного ремонта послужили внешний вид образцов, отсутствие внутренних дефектов, глубина зоны термического влияния, изменение прочностных характеристик образцов (твердость).

***Аргонодуговая наплавка.*** Перед выполнением наплавки с изношенных поверхностей внутреннего кольца механической обработкой был удален измененный поверхностный слой металла.

Данный вид обработки очищает поверхность подложки и выводит ее из состояния термодинамического равновесия со средой, освобождая межатомные связи поверхностных атомов, т.е. химически активирует подложку. Одновременно с получением необходимого микрорельефа этот способ обработки создает полезное поверхностное упрочнение.

Далее проводилась подготовка поверхности под наплавку и непосредственно автоматическая наплавка поверхностей, подвергшихся износу при эксплуатации (торцов) в среде аргона.

Качество наплавки определялось внешним осмотром, замером геометрических размеров, неразрушающим методом контроля (цветной дефектоскопией), металлографическим анализом и определением твердости.

По внешнему виду качество наплавки после выполнения механической обработки удовлетворительное, наружных дефектов не обнаружено. Проведенный контроль наплавленных поверхностей методом цветной дефектоскопии не выявил трещин, непроваров и каких-либо других дефектов. Геометрические размеры соответствовали требованиям чертежа. При анализе макроструктуры дефектов в виде трещин, раковин, несплавлений не наблюдалось (рис. 5, *а*). Максимальная высота наплавленного слоя после токарной обработки составила 2 мм. При исследовании микроструктуры установлено, что сплавление металла с основным материалом удовлетворительное, дефектов сварки в виде пор, трещин не обнаружено. Микроструктура наплавленного слоя и основного материала представлена на рис. 5, *б*.

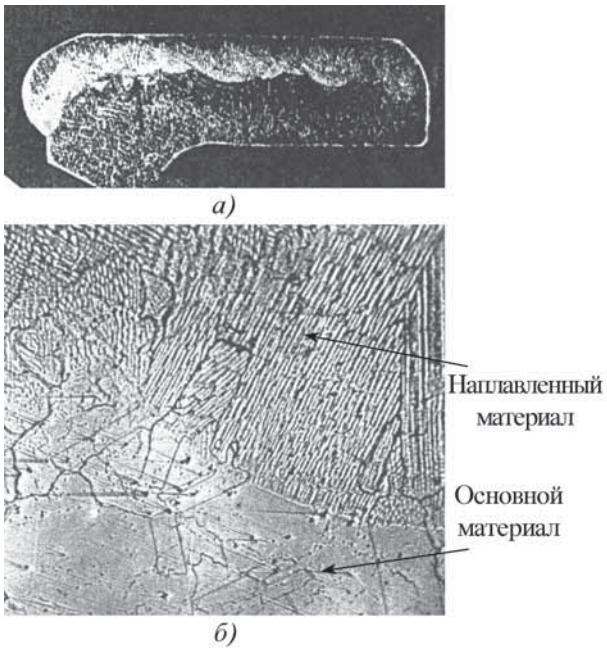



**Рис. 5. Зона наплавки:**
*а* – макроструктура; *б* – микроструктура

*Таблица 2*

**Результаты измерений твердости материала после наплавки**

| Наплавленный металл | Основной материал ЭИ437Б | ТУ чертежа основного материала |
|---|---|---|
| $d_{отп}$ = 4,1 | $d_{отп}$ = 3,47 | $d_{отп}$ = 3,8...3,4 |

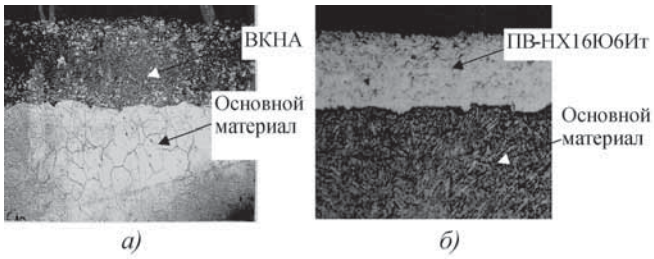



**Рис. 6. Микроструктуры покрытия:**
*а* – ВКНА; *б* – ПВ-НХ16Ю6Ит

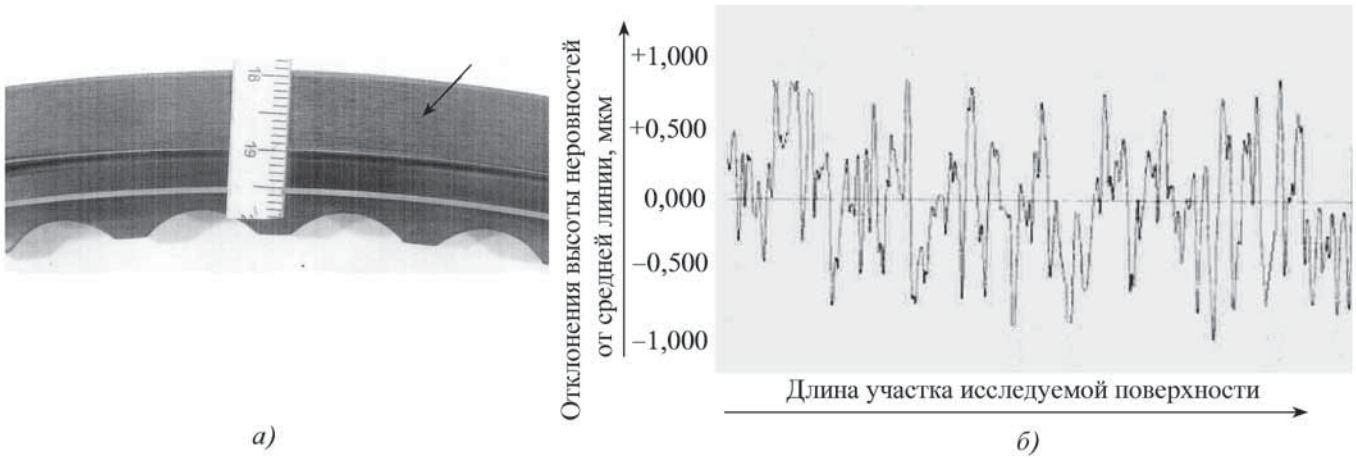



**Рис. 7. Обработанный торец внутреннего кольца:**
*а* – внешний вид (стрелкой указано место обработки периферией шлифовального круга); *б* – профилограмма поверхности после шлифования

Полученные результаты замера твердости приведены в табл. 2.

***Газоплазменное напыление.*** При подготовке деталей к напылению производилась механическая обработка наружных поверхностей в целях обеспечения геометрических размеров детали и получения необходимой адгезии материала подложки с напыляемыми материалами. Обработку выполняли на токарно-лобовом станке и обеспечили шероховатость поверхности *Ra* 6,3.

На обезжиренную поверхность после токарной обработки наносили покрытие ВКНА методом газоплазменного напыления, имеющее твердость 58...60 HRC и ПВ-НХ16Ю6Ит, имеющее твердость 35...40 HRC.

При просмотре макро- и микроструктуры внутренних дефектов в покрытии и на границе покрытие – подложка (основной материал) в виде трещин, отслаивания и т.д. не обнаружено.

Толщина покрытия:

ВКНА составила 0,35...0,40 мм;

ПВ-НХ16Ю6Ит – 0,15...0,20 мм.

Микроструктура напыленных материалов удовлетворительная и представлена на рис. 6, *а*, *б*.

После нанесения газоплазменного покрытия была выполнена обработка торцев детали методом встречного шлифования периферийной поверхностью абразивного круга. Заданная шероховатость торцевых поверхностей внутреннего кольца при ремонте, как и при изготовлении, обеспечивалась *Ra* 2,5. Процесс шлифования сопровождается интенсивным тепловыделением. Данная операция формирования поверхностей оставляет микронеровности при незначительной шероховатости поверхности (рис. 7), что обеспечивает требования нормативной документации.

Восстановление поверхности за счет аргонодуговой наплавки и нанесения покрытия газоплазменным напылением показало прочное взаимодействие покрытия с подложкой. В процессе нанесения покрытия не был снижен уровень прочности и выносливости материала подложки, формирование слоя происходит дискретными частицами материала в расплавленном состоянии.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Прогрессивные** технологии нанесения покрытий – наплавка, напыление, осаждение [Электронный ресурс]. Дата обновления: 03.03.2011 // "РИТМ" www.ritm-magazine.ru (дата обращения: 1.02.2012).

УДК 539.1

**М.В. Ноженков** *(ЗАО "ТЕХНОМ-Т", г. Москва)*
*E-mail: technomt@technom_t.ru*

# Кристаллическая структура и свойства покрытий, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами

*Показаны рост кристаллов в покрытиях, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами, проблемы взаимодействий между частицами твердого тела (электронами, атомами) и закономерности геометрии их расположения. Проведены экспериментальные и теоретические исследования покрытий, нанесенных вакуумным ионно-плазменным методом. Выполнены триботехнические испытания покрытий на антифрикционность и долговечность, проведены электронно-графические и электронно-микроскопические исследования кристаллической структуры и свойств. Установлена зависимость кристаллической структуры и свойств от постоянной α, определяющей строение элементарных частиц и геометрию твердого тела.*

***Ключевые слова:*** *взаимодействия между элементарными частицами, атом, рост кристаллов, вакуумные ионно-плазменные методы нанесения покрытий, электрон, протон, электронно-графические и электронно-микроскопические исследования, долговечность.*

*The article dedicated to to the growth of crystals in the coatings deposited by vacuum ion-plasma methods, problems of interactions between the solid particles (electrons, atoms) and the laws of geometry of their arrangement. Experimental and theoretical of studies of coatings, deposited by vacuum ion-plasma method. Tribological tests performed on these coatings (anti-friction and wearing life propoties) and also realized electron diffraction and electron microscopic study of their crystal structure and properties. The dependence of the crystal structure and properties of the constant α, which determines the structure of elementary particles and the geometry of the solid.*

***Keywords:*** *interactions between the elementary particles, atom, crystal growth, vacuum ion-plasma coating techniques, electron, proton, electron diffraction and electron microscopy studies, wearing life.*

Для повышения долговечности деталей машин и защиты рабочих поверхностей от изнашивания в машиностроении широко применяются покрытия, наносимые различными методами [1–3]. В качестве таких покрытий используются износостойкие и антифрикционные материалы из различных соединений на основе переходных металлов. Наличие ряда особенностей кристаллической структуры и высокая анизотропия свойств по различным кристаллографическим направлениям обусловили широкое использование для этих целей дихалькогенидов переходных металлов. Перспективными являются вакуумные ионно-плазменные методы нанесения таких покрытий, основанные на ионном (катодном) распылении [3–6]. Покрытия, наносимые катодным распылением, имеют высокую адгезию с подложкой, сохранение стехиометрии, равномерность распределения и однородность по толщине. При изменении технологических режимов нанесения в процессе получения вакуумных ионно-плазменных покрытий становится возможным формирование различной кристаллической структуры и, как следствие, изменение их физико-механических и триботехнических характеристик. В работах [4–6] приведены результаты исследований влияния кристаллической структуры на триботехнические свойства антифрикционных и износостойких покрытий, полученных вакуумным ионно-плазменным методом. Показано, что существует возможность получения покрытий со структурой от квазиаморфной с ближним порядком расположения атомов до поликристаллической с наличием преимущественной ориентации кристаллитов. При этом кристаллическая структура определяется взаимодействиями между частицами покрытия и оказывает существенное влияние на характеристики наносимых покрытий. Увеличение силы межатомных взаимодействий чаще всего приводит к упрочнению в структуре твердых тел, снижение – к улучшению антифрикционных свойств. Процессы взаимодействий в различных материалах исследованы во многих работах [10–20].

Исследования посвящены влиянию кристаллического строения покрытий, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами, на их свойства, а также процессам взаимодействия частиц в покрытиях, определяющих эти свойства.

Были нанесены покрытия на основе дихалькогенидов переходных металлов IV–VI групп периодического закона, в частности дисульфида молибдена ($MoS_2$), высокочастотным катодным распылением по технологии, описанной в работах [4–9]. Покрытия на основе $MoS_2$ наносились при температурах подложки 283...1373 K на образцы из $Al_2O_3$.

Кристаллическая структура покрытий была исследована на электронографе "ЭМР-102", морфологию поверхности изучали на электронных микроскопах "JXA-841" и "JSM-35C".

Установлено, что при изменении температуры подложки происходило формирование покрытий со структурами квазиаморфной (при $T < 383$ K), поликристаллической разупорядоченной (при $T = 383$ K) и поликристаллическими с преимущественными ориентациями (текстурами) с осями кристаллитов $[10\bar{1}0]$ (при $T = 473...573$ K и $T = 773...923$ K) и $[11\bar{2}0]$ (при T = 673...773 K), перпендикулярными поверхности подложки (рис. 1).

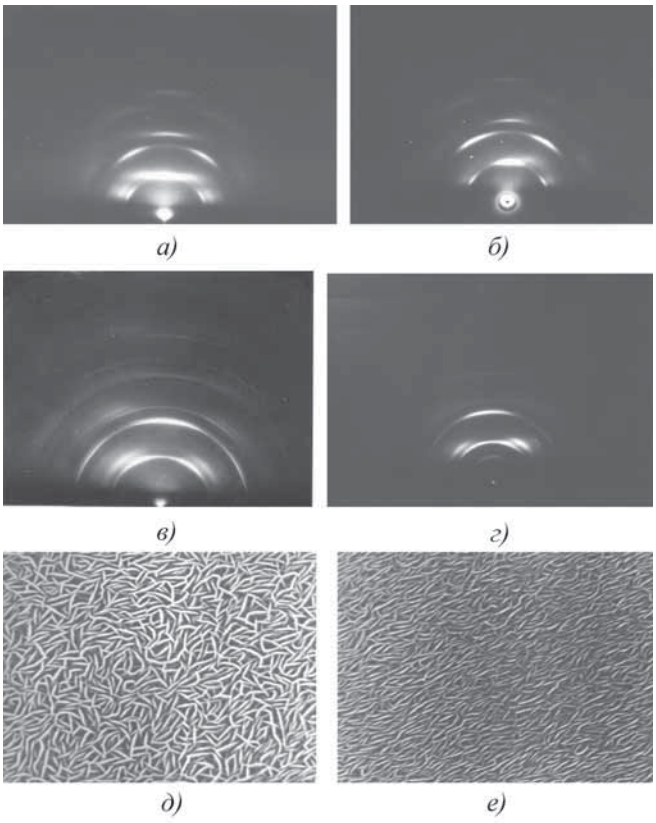



**Рис. 1. Электронограммы (*а*, *б*, *в*, *г*) и микрофотографии (*д*, *е*) (×10 000) покрытий $MoS_2$, полученных при температуре 523 К (*а*, *б*, *д*, *е*) и 723 К (*в*, *г*)**

Все покрытия на основе дихалькогенидов имели структуру гексагонального типа 2H-$MoS_2$, ромбоэдрической модификации не было обнаружено. Наиболее высокими триботехническими свойствами (низкими значениями коэффициента трения и высокой долговечностью) обладают покрытия с высокой степенью совершенства структуры (рис. 2).

При повышении температуры от 923 до 1373 К наблюдается прогрессирующая потеря серы и ухудшение антифрикционных свойств (рис. 2).

Проводили исследования роста кристаллов при расположении образцов в разных местах платы держателя образцов (подложек) – в центре и на периферии. Было установлено, что при расположении образца в центре платы держателя кристаллиты покрытия росли с преимущественной ориентацией (текстурой) с осями $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ при соответствующих температурах (рис. 3). При этом ось [0001] была полностью разориентирована в плоскости, параллельной поверхности подложки. Совпадение направления пучка электронов в колонне электронографа с радиусом из центра платы приводит к возникновению симметричной дифракционной картины, причем при параллельном перемещении образца под пучком вид картины остается неизменным.

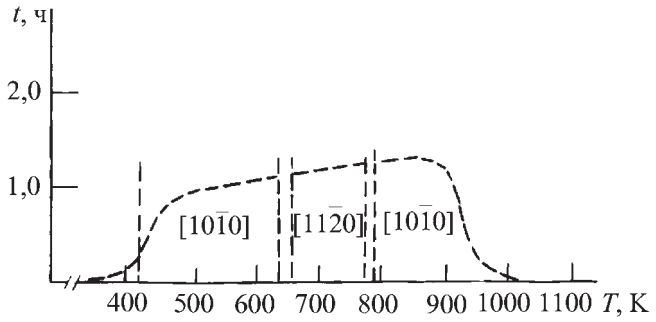



**Рис. 2. Зависимость долговечности покрытий $MoS_2$ от температуры подложки**

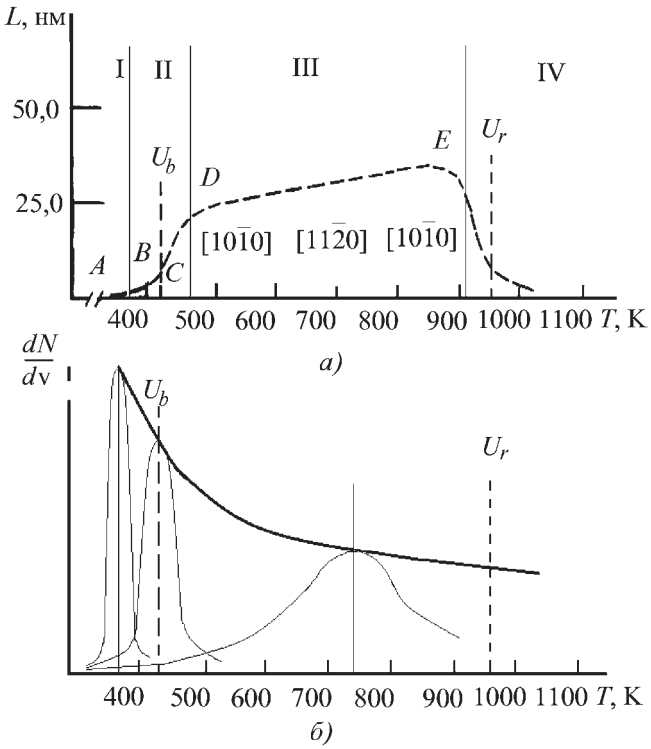



**Рис. 3. Зависимость размера кристаллитов (*а*) и распределения частиц по энергиям от температуры подложки (*б*)**

При удалении на периферию происходил плавный наклон осей $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ в сторону центра с одновременной ориентацией оси [0001] по радиусам из центра держателя образцов, угол наклона при этом достигает 30°. Полученные результаты подтверждаются исследованиями морфологии поверхности покрытия (рис. 1, *д*, *е*). На микрофотографии видно, что кристаллиты ориентируются практически правильно с небольшим угловым разбросом, что обеспечивает формирование дифракционной картины типа текстуры. Такая закономерность роста сохраняется при нанесении покрытий других дихалькогенидов молибдена и вольфрама (например, $MoSe_2$, $WS_2$, $WSe_2$).

Аналогичный механизм роста кристаллитов наблюдался при нанесении покрытий из нитрида алюминия AlN (имеющего гексагональную кристаллическую структуру с решеткой вюртцита) методом магнетронного распыления [8]. По мере удаления от центра формируются покрытия с осью [1010] при наличии одновременной ориентации второй оси текстуры [0001] по радиусам из центра платы (рис. 4). Как следует из представленной электронограммы,

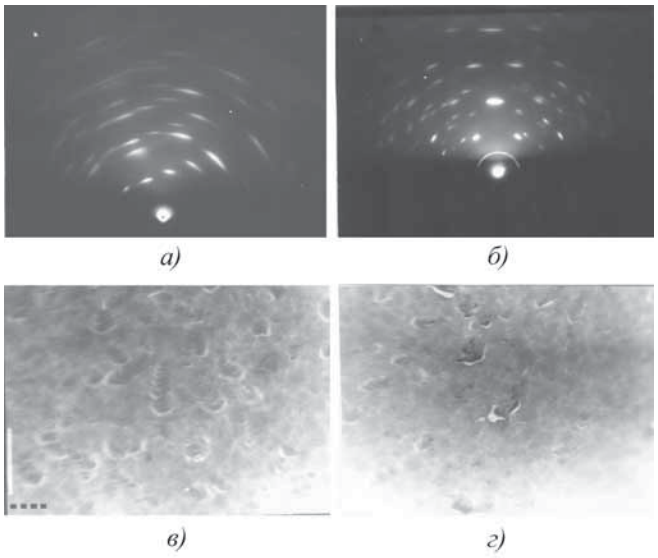



**Рис. 4. Электронограммы (*а*, *б*) и микрофотографии (×5000) (*в*, *г*) покрытий AlN (*а*) и $Cr_2O_3$ (*б*, *в*, *г*)**

вторая ось [0001] кристаллитов расположена под углом до 15° к поверхности подложки и при наклоне основной оси текстуры [1010] соответственно в сторону центра.

При нанесении вакуумными ионно-плазменными методами и методом электронно-лучевого испарения (РЭП) покрытий из чистого молибдена и хрома, а также их соединений типа нитридов и оксидов с кубической объемно-центрированной кристаллической решеткой [9] в центре платы на образцах формировалось покрытие с осью текстуры [110]. По мере удаления на периферию происходил постепенный наклон оси текстуры [110] в сторону центра (вплоть до перехода в текстуру с осью [111]) при одновременной ориентации оси [100] по радиусам из центра платы. То есть в этом случае также сохранялся подобный механизм роста кристаллов. На микрофотографиях (рис. 4) не просматривается практически двумерной вытянутости кристаллов, как в случае дихалькогенидов переходных металлов, что связано с отсутствием столь значительной анизотропии поверхностной энергии кристаллографических граней. Наиболее высокие триботехнические свойства были получены при нанесении композиционных покрытий: антифрикционный слой из дихалькогенида $MX_2$ – износостойкий подслой $Cr_2O_3$.

Объяснить механизм роста кристаллов с плоскостями $(10\bar{1}0)$ и $(11\bar{2}0)$ для кристаллов с гексагональной и (110) кубической структурой практически перпендикулярно потоку осаждаемых частиц можно следующим образом.

В работе [11] рассмотрен процесс формирования твердого тела из элементарных частиц – электрона и позитрона. Было показано, все частицы (мюон, пионы, нейтрон и протон) построены по одинаковому принципу – масса частицы определена радиусом массы $r_{m\,i}$ и сосредоточена на волновом радиусе $r_{дj}$, соотношение между этими радиусами равно постоянной тонкой структуры α. При этом масса $r_{m\,i}$ частицы с полем вращается с синусоидальной скоростью $C_c$. Более сложные, чем электрон, частицы набраны из дробных частиц типа кварков, полученных делением электрона и позитрона, с суммарным спином 1/2 *h*.

Элементарная частица (рис. 5, *а*) – это электрон (или античастица позитрон) *e* с полем (рис. 5, *б*), который находится в среде, формируемой полями других частиц, и эта среда определяет характеристики (массу $1/r_{m\,e}$ и волновой радиус $r_{д\,e}$ частицы со спином 1/2 *h*). В стандартной модели элементарных частиц принято, что лептоны и кварки являются бесструктурными образованиями или точками. В то же время известно наличие у электрона классического и волнового радиусов [20–22] подразумевает существование определенной структуры. Следовательно, частицы характеризуются следующими параметрами – это длина волны

$$\Lambda_{д\,e} = h / m_e\, c_0, \qquad (1)$$

где $c_0$ – измеренная скорость света [27] и радиус кривизны массы, который для электрона можно определить по формуле

$$r_{m\,e} = \mu_0 q^2 / 4\pi m_e. \qquad (2)$$

Радиус $r_{m\,e}$ определяет массу электрона и позитрона. Частица имеет поле ( с отрицательной кривизной у электрона и положительной у позитрона) (см. рис. 5, *б*), которое распространяется от волнового радиуса частицы $r_{д\,e}$ на значительные расстояния и вращается со скоростью $C_c$ по волновому радиусу вокруг центра частицы, далее скорость его вращения $C_{cR}$ увеличивается пропорционально расстоянию *R* от центра вращения, а энергия уменьшается согласно кулоновскому закону пропорционально 1/*R*. Направление вектора скорости вращения поля $C_c$ составляет 90° к плоскости кривизны поля. Суммарное поле всех частиц и определяет среду. Соотношение между волновым радиусом $r_{д\,e}$ и радиусом массы $r_{m\,e}$ равно постоянной Зоммерфельда или тонкой структуре постоянной α [32], которая определяет геометрию частицы. Масса частицы имеет конечную величину и определяется радиусом $r_{m\,e}$, расположенном на волновом радиусе $r_{д\,e}$ (см. рис. 4). Формулу (2) можно получить следующим рассуждением. Две заряженные частицы находятся в поле друг друга и энергия их взаимодействия подчиняется закону Кулона

$$E_k = q^2 4\pi\, \varepsilon_0\, r, \qquad (3)$$

где *r* – расстояние между частицами;

$\varepsilon_0$ – электрическая постоянная.

Однако известно, что $1\varepsilon_0\mu_0 = C_0^2$, т.е. скорости света во второй степени. Тогда из (2) и (3) получаем

$$F_0 = \mu_0\, q^2 C^2 / 4\pi r_{m\,e} = m_e C^2. \qquad (4)$$

Электрон, как и другие частицы, находится в среде. Среда не имеет нулевых значений и бесконечности. Среда это физический вакуум, пространство, заполненное полем частиц (рис. 4, *б*), называемое метрикой этого пространства [19, 20]. Среда в точке характеризуется кривизной $k_r$ с радиусом $r_c$ и плотностью ρ, которая формируется из полей элементарных частиц и является суммой радиусов кривизны этих полей $1/r_{m\,e} = \Sigma 1/r_{m\,i}$, которая и определяет величину скорости света, как скорость движения суммы полей $1/C_c = \Sigma 1/C_{e\,i}$. Математически скорость света $C_c$ является пределом суммы ряда полей всех частиц в данной точке. Передача взаимодействия происходит за временной промежуток $t_{д\,e}$, вычисляемый по формуле $t_{д\,e} = r_{д\,e} / c_0$, где $c_0$ – измеренная скорость света [32]. За это время $t_{д\,e}$ происходит формирование и обновление всех систем, состоящих из таких частиц, что является подобием системы с одинаковой тактовой частотой. Строение таких частиц со смещенным

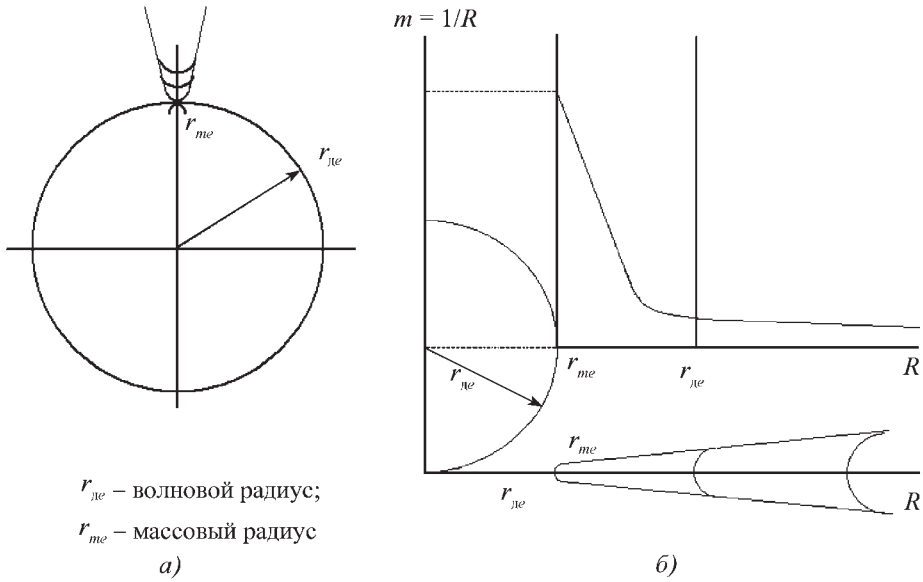



**Рис. 5. Строение электрона (*а*) и поля электрона (*б*)**

центром масс полностью согласуется с представлениями об облаке вероятности электрона [20, 21].

С математической точки зрения пространства с положительной и отрицательной кривизной являются полными аналогами. Такие поля частиц стремятся к слиянию противоположных зарядов в каждой точке и нейтрализации, т.е. противоположному расположению радиусов кривизны. Представим, что электрон (или позитрон) находится в поле другой частицы, расположенной от него на расстоянии $R$. Под влиянием поля такой частицы у электрона (или позитрона) на каждый оборот формируется сдвиг $\Delta_v$ пропорционально кривизне поля и радиус кривизны поля частицы разворачивается под 90° зеркально к касательной радиуса кривизны частицы с противоположным зарядом (рис. 6).

Движение частицы под действием поля (см. рис. 6) осуществляется по правилу треугольника

$$C_c^2 = C_{cv}^2 + v^2 .$$

В итоге скорость движения частицы v стремится к скорости света $2\pi C_0$.

Энергия движущейся частицы выражается следующим образом:

$$m_{ev}^2 C_v^2 = m_{e0}^2 C_c^2 + m_{ev}^2 v^2, \qquad (5)$$

т.е. мы приходим к уравнению, подобному преобразованию Лоренца для движущегося тела с использованием не линейной, а синусоидальной скорости света $C_c$. Движущийся объект (частица) при движении сжимается, собственная скорость $C_{cv}$ вращения частицы уменьшается с пропорциональным ростом скорости v. При этом скорость движения частицы никогда не превысит синусоидальную скорость света $C_c$.

Тогда можно выделить следующие взаимодействия:

– взаимодействие частицы (типа электрона) со средой, образующаяся энергия частицы $E_0$ определяется по формуле (4). Формула (4) следует из уравнений Максвелла и является потоком импульса;

– взаимодействие частицы (типа электрона) с другой частицей, наряду с энергией $E_0$ возникает дополнительная энергия кулоновского взаимодействия $\Delta E_к$, определяемая по формуле (3) (где кривизна $r_{me}$ меняется на кривизну $R_{1-2}$ – расстояние между объектами взаимодействия) или по формуле (5);

– взаимодействие частиц, определяемое дополнительной кривизной частиц $R_w$ с радиусом $1{,}17407257464 \cdot 10^{28}$ м, которая меньше $r_{me}$ в $4{,}166421059 \cdot 10^{42}$ раза и проявляется при взаимодействии массивных объектов [19, 23].

Такое взаимодействие является аналогом уравнения (4) и может быть выражено как дополнительное к $E_0$ взаимодействие $E_g$ через константу взаимодействия $g_0$ следующим образом:

$$E_g = g_0 m_e m_e / R_{1-2} = \\ = \mu_0 q^2 C^2 / 4\pi R_{1-2}, \qquad (6)$$

где

$$g_0 = r_{me}^2 C^2 / m_e R_w .$$

Под действием ускоряющего поля движущийся электрон превращается в подобие спирали, длина спирали в пределе становится равной $2\pi r_{де}$, и при соотношении длины спирали к ее радиусу, равной $\alpha$, возникает возможность поглощения нейтрино и превращения электрона в частицу мюон $\mu$ согласно реакции $\mu \to e + \nu_\mu + \nu_e$.

Тем самым мюон $\mu$ представляет собой кратный $\alpha$ осциллятор, совершающий колебания поля по кардиоиде, и есть аналог электрона с моментом количества движения $1/2\ h$. При этом первый цикл начинается в максимуме (точка *A*) и заканчивается в минимуме (точка *C*) (рис. 7, *а*). Второй цикл начинается в точке минимума *C* и заканчивается в точке максимума *A*. Тем самым образуется стоячая волна с кривизной (зарядом) поля снаружи частицы, всегда равной кривизне (заряду) электрона. Если одновременно поместить в точки два кварка, как показано ниже, то это будет частица типа пиона или каона. Реальная скорость света, как и синусоидальной волны, равна $2\pi C_0$ при измеренной ско-

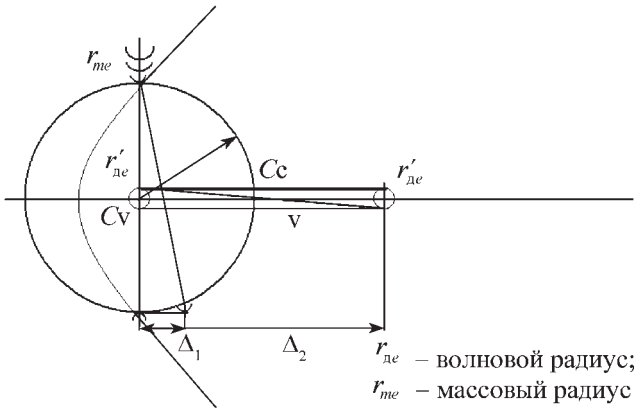



**Рис. 6. Движение электрона в поле положительной частицы**

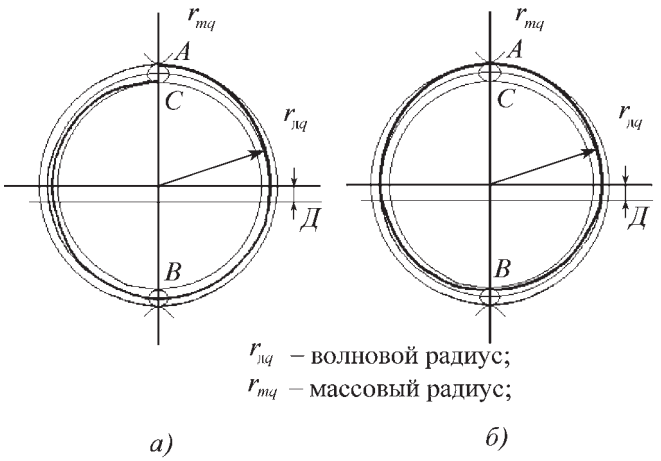



**Рис. 7. Частица**

рости света [31], как четыре радиуса Дебройля на полную синусоиду одного колебания. Масса мюона тогда равна $1/2\pi\alpha - 2\pi$. Такая частица должна обладать правовинтовым движением со средней скоростью $C_c$ и направлением вектора скорости вращения поля 90° к плоскости кривизны поля. Учитывая возникающее при формировании такой частицы правовинтовое движение типа кардиоиды, масса частицы уменьшается дополнительно на величину $\Delta_\mu$ и становится равной 206,8 масс электрона.

Фотон (рис. 8) – это составная частица из двух разноименно заряженных частиц каждая с массой 1/2 от массы фотона при одинаковом волновом радиусе Дебройля у обеих частиц, что в сумме составляет постоянную Планка $h$. Для сравнения, электрон с энергией, равной фотону, будет иметь радиус кривизны массы в 2 раза меньший кривизны массы одной частицы в фотоне такой же величины энергии. Источником излучения фотонов являются атомы и молекулы, поэтому фотон также обладает правовинтовым движением и зеркально отражает движение электрона и протона в атоме, и имеет поляризацию в пространстве.

Известно также, что при соответствующих условиях возможно образование из фотона электрон-позитронной пары, и наоборот, при слиянии электрона и позитрона образование в зависимости от направления спина частицы двух или трех фотонов, разлетающихся в противоположных направлениях, либо под углами 120° соответственно. Такая реакция взаимодействия электрон-позитронной пары приводит к возникновению двух (или трех) фотонов с энергией, равной энергии электрона и позитрона $e^- + e^+ \rightarrow \gamma + \gamma$ [21, 22].

Также из двух частиц образуется частица, являющаяся в чем-то аналогом фотона – нейтральный пион $\pi^0$. При этом колебания осуществляются, как и в случае мюона, по кривой типа кардиоиды, которая разделяется на две частицы с разноименным зарядом 1/2. Однако в образовании $\pi^0$ есть особенность – в этом процессе не участвуют нейтрино. Две частицы существуют как одна целая с нейтральным зарядом. В таких частицах также сохраняется правовинтовое движение. Однако в силу того, что такая частица состоит из двух частиц после деления с массой 1/2, то суммарная масса возникшей частицы равна не сумме двух масс мюона 1/2, а

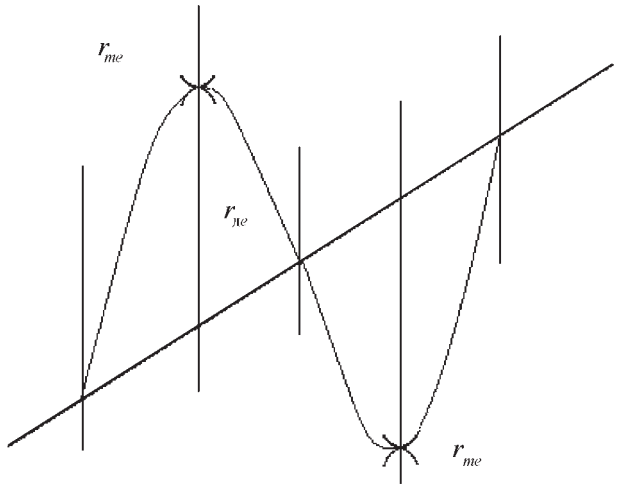



**Рис. 8. Фотон**

сумме масс двух сжатых частиц после деления с уменьшенным до $\alpha$ суммарным поперечным сечением колебаний на орбите, с волновым комптоновским радиусом пиона $r_{д\pi}$. При симметричном расположении двух масс частиц на расстоянии, кратном $\alpha$ от центра малой окружности, образующей кривую типа кардиоиды при движении по волновому комптоновскому радиусу пиона, происходит наложение их полей друг на друга с формированием коллективного нейтрального поля. Кривизна такого поля при удалении от центра пиона становится равной суммарной кривизне электрона. Скорость движения двух масс пиона по кардиоиде в среднем равна орбитальной скорости света $C_c$. С учетом правовинтового движения происходит изменение массы в сторону уменьшения с 137,036 на каждую частицу до 132,05, дающих в сумме 264,1 электронных единиц массы.

Частицы с дробным зарядом, входящие в состав пионов $\pi^-$ или $\pi^+$ (или каонов $K^-$ и $K^+$) (см. рис. 7) также образуются при делении двух одноименно заряженных частиц. Подобно пиону $\pi^0$ с нейтральным зарядом $\pi^-$ или $\pi^+$ имеют симметричное расположение двух масс одноименно заряженных частиц на расстоянии, кратном $\alpha^{-1}$ от центра малой окружности, образующей кардиоиду при движении по волновому радиусу частиц пиона. При этом частицы типа кварков находятся в точках $A$ и $C$ в противофазе и имеют правовинтовое движение. Происходит наложение полей двух составляющих $\pi^-$ или $\pi^+$ частиц с формированием коллективного поля с кривизной на удалении от центра такой частицы равной кривизне и заряду электрона. Скорость движения двух масс пиона по кардиоиде в среднем также равна орбитальной скорости света $C_c$. Однако две частицы $\pi^-$ или $\pi^+$ не могут являться полностью симметричными относительно центра согласно принципу запрета Паули – нахождение двух и более тождественных частиц с одинаковыми квантовыми состояниями на одной орбите – и поэтому одна частица с 1/2, 1/3 или 2/3 заряда смещена с орбиты пропорционально $\alpha$. Подобное смещение происходит в

атоме для двух электронов одной *s*, *p*, *d* или *f*-орбитали, вызывая тонкое расщепление спектральных линий одного уровня энергии электронов. При этом происходит наложение их полей друг на друга с формированием коллективного поля с кривизной на удалении от центра частицы, равной суммарной кривизне и заряду электрона. Это смещение приводит к увеличению суммарной массы пиона до 273,1 масс электрона. Такие частицы также являются аналогом электрона и имеют снаружи кривизну поля (заряд), равную кривизне (заряду) поля электрона.

Частица протон $P^+$ состоит из двух позитронов и одного электрона после их деления на частицы с дробным зарядом, называемых кварками. Описанная деформация симметрии двух кварков в положительно заряженном пионе, вызванная принципом запрета Паули, и смещение одного кварка из симметричного расположения компенсируется наиболее массивным отрицательным кварком. В протоне вблизи центра масс образуется область с отрицательным зарядом от отрицательной частицы (кварка) с наибольшей массой и наименьшими размерами и двумя, вращающимися вокруг него кварками, с положительным зарядом. Сумма волновой комптоновской длины волны трех кварков должна быть кратна $\alpha$. Такой отрицательно заряженный кварк компенсирует нарушение симметрии положительно заряженного пиона и приводит к формированию симметричной частицы, по своим свойствам аналогичной электрону. Суммарное поле такой частицы дает кривизну, равную кривизне электрона при удалении от геометрического центра протона, что обеспечивает постоянство заряда протона и равенство его заряду электрона. Наличие отрицательного кварка в центре протона объясняет тот факт, что электрон никогда не "упадет" на ядро атома. Геометрически протон также кратен постоянной тонкой структуры $\alpha$. Необходимо отметить, что все частицы конструктивно построены аналогично электрону *e*. Средняя скорость вращения на волновом радиусе для всех частиц одинакова и равна $C_c$.

Энергия протона, состоящего из трех кварков [uud] с дробными зарядами, равна 938,272046(21) МэВ, что составляет 1836,152672 электронных единиц энергии. Тогда на два положительных кварка приходится $2\alpha$ электронных единиц, на отрицательный кварк – $\alpha^2 / 3 \cdot 2^2$, что в сумме дает

$$2\alpha + \alpha^2 / 3 \cdot 2^2 = \\ = 274{,}079995 + 1563{,}020625 - \Delta_p = 1836{,}152672 \ ,$$

где $\Delta_p$ = 1,88482102 является разницей энергии двух тождественных положительных кварков, которая возникает в силу принципа Паули.

Отрицательный кварк находится в центре протона, имеет наибольшую энергию и удерживает два положительно заряженных кварка с меньшими энергиями. Все три кварка находятся на кривой $1/R$ и в сумме снаружи протона дают заряд (или кривизну поля), равную заряду электрона.

В нейтроне $n^0$, также состоящего из трех кварков [udd], энергия которого равна 939,565378(21) МэВ, что составляет 1838,683658 электронных единиц энергии, наблюдается увеличение энергии в сравнении с энергией протона до величины $2\alpha + \alpha^2 / 3 \cdot 2^2$, что подтверждается современными представлениями о нейтроне, как одного из энергетических состояний протона. Время жизни нейтрона составляет 885,7(8) с, после реакции ${}^1_0 n \to {}^1_1 p + e^- + \bar{\nu}_e$ он превращается в протон.

Нейтрон образуется из протона при поглощении электрона и нейтрино. При этом видоизмененный электрон превращается в осциллятор, располагается на расстоянии двух волновых радиусов протона с противоположной стороны его массы, состоящей из трех кварков, полученный нейтрон имеет нейтральный заряд и также кратен $\alpha$.

Из электрона, протона и нейтрона формируются атомы периодической системы элементов (рис. 9), причем спаренные электроны располагаются на *s*, *p*, *d* или *f*-орбиталях пропорционально $\alpha$. При кристаллизации твердых тел из атомов образуется дальний порядок повторения элементарной ячейки, который приводит при возникновении дефекта типа легирования к изменению периодичности кристаллической структуры на два–три и более периодов решетки. Нарушение дальнего порядка вызывает аморфизацию структуры твердого тела.

Современная стандартная модель строения элементарных частиц предполагает наличие 6 фермионов, 6 кварков, и 12 частиц – переносчиков взаимодействий. Кроме того, кварки и лептоны предполагаются бесструктурными частицами, т.е. точками. Общее количество с античастицами достигает 24. Такое большое количество частиц затрудняет понимание взаимодействий в структуре твердого тела. Однако существует возможность представить известные элементарные частицы с помощью одной (электрона), имеющей внутреннюю структуру и состоящей из поля либо с отрицательной, либо с положительной геометрией.

Существующие частицы можно подразделить на:

1. Простые или элементарные (электрон, позитрон, нейтрино).

2. Составные 1-го рода (состоящие из 2 частиц после деления и кратные $\alpha^{-1}$) делятся на частицы с:

а) встречно направленным спином (пионы, каоны);

б) однонаправленным спином (фотоны);

3. Составные 2-го рода (состоящие из 1 или 2 частиц, кратных $\alpha^{-1}$ и 1 астицы кратной $\alpha^{-2}$ (нуклоны, гипероны)).

Простые частицы после деления, иначе называемые разноименными кварками (имеющими цвет, шарм (очарование) и странность), образуют сложные или составные частицы и занимают два-три уровня энергии внутри области кривизны массы электрона:

– первый уровень кратен $0{,}5\, r_{me}$ и состоит из двух частиц с зарядом $1/2\, r_m$, либо из двух частиц с зарядом $1/3\, r_m$;

– второй уровень кратен $\alpha^{-1}\, r_{me}$ и состоит из 1–2 частиц с зарядом $1/3\, r_m$;

– третий уровень также кратен $\alpha^{-1}$ и занят электроном в нейтроне или электроном в атоме.

Главным условием существования кварка в среде является нахождение на кривой поля частицы $1/R$ (рис. 5). Внутри массовой кривизны электрона, определяемая меньшим радиусом, масса кварка может многократно превышать массу электрона, но при выходе за пределы этой зоны кривизна (заряд) любой частицы равна кривизне (заряду) электрона, т.е. суммарное поле кварков на периферии равно кривизне поля (заряда) электрона на периферии. Это свойство кривой поля $1/R$, заключающееся в том, что волновые радиусы частиц внутри $r_{me}$ могут быть многократно меньше радиуса электрона, что приводит к соответствующему росту массы, но снаружи этого радиуса сумма полей кварков дает кривизну (заряд), равную кривизне (заряду) электрона. Таким образом, масса кварка многократно, но пропорционально $\alpha^{-1}$, больше массы электрона, но заряд,

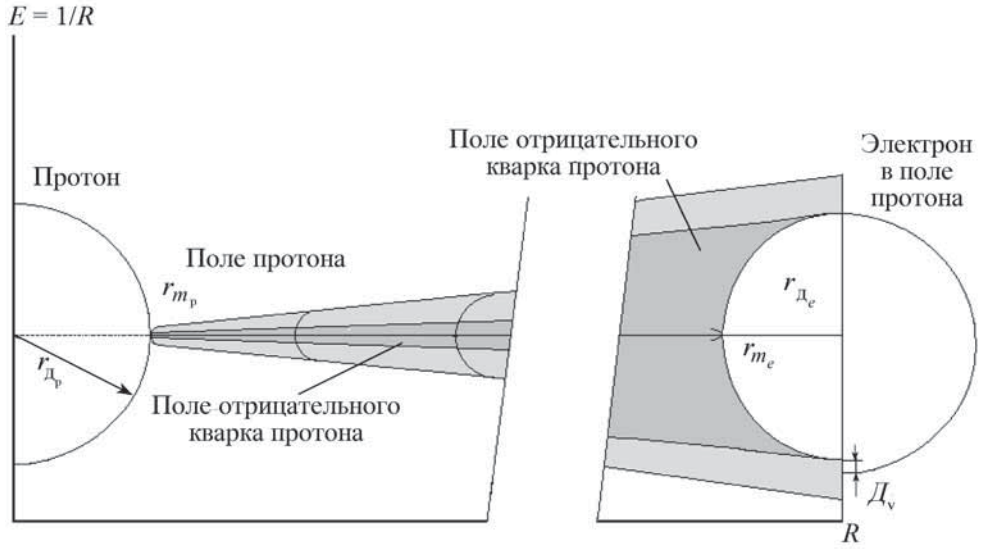



**Рис. 9. Строение протона и атома в твердом теле**

равный кривизне поля в среде, остается равен заряду (кривизне поля) электрона. В таких сложных частицах должны строго выполняться законы сохранения, правовинтовое движение и симметрия α.

Подтверждением свободного прохождения поля через другие частицы являются законы коллективного взаимодействия частиц и атомов, в которых участвуют все частицы и атомы, формирующие массу взаимодействующих тел, а также беспрепятственное прохождение нейтрино через существенные объемы твердого тела. В ранних работах по взаимодействию тел скорость передачи сигнала представлялась бесконечно большой. В теории относительности скорость передачи сигнала конечна и равна скорости света. Однако скорость света, формирующая момент количества движения частицы, выраженную через постоянную Планка, и скорость передачи взаимодействий между частицами через среду являются разными характеристиками в конструкции частиц и отличаются по величине; причем последняя растет с увеличением расстояния от центра частицы, но конечна по величине и не является бесконечно большой. Время передачи взаимодействий и образования частиц равна волновому времени $t_{де} = r_{де} / c_0$ в постоянной $h$, умноженному на константу $\alpha^{-1}$.

Из вышеизложенного следует, что сложные частицы, состоящие из кварков, являются тождественными электрону, совершают колебания в виде стоячей волны по кардиоиде с правовинтовым движением. Сумма кривизны массы кварков $r_{mq}$ равна и $\alpha^{-1}$ раз меньше волнового радиуса сложной частицы. Все сложные частицы имеют собственный момент количества движения 1/2 $h$ и заряд $q$, равный электрону и строение, тождественное строению электрона. Атомы в свою очередь состоят из систем таких частиц, кратных постоянной α. Орбита электрона в атоме с боровским радиусом $r_{ае}$ также кратна постоянной α (больше комптоновского или волнового радиуса электрона в $\alpha^{-1}$ раз) и тогда сохраняется подобная зависимость в межатомных связях в более сложных соединениях и, соответственно, в твердых телах. Возникает сложная система синхронных взаимодействующих частиц с возникновением фононов – квазичастиц, представляющих собой квантованные колебательные движения атомов кристалла. Фононные колебания атомов поверхности способствуют равномерному распределению тепловых флуктуаций при осаждении атомов растущего покрытия и формированию мигрирующей фазы двумерного газа.

Согласно современным представлениям о росте кристаллов из паровой фазы или молекулярных пучков для получения крупнокристаллического строения покрытий осаждаемые частицы должны иметь возможность для диффузионной миграции по поверхности [11–13]. Такая миграция возможна в случае превышения тепловой энергии адсорбированных частиц (адчастиц) величины потенциальных барьеров поверхности. Величина потенциального барьера зависит от энергии взаимодействия между этой частицей и поверхностью $U_r$

$$U_b = n\,U_r, \qquad (7)$$

обычно $n$ = 0,2...0,3. Основной поток распыленного вещества состоит из атомарной фазы и некоторого количества кластеров, средняя энергия которых составляет 20...40 эВ [3].

При столкновении осаждаемых частиц с поверхностью происходит локальный разогрев микрообъема и выравнивание возникшей тепловой флуктуации. Дальнейшее поведение адчастиц полностью определяется температурой поверхностного слоя , которая при нанесении покрытия формируется от двух источников тепла: прибывающих на поверхность частиц и теплового потока от нагревателя. Согласно [14, 15], время вступления осажденной частицы в равновесие с подложкой составляет ~$10^{-14}$ с, время выравнивания возникшей тепловой флуктуации составляет $10^{-12}$ с, тогда как время нанесения монослоя частиц при вакуумном ионно-плазменном распылении обычно составляет 1...$10^{-2}$ с. Поэтому температуру поверхности в установившийся период нанесения можно считать постоянной и практически равномерной, т.е. тепловыми флуктуациями в силу малости времени их существования можно пренебречь. Существуют аналитические методы определения температуры при получении покрытий ионным нанесением [10–12], которые были использованы в работе. Показано, что в процессе нанесения существует разница между объемной и поверхностной температурой (градиент по толщине покрытия), которая тем выше, чем ниже объемная температура подложки. С повышением объемной температуры эта разница уменьшается и при 773...873 К практически равна нулю.

Монослой осаждаемых частиц в каждый, достаточно малый (в сравнении с временем нанесения монослоя), период времени можно представить как две фазы: подбарьерную, куда относятся частицы с тепловой энергией меньше величины потенциального барьера, ответственные за образование неупорядоченной (аморфной) фазы, и надбарьерную, куда относятся частицы, способные мигрировать по поверхности. Необходимо отметить, что в надбарьерной области адатомы с тепловой энергией в интервале

$U_b < E_r < 2U_b$ могут мигрировать только по сингулярной (атомно-гладкой) поверхности. Столкновение с дефектом (например, ступенькой) приводит к возрастанию потенциального барьера в два и более раза, что должно, согласно известной формуле

$$\tau = \tau e^{U_b/kT} \quad (8)$$

увеличить время оседлой жизни на несколько порядков. Соответственно, адатомы с энергией $2U_b < E_т < 3U_b$ могут мигрировать вдоль ступеньки до столкновения с вакансией. Если время оседлой жизни данного адатома в потенциальной яме, где он закрепился, окажется больше времени нанесения монослоя, то такой атом будет замурован последующими монослоями в растущем покрытии. Для формирования в покрытиях кристаллической структуры с дальним порядком адатомам нужно закрепиться в энергетически выгодных местах с минимальной для данного вещества энергией. Поэтому при нанесении покрытий на поверхности при достаточно высокой температуре происходит сортировка частиц по потенциальным ямам согласно их тепловой энергии и залечивание дефектов мигрирующими частицами с образованием достаточно большого количества атомно-гладких (сингулярных) участков, т.е. так называемых вицинальных плоскостей. Мигрирующую фазу можно представить как двумерный газ на поверхности [17], который должен подчиняться экспоненциальному (практически больцмановскому) закону распределения частиц по энергиям.

Следовательно, соотношение двух фаз на поверхности определяет формируемую структуру наносимого покрытия. Тогда рост кристаллов с повышением температуры представляет собой переход функции распределения через потенциальный барьер поверхности. С таким переходом кривой распределения через барьер связано резкое увеличение размера кристаллов в области кристаллизации (рис. 3). По-видимому, в подбарьерной области (отрезок кривой *AB*), обозначенной цифрой I, формируется преимущественно аморфная структура, за которую ответственны частицы с энергией, меньшей величины потенциального барьера. В этом случае осаждаемые частицы закрепляются случайным образом в местах столкновения с поверхностью растущего покрытия и тем самым осуществляется нормальный механизм роста кристаллов.

В надбарьерной области (отрезок кривой *DE*, III) реализуется преимущественно ступенчатый механизм роста кристаллов. На огибающей точке перегиба (кривая *3*) отмечены точкой *C*, величина потенциального барьера $U_b$, точкой $E$ – энергия связи $U_r$, выше которой происходит реиспарение (либо разложение) осаждаемых частиц.

Исследованиями [5–15, 29, 30] показано, что текстуры с осями $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ в покрытиях на основе дихалькогенидов являются текстурами роста, так как они возникают не на стадии зарождения, а на более поздних стадиях. Так, например, в случае нанесения дисульфида молибдена на полированные образцы из стали или $Al_2O_3$ при температуре 523 К неоднородно по толщине. Покрытия с толщиной менее 0,08 мкм обладают аморфной структурой, имеют ровную, мелкокристаллическую поверхность. При фрикционных испытаниях такие покрытия не проявляли антифрикционного действия, как и в случае нанесения покрытий при низких температурах подложки.

С повышением толщины до 0,1 мкм происходит увеличение размера кристаллитов и формирование кристаллической гексагональной структуры 2H–$MoS_2$. Покрытия толщиной 0,1 мкм также имели невысокие антифрикционные свойства. Увеличение толщины свыше 0,1 мкм приводит к дальнейшему росту кристаллитов и возникновению их преимущественной ориентации (текстуры). Такие покрытия обладают хорошими антифрикционными свойствами.

Нанесение покрытий $MoS_2$ при тех же условиях на свежие сколы NaCl (100) и слюды (0001) приводило к значительному уменьшению толщины переходного слоя от аморфной структуры к кристаллической с 0,1 мкм до 0,05...0,06 мкм в случае NaCl и 0,03...0,04 мкм в случае слюды. Однако при нанесении покрытий $MoS_2$ на полированные алмазным порошком поверхности NaCl и слюды происходило увеличение переходного слоя до 0,1 мкм, как и при нанесении на полированные образцы из стали или $Al_2O_3$.

Формирование переходного слоя с аморфной структурой должно быть связано наличием большого количества дефектов на поверхностях полированных подложек. Как было показано выше, осаждаемые частицы, попадая в микродефекты, имеют высокую энергию взаимодействия с поверхностью. Это приводит, несмотря на достаточно большую температуру поверхности, к превышению времени оседлой жизни частицы над временем нанесения монослоя и замуровывания таких частиц в объеме покрытия. Однако постепенно происходит залечивание дефектов и образование достаточно гладких ступенек, на которых частицы получают возможность для миграции. Такой процесс сопровождается увеличением размера кристаллов, причем в результате геометрического отбора (более высоких скоростей роста) преимущественный рост получают кристаллы с призматическими гранями $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$, параллельными поверхности подложки. По-видимому, поверхностная энергия граней $[10\bar{1}0]$ и $[11\bar{2}0]$ может изменяться в зависимости от условий нанесения, что приводит к формированию текстуры с той гранью, поверхностная энергия которой выше. Анизотропия скоростей роста хорошо видна на микрофотографиях поверхности покрытий (рис. 1, *е*). Как показали электронографические исследования, размер кристаллитов $MX_2$ вдоль направления [0001] меньше размера вдоль $[10\bar{1}0]$ (и $[11\bar{2}0]$) практически на порядок (рис. 1). Следовательно, полученные кристаллы дихалькогенидов имеют вид пластинок, в которых вследствие анизотропии скоростей роста наибольший рост получили призматические грани не только по нормали к поверхности, но и параллельно ей. Такие пластинки на периферии замыкаются в концентрические окружности вокруг центра платы, причем направления [0001] совпадают с радиусами из центра платы держателя образцов (подложек).

Ориентацию второй оси вдоль радиусов при размещении образцов в процессе нанесения на периферии платы можно объяснить следующим образом. Молекулы дихалькогенидов, являющиеся гетеродесмическими соединениями с ковалентно-ионным типом связи и состоящие из положительно заряженного иона металла и отрицательно заряженного иона металлоида, образуют диполь, в котором центр тяжести зарядовой плотности электронного облака смещен в сторону иона металлоида. В случае дихалькогенидов с гексагональной структурой типа 2H–$MoS_2$ ось диполя проходит через центр основания тригональной призмы $MX_6$. К веществам с поляризованным строением электронных оболочек относятся также нитриды, карбиды, бориды металлов III–VI групп периодической системы. В процессе нанесения на формирование структуры покрытий из таких соединений значительное влияние должно оказывать элек-

трическое поле мишени, под воздействием которого также может происходить поляризация одиночных атомов.

Поток распыленного вещества при вакуумных ионно-плазменных методах нанесения наряду с атомарной фазой содержит определенное количество кластерной фазы, состоящей из $N$ атомов (при $N = 1, 2, 3$ и более). Такие поляризованные кластеры при нанесении покрытия могут ориентироваться на поверхности соответствующим образом и вокруг центра платы и играть роль зародыша при кристаллизации покрытия, определяя растущую структуру. Определяющее влияние должно оказывать распределение потока осаждаемых частиц по закону косинуса. При этом грани с наиболее высокой поверхностной энергией должны расти с наклоном в сторону максимальной плотности потока [13], который при косинусоидальном распределении частиц находится в центре мишени.

Под действием совокупности этих факторов формируются текстуры с двумя осями преимущественной ориентации кристаллитов, по своим свойствам приближающимся к монокристаллу.

Известно, что размер растущих кристаллов пропорционален длине свободного пробега адчастиц $l_0$ и обратно пропорционален количеству дефектов на поверхности $d$ [12–14]:

$$L = l_0 / d, \tag{9}$$

где $l_0$ – величина, зависящая от количества дефектов (вакансий, ступенек) на поверхности;

$d = (n_в + n_с)$, при этом $n_в = n_0$ – количество вакансий на поверхности, определяемое через энергию образования вакансии $U_в$ и температуру $T$ при $n_0 = 10^{15}$ см$^{-2}$, $n_с = A\nu_п$ – количество генерируемых ступенек, зависящее от скорости нанесения покрытий $\nu_п$;

$A$ – коэффициент пропорциональности.

Длину свободного пробега можно представить:

$$L = an_a^{1/2},$$

где $a$ – период решетки,

$n_a$ – число перескоков частицы из одного адцентра в другой.

Рассмотрим $n_a$, которое зависит от времени нахождения частицы в "освобожденном" состоянии на поверхности и должно являться отношением времени нанесения монослоя $\tau_ф$ к времени цикла $\tau_ц = \tau_л + \tau_м$, состоящего из времени оседлой жизни

$$\tau_л = \tau_0 e^{-U_b/kT}, \tag{10}$$

где $U_b$ – величина поверхностного барьера, определяемая через энергию связи $U_r$ (5);

$k$ – константа Больцмана;

$T$ – температура;

$\tau_м$ – время перескока (миграции) из одной ячейки в другую на период решетки $a$.

Для дихалькогенидов определяющей должна быть связь металл–металл, имеющая наибольшую величину и, к двумерной металлической основе в процессе роста присоединяются атомы халькогена, образуя пакеты X–M–X, тогда

$$l_0 = a(\tau_ф / \tau_ц)^{1/2} = a(\tau_ф / \tau_л + \tau_м)^{1/2}. \tag{11}$$

Время образования монослоя определим из скорости нанесения покрытий:

$$\nu_п = h_п \tau_п,$$

где $h_п$ – толщина покрытия, $\tau_п$ – время нанесения покрытия, отсюда

$$l_0 = a[\tau_п b / h_п (\tau_л + \tau_м)]^{1/2} = \\ = a[\tau_п b / h_п (\tau_п b / h_п \tau_л + \tau_п b / h_п \tau_м)]^{1/2}, \tag{12}$$

где $b$ – толщина монослоя, примерно равная периоду решетки $a$;

отношение $a / \tau_м$ – тепловая скорость частицы на поверхности.

Введение коэффициента распределения частиц по энергиям $\varepsilon$, зависящего от их количества с тепловой энергией, больше величины потенциального барьера поверхности и при подставлении (12) в (9) получим:

$$L = a / d(1 - \varepsilon)\, b / \nu_п \tau_0 e^{-U b/kT} + \varepsilon \nu_\tau / \nu_п)]^{1/2}. \tag{13}$$

В формуле (11) первый член подкоренного выражения описывает поведение частиц, имеющих энергию меньше потенциального барьера (подбарьерная область), второй член описывает поведение мигрирующих частиц (надбарьерная область). По-видимому, частицы в подбарьерной области должны подчиняться модели решеточного газа (решеточной сверхструктуры) [18], а в надбарьерной области – модели двумерного газа [17] на поверхности.

Представим формулу (13) в более простом виде

$$L = A\,[(1 - \varepsilon)\, B + \varepsilon C]^{1/2}, \tag{14}$$

где $A$ – константа, зависящая от структуры и свойств наносимого вещества.

Размер кристаллов будет определяться соотношением величин $B$ и $C$.

Применение потенциала смещения, подаваемого на подложки в процессе нанесения покрытия, должно приводить, начиная с определенной пороговой величины, к выбиванию некоторой части атомов с поверхности, увеличению степени дефектности подложки и тем самым уменьшению длины свободного пробега. Например, нанесение покрытий $MoS_2$ с применением отрицательного потенциала выше 100 В приводит к исчезновению преимущественной ориентации кристаллитов и формированию покрытий с разупорядоченной кристаллической фазой, причем размер кристаллов уменьшается с увеличением потенциала смещения. По-видимому, при дополнительной ионной бомбардировке поверхности растущего покрытия происходит повышение поверхностной энергии сингулярных плоскостей (0001) за счет выбивания части атомов верхнего слоя. Это приводит практически к исчезновению разницы между величинами поверхностной энергии различных кристаллографических граней, исчезновению дальнего порядка и формированию разупорядоченной кристаллической структуры.

Зависимости, представленные на рис. 3, можно получить следующими рассуждениями. Существует строго определенная для данного вещества величина потенциального барьера поверхности $U_b = 0,25\,U_r$. При достаточно низких температурах практически все частицы на поверхности будут находиться в подбарьерной области. В такой ситуации при нанесении покрытия формируется аморфная структура. Число частиц, способных мигрировать по поверхности, очень мало. Повышение температуры приводит к увеличению количества частиц, переходящих через потенциальный барьер поверхности и получающих возможность для миграции. Аналитически процесс перехода можно описать интегрированием кривой распределения по энергиям, при этом

интеграл будет равен сумме надбарьерных частиц и пропорционален размеру кристаллов:

$$L = D \int_{U_b}^{\infty} \left( \frac{dN}{d\nu} \right) dT , \qquad (15)$$

где $D$ – коэффициент пропорциональности.

Тогда изменение характера кривой зависимости размера кристаллов от температуры в области кристаллизации будет соответствовать переходу точки среднего значения энергии $U_r$ (которую приближенно можно считать совпадающей с точкой перегиба кривой распределения частиц по энергиям) через потенциальный барьер поверхности. В момент совпадения точки среднего значения энергии экспоненты распределения с величиной потенциального барьера поверхности будет наблюдаться максимальная величина угла наклона кривой зависимости размера кристаллов к оси абсцисс, что соответствует моменту формирования поликристаллической структуры. Энергия в кристалле передается с помощью волновой квазичастицы – фонона. Синхронность взаимодействия частиц в твердом теле определяется одновременностью передачи движения частиц и сдвигом волновых колебаний фононов по фазе [25]. Фононные колебания атомов способствуют равномерному распределению тепловых флуктуаций при осаждении атомов растущего покрытия и формированию мигрирующей фазы двумерного газа.

По-видимому, в связи с тем, что с повышением температуры наблюдается уширение кривой распределения частиц по энергиям (рис. 3), смещение величины потенциального барьера $U_b$ в область более высоких температур должно приводить к увеличению ширины области кристалли- зации. Как было показано выше, это наблюдается на примере дихалькогенидов: наименьшая ширина области кристаллизации у $MoS_2$ (373...413 K), наибольшая – у $WSe_2$ (433...563 K). Следовательно, при смещении величины потенциального барьера к абсолютному нулю можно добиться практически скачкообразной кристаллизации типа фазового перехода.

Интеграл (15) должен в пределе стремиться к единице, т.е. способность к миграции получает все большее количество частиц и размер кристаллитов стремиться к максимально возможному в данных условиях нанесения. Однако в точке $E$ (рис. 3), когда энергия начинает превышать энергию связи с поверхностью, происходит разложение ( или реиспарение) вещества. Этот процесс в связи с существованием процесса распределения частиц по энергиям должен происходить не скачкообразно, а в определенном температурном интервале.

Это объясняется тем, что рост кристаллов в процессе нанесения определяется соотношением двух фаз – временно локализованного в адсорбционных центрах двумерного решеточного газа и свободно мигрирующего в виде двумерного газа. Превышение второй фазы над первой приводит к фазовому переходу II рода типа кристаллизации в диапазоне температур и формированию крупнокристаллического строения покрытия. Такой переход связан с тем, что термодинамические характеристики, внутренняя энергия вещества и его объем не изменяются скачкообразно в точке перехода, а их изменение происходит в диапазоне температур.

Также исследован переход текстуры $[10\bar{1}0]$ в $[11\bar{2}0]$ и обратно в $[10\bar{1}0]$ при более высоких температурах при нанесении покрытий $MoS_2$, который по термодинамическим характеристикам также может быть отнесен к фазовым переходам II рода. Хотя при этом не изменяется агрегатное состояние вещества, подобный переход должен сопровождаться определенным изменением термодинамического состояния кристаллической фазы в процессе перехода, что приводит к изменению кристаллографической симметрии растущего покрытия.

Данная модель роста кристаллов (назовем ее атомно-кластерной) описывает процесс нанесения покрытий конденсацией из паровой фазы или потока распыленных частиц в вакууме, полученного, в частности, вакуумными ионно-плазменными методами при определенном влиянии на ориентацию кристаллов электрического поля источника частиц. Как было показано выше, долговечность покрытий из дихалькогенидов зависит от размера кристаллов (рис. 2, 3). Используя в этом соотношении (13) и (15), получим полуэмпирическую формулу для определения долговечности покрытий на основе дихалькогенидов от условий их нанесения вакуумными ионно-плазменными методами

$$\tau = k\,L = k\,a\,/\,d[(1-\varepsilon)\,\tau_{п}\,b\,/\,h_{п}\,\tau_{л} + \varepsilon\tau_{п}\,b\,/\,h_{п}\tau_{м}]^{1/2} = \\ = k\,D \int_{U_b}^{\infty} \left( \frac{dN}{d\nu} \right) dT . \qquad (16)$$

По формуле (14) была аналитически рассчитана зависимость долговечности покрытий. Полученные расчетные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными. Следовательно, разработанная методика пригодна для аналитического определения долговечности покрытий на основе соединений группы дихалькогенидов, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами.

Покрытия с крупнокристаллическим строением имеют наиболее высокие триботехнические свойства. Для дальнейшего улучшения их свойств были получены покрытия из дисульфида молибдена состава $MoS_2Д_x$ (где Д – дополнительный элемент или соединение) [10, 11, 29], которые по внешнему виду практически не отличались от обычных покрытий $MoS_2$. Фрикционные испытания в тех же условиях покрытий состава $MoS_2Д_x$ привели к получению необычно низких значений коэффициента трения, сравнимых со значениями коэффициента трения при гидродинамической и газовой смазках. В качестве дополнительного вещества Д в покрытиях состава $MoS_2Д_x$ могут быть выбраны элементы или соединения, не образующие сильных (химических) связей с основной решеткой $MoS_2$. Атомы дополнительного элемента образуют сверхструктуры в виде интеркалированного вещества [31], в котором атомы Д размещены в межслоевых пространствах между пакетами S–Mo–S. Периоды решеток сверхструктур должны зависеть от степени заполнения межслоевых пространств (между пакетами S–Mo–S) атомами Д. По-видимому, атомы дополнительного элемента должны находиться в согласованном состоянии с его кристаллической решеткой, т. е. должны быть связаны соразмерно с периодом решетки молибденита вдоль оси $a$ (0,316 нм для 2H–$MoS_2$) и занимать энергетически выгодные положения между плоскостями (0001). Эти значения близки значениям $3a_0$, $2a_0$, $1{,}527a_0$, $1{,}527a_0$, $2\,a_0\,/\,\sqrt{3}$. Дальний порядок в твердом теле в этом случае определяется дальнодействием поля частицы (атома) и расстоянием между ними, кратным периоду решетки молибденита вдоль оси $a$ и постоянной $\alpha$. Атомы сверхструктуры для обеспечения низкого трения должны обладать слабым взаимодействием типа вандерваальсова в монослое на плоскостях (0001) слоистого вещества и отталкивательным взаимодействием атомов между собой во всем объеме покрытия для обеспечения сверхнизкого трения после раскалывания кристаллов.

## Выводы

1. Получены антифрикционные покрытия на основе дихалькогенидов переходных металлов с крупнокристаллическим строением, имеющие высокие триботехнические свойства.

2. Нанесение покрытий $MoS_2Д_x$ приводит к возможности образования двумерных сверхструктур в покрытии, которые при триботехнических испытаниях имеют сверхнизкие коэффициенты трения.

3. Предложена модель роста таких структур на основе кратности постоянной тонкой структуры $\alpha$, позволяющая объяснить возникновение фазового перехода II рода типа кристаллизации в диапазоне температур и формирование крупнокристаллического строения покрытий с образованием дополнительных сверхструктур, имеющих отталкивательное взаимодействие атомов между собой и обеспечивающих сверхнизкое трение.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК


1. **Семенов А.П.** Антифрикционные материалы: опыт применения и перспективы // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2007. № 12. С. 21–36.

2. **Семенов А.П.** Высокотемпературные твердые смазочные вещества // Трение и износ. 2007. Т. 28. № 5. С. 525–538.

3. **Григоров А.И., Семенов А.П.** Обработка газовых подшипников с применением ионного распыления. М.: Наука, 1978. 128 с.

4. **Семенов А.П., Ноженков М.В.** К вопросу о механизме смазочного действия твердых антифрикционных материалов // Трение и износ. 1974. Т. 5. № 3. С. 408–416.

5. **Ноженков М.В.** Свойства дисульфидмолибденовых покрытий, наносимых ионным распылением // Машиноведение. 1982. № 6. С. 92–96.

6. **Ноженков М.В.** Влияние кристаллической структуры на триботехнические свойства $MoS_2$, наносимых высокочастотным распылением // Машиноведение. 1985. № 2. С. 82–86.

7. **Структура** покрытий $MoS_2$, образующихся при вакуумном ионно-плазменном нанесении / М.В. Ноженков, А.С. Авилов, А.П. Семенов, С.А. Семилетов // Поверхность. 1987. № 9. С. 148–149.

8. **Модель** роста кристаллов, получаемых ионным распылением / М.В. Ноженков, А.С. Авилов, А.П. Семенов, С.А. Семилетов, Л.А. Тигранян, Ю.М. Товмасян // Растровая электронная микроскопия и аналитические методы твердых тел: тез.докл. IV Всесоюз.симпозиума РЭМ-84. М.: ИК АН СССР, 1984, с. 200.

9. **Структура** и свойства покрытий, наносимых вакуумными ионно-плазменными методами / М.В. Ноженков, В.И. Боднарчук, Ю.М. Герасимов, А.А. Сорокко, Н.Т. Фадюкова // Тез. докл. XIII Всесоюзн. конф. по электронной микроскопии. Сумы. 1987. С. 273–275.

10. **Ноженков М.В.** О низком трении твердых тел // Трение и износ. 1987. Т. 8. № 3. С. 459–466.

11. **Ноженков М.В.** О слабых взаимодействиях частиц в твердых телах // Наноинженерия. 2012. № 3 (9). С. 41–47.

12. **Чернов А.А.** Процессы кристаллизации / В кн.: Современная кристаллография. Т. 8. М.: Наука, 1980. 408 с.

13. **Бабад-Захряпин А.А., Кузнецов Г.Д.** Текстурированные высокотемпературные покрытия. М.: Атомиздат, 1980. 176 с.

14. **Комник Ю.Ф.** Физика металлических пленок. М.: Атомиздат, 1980. 264 с.

15. **Кузнецов Г.Л., Аранович Г.П.** Флуктуации локальной температуры поверхности под воздействием электронной и ионной бомбардировки // ФиХ0М. 1981. № 4. С. 39–42.

16. **Вавилов Е.С.** Действие излучений на полупроводники. М.: Физматгиз, 1963. 264 с.

17. **Мэлвин-Хьюз Э.А.** Физическая химия. М.: ИЛ, 1962. Т. 1. 520 с.

18. **Жданов В.П., Замараев К.И.** Модель решеточного газа для описания хемосорбции на поверхности металлов // Успехи физических наук. 1986. Т. 149. № 4. С. 635–670.

19. **Эйнштейн А.** Теория относительности. Ижевск.: НИЦ "Регулярная и хаотическая динамика", 2000. 224 с.

20. **Борн М.** Современная физика. Пер. с нем. М. 1965. 264 с.

21. **Орир Дж.** Физика. М.: Мир, 1981. Т. 1–2.

22. **Фейнман Р., Лейтон Р., Сэндс М.** Фейнмановские лекции по физике. М.: Мир, 1976. 440 с.

23. **Альберт Эйнштейн** и теория гравитации / Сб. статей. М.: Мир, 1979. 559 с.

24. **Блейкмор Дж.** Физика твердого тела. М., 1988. 608 с.

25. **Уэрт Ч., Томсон Р.** Физика твердого тела. М.: Мир, 1978. 558 с.

26. **Бараш Ю.С., Гинзбург В.Л.** Электромагнитные флуктуации в вещества и молекулярные (ван-дер-ваальсовы) силы между телами // УФН. 1975. Т. 116. № 1. С. 5–40.

27. **Бараш Ю.С.** Силы Ван-дер-Ваальса. М.: Наука, 1988. 344 с.

28. **Каплан И.Г.** Введение в теорию межмолекулярных взаимодействий. М.: Наука, 1982. 312 с.

29. **Ноженков М.В., Семенов А.П.** Антифрикционные покрытия из дисульфида молибдена без связующего // Труды конференции. Трение, износ и смазочные материалы. Ташкент. 1985. Т.2. С. 223–227.

30. **Адамсон А.Ф.** Физическая химия поверхностей. М.: Мир, 1979. 568 с.

31. **Булаевский Л. А.** Сверхпроводимость и электронные свойства слоистых соединений // УФН. 1975. Т. 116. № 3. С. 449–483.

32. **CODATA.** 2011. 11. www.codata.org

33. **Давыдов С.Ю.** О неоднородном распределении электронной плотности в слое, адсорбированном на металле // ФТТ. 1999. Т. 41. Вып. 9. С. 1543–1547.



ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
**E-mail: utp@mashin.ru.**
**Web-site: www.mashin.ru.**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 04.07.12 г. Подписано в печать 21.08.12 г. Формат 60×88 1/8.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Белый ветер ", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4