ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 6 (30)
ИЮНЬ
2007

Издается с января 2005 г.

**Главный редактор**
д-р физ.-мат. наук,
заслуженный деятель
науки РФ
В.Н. НЕВОЛИН

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

**Заместители главного редактора:**
И.Н. ЖЕСТКОВА
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
С.Н. ГРИГОРЬЕВ
В.Ю. ЗАМЯТИН
В.А. ЗЕМСКОВ
С.А. КЛИМЕНКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

**Редакция:**
Н.А. ФЕТИСОВА
И.В. СИНЦОВА
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 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

**МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА**

**Лебедев В.А.** Принципы разработки рациональной структуры технологической операции ППД . . . 3

**Попов А.А.** Равномерность посплайнового формирования шероховатости при виброударном упрочнении . . . 11

**ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА**

**Колмыков В.Л., Залазинский А.Г.** Нанесение оксидных покрытий для волочения проволоки из труднодеформируемых металлов . . . 15

**МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ**

**Белоцерковский М.А.** Активированное газопламенное напыление покрытий порошками полимеров . . . 19

**Хромов В.Н., Храпоничев Д.Н., Зайцев С.А., Коняев К.А.** Восстановление сферической поверхности шарового пальца методом газопламенного напыления . . . 24

**Кондратьев А.И., Муромцева Е.В., Химухин С.Н.** Влияние исходной микроструктуры материала электродов на параметры процесса электроискрового легирования . . . 26

**Кадошников В.И., Платов С.И., Анцупов В.П., Терентьев Д.В., Бахметьев В.В., Чумиков А.М., Александров Н.В.** Повышение надежности и долговечности механического оборудования методом плакирования гибким инструментом . . . 31

**Гончаров В.С., Гончаров М.В.** Повышение долговечности деталей трансмиссии и двигателей внутреннего сгорания . . . 34

**ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ**

**Матлин М.М., Дудкина Н.Г., Дудкин А.Д.** Особенности формирования упрочненного слоя при электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием . . . 38

**Камышанченко Н.В., Кузьменко И.Н., Роганин М.Н., Неклюдов И.М.** Исследование релаксационных процессов в аустенитных хромоникелевых сталях после механико-термической обработки . . . 41

**КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ**

**Тарасов А.Н., Макарский В.А., Павловский Н.Р.** Структура и свойства упрочненных слоев при электроимпульсно-дуговом легировании поверхности сталей ферросплавами . . . 44

**Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В.** Математическое описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента . . . 48

**ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ**

**Мельников П.С.** Оксидирование углеродистых сталей . . . 52

**Светлой** памяти учителя Ворошнина Леонида Григорьевича посвящается . . . 55

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2007**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 6 (30)
June
2007

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**
Dr of Phys. Math. Sci.,
The honoured worker
of a science of the RF
V.N. NEVOLIN

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

**Editorial Assistants:**
I.N. ZHESTKOVA
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
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
Yu.V. PANFILOV
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS

**Edition:**
N.A. FETISOVA
I.V. SINTSOVA
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Fax: (495) 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

**MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING**

**Lebedev V.A.** The principles of the development of the effective structure operation of plastic surface deformation . . . . . 3

**Popov A.A.** Uniformity spline formations of a microroughnesses at vibroimpackting strengthening . . . . . 11

**CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING**

**Kolmykov V.L., Zalazinsky A.G.** Infliction oxide coating for hardly-deformed metal drawing . . . . . 15

**METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS**

**Belotserkovsky M. A.** Activated flame spraying by polymer powders . . . . . 19

**Khromov V.N., Khraponichev D.N., Zaytzev S.A., Konyaev K.A.** Roll pin restoration by gas-flame coating . . . . . 24

**Kondratiev A.I., Khimukhin S.N., Muromtseva E.V.** Influence of original electrode material microstructure on electrospark alloying parameters . . . . . 26

**Kadoshnikov V.I., Platov S.I., Antsupov V.P., Terentev D.V., Bahmetev V.V., Chumikov A.M., Aleksandrov N.V.** Raising the reliability and longevity of mechanical equipment by method of friction cladding by the flexible tool . . . . . 31

**Goncharov V.S., Goncharov M.V.** Increase of durability of details of transmission and internal combustion engines . . . . . 34

**PROCESSING BY COMBINED METHODS**

**Matlin M.M., Dudkin A.D., Dudkina N.G.** Features of formation of the strengthened surface layer upon electromechanical treatment with dynamic effort . . . . . 38

**Kamyshantchenko N.V., Kuzmenko I.N., Neklyudov I.M., Roganin M.N.** Research of relaxation processes in austenitic chrome-nickel steels after mechanical-thermal treatment . . . . . 41

**QUALITY CONTROL OF STRENGTHENING PROCESSING**

**Tarasov A.N., Makarskiy V.A., Pavlovskiy N.R.** Structure and properties of the strengthened layers at electricpulse-arc alloying of steels surface by ferroalloys . . . . . 44

**Tabakov V.P., Smirnov M.Yu., Tsirkin A.V., Chihranov A.V.** The mathematical description of cracking processes in wearproof coatings of the cutting tool . . 48

**INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE**

**Melnikov P.S.** Oxidation of carbonaceous steels . . . . . 52

**In commemoration** of the teacher Voroshin Leonid Grigorievich it is devoted . . . . . 55

**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", 2007**

**В.А. Лебедев** *(Азовский технологический институт (филиал) Донского ГТУ)*

# Принципы разработки рациональной структуры технологической операции ППД

*Предложены технологические принципы разработки рациональной по производительности структуры операции упрочнения деталей методами поверхностного пластического деформирования (ППД). Даны рекомендации по обоснованному выбору элементных участков ППД, в результате обработки которых обеспечивается эффективное повышение эксплуатационных свойств деталей, а также по выбору метода ППД.*

*The technological principles of cultivation of the efficient on its productivity the operation structures of the parts, strengthening by means of plastic surface deformation (PSD) are offered. The recommendations on the basing of the element's zones of PSD (which being worked provide the effective improvement of operating properties of the parts) and methods of PSD choice are a given.*

Структура технологической операции описывает ее содержание с указанием перечня и последовательности выполнения технологических и вспомогательных переходов операции. Она реализуется в рамках конкретной *технологической системы* (ТС), обеспечивающей рациональную совокупность указанных элементов операции. Рациональная структура операции обеспечивает заданные технологические показатели с максимальной технико-экономической эффективностью.

Рациональная структура операции может быть построена на основе совершенствования ТС или рационального построения операции. Особенности и специфика ТС, используемых для реализации операций ППД, свидетельствуют о предпочтительности второго направления, при котором проектирование ТС осуществляется как следствие оптимальной технологической операции ППД.

Содержание операции ППД определяется применяемым методом ППД и ее структурой, поэтому совершенствование операции должно осуществляться в их гармонической взаимосвязи. Закономерности построения оптимальной операции ППД устанавливают на основе анализа и синтеза ее структурной схемы, которая позволяет выявить связь между качественно различными структурами и методами ППД и на этой основе определить количественные показатели и, прежде всего, условия достижения максимальной производительности или минимальной себестоимости.

В основе формирования структуры операции лежит схема обработки детали выбранным для этой цели методом ППД (рис. 1).

Основные схемы обработки деталей, реализуемые методами ППД, приведены в таблице.

Введем понятие *элементной производительности* операции, которая определяется временем, связанным с режимами обработки на технологическом переходе операции ППД.

Под *технологическим переходом* обработки детали методами ППД понимается законченная часть операции ППД, выполняемая над одной или несколькими поверхностями детали одним или несколькими инструментами или потоками обрабатывающей среды за один рабочий ход инструмента или за промежуток времени силового воздействия обрабатывающей среды без изменения режимов обработки.

Назовем поверхность или поверхности, формируемые конкретным методом ППД в процессе технологического перехода операции, *элементным участком* ППД. При этом продолжительность воздействия

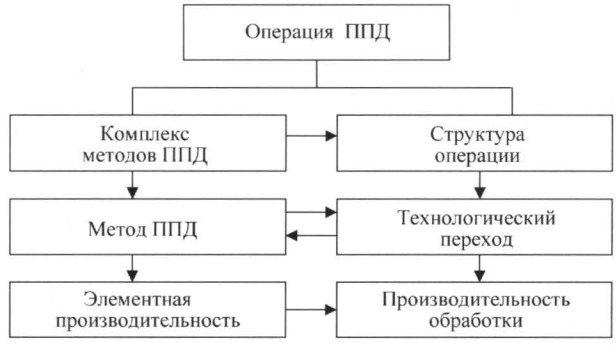



**Рис. 1. Последовательность проектирования операции ППД**

**Схемы обработки деталей методами ППД**

| Описание | Схема | Метод ППД |
|---|---|---|
| 1. Деталь свободна; обрабатывающая среда одновременно охватывает все доступные для ППД поверхности детали | | Вибрационная ударная обработка, ударно-барабанная обработка |
| 2. Деталь неподвижна; обрабатывающая среда одновременно охватывает одну ориентированную относительно нее и предусмотренную для ППД поверхность (или их сочетание) | | Динамические методы и методы ППД концентрированными потоками |
| 3. Деталь последовательно занимает ряд фиксированных положений; обрабатывающая среда воздействует по схеме 2 | | То же |
| 4. Деталь и инструмент (обрабатывающая среда) совершают относительное движение | | Квазистатические методы, динамические методы и методы ППД концентрированными потоками при обработке крупногабаритных деталей |
| 5. Комбинированная обработка, представляющая собой сочетание схем 3 и 4 | | Виброобкатывание, вибровыглаживание |
| 6. Деталь неподвижна или занимает ряд фиксированных положений; инструмент осуществляет упрочнение локальных участков поверхности | Участки локального упрочнения | Обработка шарикостержневыми упрочнителями, пневмодинамическая обработка |

обрабатывающей среды определяют исходя из обеспечения требуемых показателей качества детали или достижения наибольшего эффекта упрочнения.

Из анализа схем ППД, реализуемых существующими методами ППД, следует, что элементным участком ППД может быть вся совокупность доступных для обработки поверхностей детали, отдельные поверхности детали или их сочетание, места сопряжения поверхностей, а также локальные участки, соизмеримые с геометрическими размерами пластических отпечатков, формируемых в результате воздействия единичного или набора обрабатывающих инденторов.

Таким образом, операция ППД может предусматривать обработку детали как за один технологический переход путем формирования на ней одного элементного участка, так и за несколько технологических переходов, в результате которых формируются два или три элементных участка ППД одного или разных типов и размеров. В первом случае операция представляет собой *одноэлементную* обработку, во втором – *многоэлементную*.

Элементная производительность $П_э$ является количественной характеристикой применяемого для обработки метода ППД. Приведенная на рис. 1 схема предполагает одноэлементную обработку детали и позволяет оптимизировать условия выполнения операции выбранным методом ППД.

Использование при разработке операций ППД методов, позволяющих в рамках одной операции путем одноэлементной обработки обеспечить требуемые показатели качества детали, является одним из основных резервов повышения производительности. При многоэлементной операции можно повысить производительность путем многодетальной и многопоточной обработки деталей. В этом случае используют один или несколько методов ППД и показателем производительности является оперативное время.

*Оперативное время* $t_{оп}$ характеризует длительность производственного цикла операции $T_ц$ и определяется промежутком времени, за который осуществляется обработка детали или партии деталей. Поэтому при однопоточной обработке методами ППД $t_{оп} = T_ц$, а при одновременной обработке $n_д$ деталей оперативное время, приходящееся на одну деталь, $t_{оп} = T_ц/n_д$.

Оперативное время является количественной характеристикой структуры операции ППД, характеризующей операционную производительность: $П_{оп} = 1/t_{оп}$. Фактическая производительность операции определяется с учетом штучного времени $П = 1/t_{шт}$, при этом $П < П_{оп}$.

Технологический переход представляет собой законченную часть операции, в процессе которой формируется новый поверхностный слой детали с заданными показателями точности и качества. Следовательно, оперативное время, затрачиваемое на выполнение операции ППД (ее трудоемкость), можно представить как сумму времен, затрачиваемых на формирование отдельных элементных участков ППД детали:

$$t_{оп} = \sum_{i=1}^{n} t_{эli};$$

$$t_{э.уi} = t_{о.э.уi} + t_{в.э.уi},$$

где $t_{о.э.уi}$ – время, затрачиваемое на ППД $i$-го элементного участка;

$t_{в.э.уi}$ – время, затрачиваемое на перемещение или изменение относительного положения инструмента (или направления действия обрабатывающей среды) и детали для ППД следующего элементного участка детали.

Если операция ППД представляет собой одноэлементную обработку, то все значения приведенных времен совпадают, т.е. $t_{э.у} = t_{оп}$; $t_{о.э.у} = t_о$; $t_{в.э.у} = t_в$. При этом основное время $t_о$ зависит от режимов обработки и применительно к схемам ППД 1 и 2 (см. таблицу), реализуемыми динамическими методами ППД, в общем виде может быть определено следующим образом:

$$t_о = \frac{j}{Pf},$$

где $j$ – кратность соударений деформирующих тел обрабатывающей среды с обрабатываемой поверхностью;

$P$ – вероятность покрытия поверхности пластическими отпечатками за один энергоимпульс воздействия обрабатывающей среды, определяемая режимами обработки и кинетикой движения деформирующих тел;

$f$ – частота энергоимпульсов взаимодействия обрабатывающей среды с обрабатываемой поверхностью.

Для схемы 3, используемой при применении как квазистатических, так и динамических методов ППД,

$$t_о = \frac{l}{nS_о}, \text{ или } t_о = \frac{l}{S_м},$$

где $l$ – протяженность элементного участка ППД;

$S_о$ – подача инструмента или детали на оборот, мм/об;

$n$ – число оборотов детали, об/мин;

$S_м$ – подача детали или обрабатывающей среды, мм/мин.

Производительность операции ППД при обеспечении заданного качества деталей определяется совершенством применяемых методов ППД (характеризуемых $П_э$) и структурой операции (характеризуемой $П$). Отношение $П_э/П$ характеризует степень концентрации операции ППД. При одноэлементной операции ППД $П_э/П = 1$.

Структура операции ППД характеризуется совокупностью технологических, вспомогательных переходов и потоков и связями между ними. Возможны два типа структур: 1) простая, предусматривающая одноэлементную обработку детали; 2) сложная, предусматривающая многоэлементную обработку путем последовательного или параллельного формирования элементных поверхностей ППД.

Для структур обоих типов обработка может быть однопоточной и многопоточной. Кроме того, операция ППД может осуществляться по однодетальной и многодетальной схеме. В обоих случаях число потоков $n_п$ или число одновременно обрабатываемых деталей $n_д$ определяется исходя из годового фонда времени $Ф_г$ и годовой программы $N$, которые, в свою очередь, определяют такт выпуска $T_в = Ф_г/N$:

$$n_п = n_д = \frac{T_ц}{T_в},$$

где $T_ц$ – продолжительность рабочего цикла операции (при однопоточной и однодетальной обработке $T_ц = t_{оп}$).

Структуры операций ППД удобно классифицировать по двум признакам: 1) по составу структурных элементов ТС; 2) по методу совмещения технологических и вспомогательных перемещений в пространстве и времени.

*Первый признак* определяет класс структуры операции ППД. Структура операции ППД определяется числом одновременно обрабатываемых деталей (классы однодетальной $Д_1$ и многодетальной структур $Д_n$) и числом одновременно работающих инструментов или потоков обрабатывающей среды (классы одноинструментальных $И_1$ и многоинструментальных $И_n$ структур). Сочетание этих двух составных элементов ТС определяет подклассы структур операций ППД (рис. 2), например, подкласс однодетальной одноинструментальной структуры $Д_1$–$И_1$, однодетальной трехинструментальной структуры $Д_1$–$И_3$.

*Второй признак* характеризует метод совмещения в пространстве и во времени перемещений взаимодействующих между собой элементов ТС – детали и инструмента (обрабатывающей среды). Для операций ППД оно может быть последовательным (принцип дифференциации структуры операции) или параллельным (принцип концентрации структуры операции). *Последовательная* структура операции ППД предполагает дифференцированное последовательное формирование элементных участков ППД детали одним инструментом или потоком обрабатывающей среды. *Параллельная* структура операции ППД строится на основе концентрации обработки детали несколькими инструментами и потоками обрабатывающей среды. При реализации параллельной структуры операции ППД элементная производительность пропорционально уменьшается.

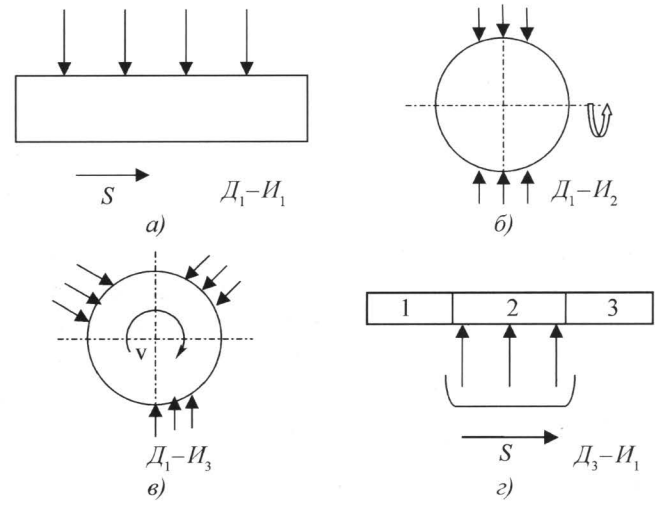



**Рис. 2. Подклассы структур операций ППД**

При последовательной структуре ППД возникает необходимость перемещения инструмента (обрабатывающей среды) при переходе с одного элементного участка на другой. Таким образом, операционное время складывается из основного и вспомогательного времени: $t_{оп} = t_о + t_в$.

При параллельной структуре ($Д_1$–$И_2$; $Д_1$–$И_3$) операцию строят на основе формирования одного или одновременно нескольких элементных участков, которые в совокупности можно представить как один общий элементный участок ППД детали. При этом условия ППД каждого отдельного элементного участка должны быть одинаковыми. Основное время в этом случае определяют усредненно:

$$t_о = \frac{t_{оi}}{n_и},$$

где $t_{оi}$ – основное время ППД $i$-м инструментом или потоком;

$n_и$ – число одновременно работающих инструментов или потоков.

Вспомогательное время $t_в$ представляет собой сумму времен, затрачиваемых на контроль, съем и установку детали, а также на изменение положения детали.

Схема взаимодействия детали и инструмента (обрабатывающей среды) в пространстве и во времени существенно влияет на структуру операции ППД. Так, замена прерывистого перемещения детали при обработке элементных участков в процессе ППД или потока обрабатывающей среды на непрерывное способствует улучшению структуры операции ППД, особенно при обработке длинномерных и крупногабаритных

деталей. В этом случае можно использовать следующую формулу для определения времени обработки детали:

$$T = \frac{L}{v_{отн}\eta},$$

где $L$ – длина последовательно обрабатываемых в выбранной ТС элементных участков ППД;

$v_{отн}$ – скорость относительных движений потока частиц и деталей;

$\eta = t_{oi}/T_ц$ – коэффициент непрерывности процесса.

Из вышеизложенного следует, что выбор рациональной структуры операции ППД – сложная многовариационная технико-экономическая задача, в основе которой лежит обоснование такого сочетания элементных участков с методами ППД, при котором достигается наибольшая производительность операции и обеспечиваются требуемые показатели качества поверхности и эксплуатационные свойства детали.

Чтобы технолог мог найти для конкретной детали лучшее решение этой ответственной задачи, необходимо установить:

• поверхности детали, которые должны составлять основу элементных участков ППД;

• метод ППД, при использовании которого возможна одноэлементная обработка этих участков поверхности детали или в случае невозможности одноэлементной обработки метод ППД, которым можно провести обработку этих участков при наилучших технико-экономических показателях.

Для построения рациональной структуры операции ППД, прежде всего, следует определить минимально необходимый один или несколько элементных участков ППД, которые должны быть обработаны на детали, чтобы после обработки деталь отвечала заданным конструкторской документацией требованиям по качеству и эксплуатационным свойствам. Затем на основе выбора метода принять такую структуру, которая обеспечивала бы решение технологической задачи с наилучшими технико-экономическими показателями.

Определение элементных участков ППД начинают с анализа зон детали, для которых по ТУ предусмотрена обработка методами ППД в целях:

• обеспечения благоприятной по условиям эксплуатации минимальной шероховатости или заданного микрорельефа;

• обеспечения максимального приращения предела выносливости, износостойкости и других эксплуатационных свойств;

• устранение погрешностей формы и обеспечения требуемой точности размеров детали.

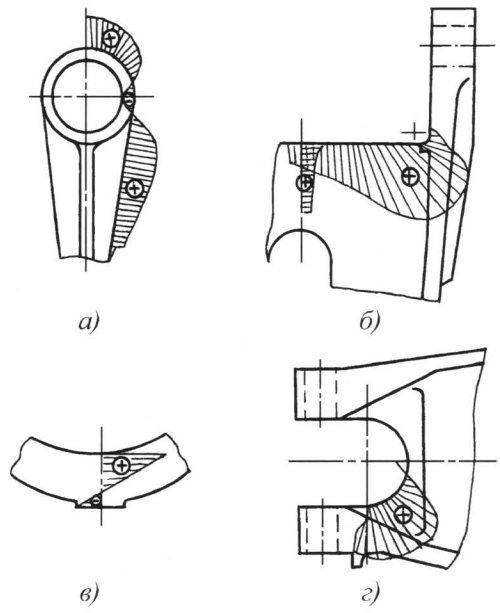



**Рис. 3. Эпюры напряжений в нижнем звене шлицевого шарнира:** *а–в* – по периметру, в галтели и поперечной оси большой проушины; *г* – по галтельному переходу между малыми проушинами

Выявление таких зон и установление параметров качества поверхностного слоя, которые необходимо обеспечить обработкой методами ППД, осуществляются конструктором в процессе конструкторской подготовки производства.

Для решения этой задачи широко используют методы научного прогнозирования на основе усталостных испытаний или метод экспертных оценок.

Приведем последовательность действий конструктора по выявлению "слабых" в отношении долговечности мест детали, предопределяющих выбор обработки ППД методом экспертных оценок:

1) анализ статических и динамических нагрузок, действующих на рассматриваемую деталь в рабочем и переходных режимах; определение характера (силового, температурного и др.), величины нагрузки, площади ее воздействия, закона изменения и направления действия сил при эксплуатации изделия, а также выбор из числа действующих нагрузок главных, учитываемых при расчетах;

2) исследование внутренних напряжений, возникающих в деталях под воздействием внешних нагрузок, инерционных и гравитационных сил, и определение зон поверхности детали, где действуют растягивающие напряжения, особенно опасные в отношении сопротивления усталости (рис. 3);

3) определение цикличности нагрузок за планируемый срок эксплуатации изделия; при этом средний срок функциональной прогрессивности многих изделий можно принять равным 10 годам;

4) установление зон наиболее вероятного образования усталостных трещин с учетом геометрических параметров детали, величины и распределения внутренних напряжений, цикличности нагрузки, а также с учетом технологии изготовления детали;

5) прогнозирование долговечности зон наиболее вероятного появления усталостного разрушения. При этом определяют средний ожидаемый ресурс при принятой для всех элементов детали постоянной доверительной вероятности разрушения $Q = 0{,}025$, что при нормальном распределении ресурса соответствует значению $R_р - 2\sigma$, где $R_р$ – математическое ожидание ресурса; $\sigma$ – его среднее квадратическое отклонение. Если принять допущение о равенстве средних квадратических отклонений по всем элементам детали, то расчеты зон упрочнения можно проводить с использованием среднего ресурса $R_р$. После определения среднего ресурса по зонам детали находят значение коэффициента разноресурсности по зонам концентрации напряжений:

$$\Omega_{Ri} = \frac{R_{рi}}{R_{р.б}},$$

где $R_{рi}$ – средний ресурс $i$-й зоны концентрации напряжений из $m$ зон детали;

$R_{р.б}$ – средний базовый ресурс детали.

Значение $\Omega_{Ri} < 1$ свидетельствует о необходимости обработки соответствующих зон методами ППД.

При всей простоте определения зон наиболее вероятного появления усталостного разрушения этот метод является весьма приближенным, так как при усреднении ресурса по зонам детали из поля зрения выпадают участки поверхности, которые могут значительно снижать ресурс детали. В связи с этим конструктор вынужден вводить коэффициенты запаса прочности, а следовательно, повышенные требования к физико-механическим характеристикам поверхностного слоя. На менее напряженные участки поверхности будут назначены завышенные требования по упрочнению, что приведет к увеличению себестоимости операции ППД и, соответственно, детали. Кроме того, что не менее важно, технолог лишается возможности рационального построения структуры операции упрочнения этих зон.

Из методов научного прогнозирования наибольшее распространение получили методы проволочной тензометрии и фотоупругости (поляризационно-оптический метод), применение которых при исследовании внутренних напряжений описано в работе [1] и в справочной литературе. Эти методы обеспечивают достаточно высокую точность определения концентрации напряжений в образцах и натурных деталях (погрешность составляет не более 5 %), по результатам которых затем рассчитывают эксплуатационный ресурс деталей. Однако эти методы требуют больших затрат средств и времени, связанных с подготовкой к эксперименту, натурным моделированием эксплуатационных нагрузок и обработкой результатов исследований.

С развитием средств автоматического проектирования все большую популярность приобретают численные методы анализа напряженно-деформированного состояния, наиболее перспективным из которых является метод конечных элементов. Реализация этого метода для расчета напряженного состояния детали в условиях ее реальной эксплуатации наиболее объективно осуществляется с помощью модуля APM Structure 3D системы APM WinMachine.

Модуль APM Structure 3D позволяет выполнить комплексный анализ напряженно-деформированного состояния объектов любой конфигурации и типоразмера при произвольном нагружении и закреплении. Чтобы провести расчет, необходимо предварительно создать виртуальную твердотельную модель исследуемой детали на основании ее формы и размерного описания. Однако с помощью указанного модуля это сделать достаточно сложно, а иногда, особенно для деталей сложной конфигурации, даже невозможно вследствие ограниченных функций трехмерного моделирования.

Наиболее эффективно эта задача решается с помощью модуля параметрического твердотельного и поверхностного моделирования APM Studio системы APM WinMachine; возможно также построение и в другой CAD-программе, поддерживающей экспортирование файлов с расширением .step. Объект, созданный с применением функций трехмерного моделирования (рис. 4, см. с. 2 обложки), разбивается на объемные конечные элементы с заданным шагом по трем координатам (рис. 5, см. с. 2 обложки), используя встроенный в этот модуль генератор конечно-элементной сетки. Число конечных элементов ограничивается точностью расчета.

Разбитая на конечные элементы объемная модель детали импортируется в модуль APM Structure 3D, где помимо ее конструктивной формы и размерного описания задаются: материал с основными характеристиками (предел текучести, модуль упругости, коэффициент Пуассона), число степеней свободы, величина, направление, точка приложения и закон распределения рабочих нагрузок.

Расчет напряженно-деформированного состояния в модуле APM Structure 3D проводится следующим образом.

1. При приложении статической и (или) динамической нагрузок (изменяющихся по определенному закону) к узлам элементов (рис. 6, см. с. 2 обложки)

происходит взаимодействие конечных элементов по дифференциальным законам, причем уравнения, описывающие эти законы, различны для каждого из типов конечных элементов.

2. С учетом выбранного типа конечного элемента формируется матрица жесткости, которая сводится к системам алгебраических уравнений. Эти уравнения дополняются законами, описывающими воздействие внешних сил и заданных ограничений (степеней свободы) на перемещения объекта.

3. Совместным решением полученных систем уравнений определяются величины перемещений (деформаций) и напряжений в каждом из конечных элементов модели детали.

В результате расчетов, выполняемых модулем APM Structure 3D, выводимая на экран информация представляется в виде:

• карты распределения напряжений по объему модели исходной и упрочненной детали в виде изолиний цветовой гаммы как в форме эквивалентных напряжений (рис. 7, см. с. 2 обложки), так и отдельных их компонентов;

• таблицы значений напряжений во всех конечных элементах детали.

Эти результаты дают технологу не только наглядное представление наиболее опасных в отношении сопротивления усталости зон детали, но и могут быть положены в основу количественной оценки выбора участков поверхности детали, требующих упрочнения. Эти участки предлагается определять с помощью *коэффициента разноресурсности* Ω, показывающего, насколько необходимо упрочнить тот или иной участок поверхности по сравнению с исходным или ожидаемым пределом выносливости детали:

$$\Omega = \frac{\sigma^{i}_{\max}}{\sigma^{\text{исх}}_{-1} K_{F\sigma}}.$$

Здесь $\sigma^{i}_{\max}$ – максимальные напряжения, действующие в сечении $i$-х конечных элементов, МПа;

$\sigma^{\text{исх}}_{-1}$ – исходный предел выносливости натурной детали, МПа;

$K_{F\sigma}$ – коэффициент, учитывающий шероховатость поверхности участков детали:

$$K_{F\sigma} = 1 - 0{,}22 \lg Rz \left( \lg \frac{\sigma_{\text{в}}}{20} - 1 \right) \text{ при } Rz > 1 \text{ мкм},$$

$$K_{F\sigma} = 1 \text{ при } Rz \le 1 \text{ мкм},$$

где $Rz$ – высота неровностей профиля по 10 точкам, мкм;

$\sigma_{\text{в}}$ – предел прочности детали, МПа.

**Рис. 8. Алгоритм выбора поверхностей, подлежащих упрочняющей обработке ППД**

Совокупность конечных элементов, у которых Ω < 1, представляют участки поверхности детали, требующие упрочнения ППД.

Предложенный для количественной оценки коэффициент разноресурсности учитывает влияние масштабного фактора, концентрации напряжений, вызванных резким изменением очертания детали и качества обработки поверхности, которые являются основными факторами, влияющими на сопротивление усталости натурных деталей.

Последовательность реализации описанной выше методики выявления участков поверхности детали, требующих упрочнения, можно представить в виде алгоритма (рис. 8). В качестве исходных вводят следующие данные:

• конструктивное описание детали (геометрическая форма и ее размерное описание), материал, ее положение в механизме или сборочной единице;

• условия эксплуатации: точка приложения, направление, величина, характер и площадь воздействия внешних нагрузок и напряжений, закон их распределения.

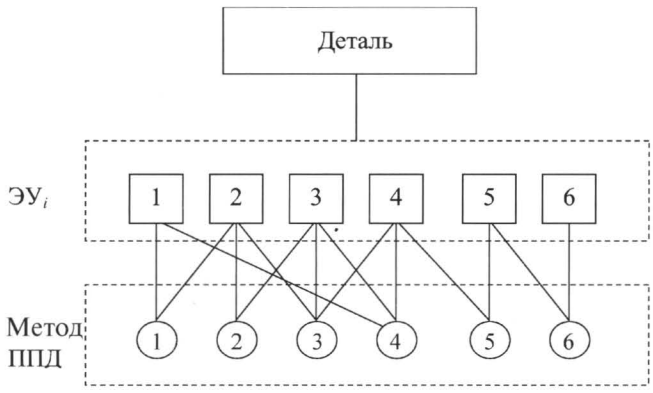



**Рис. 9. Информационно-поисковая модель взаимосвязи элементных участков с методами ППД**

Предложенный метод моделирования напряженного состояния деталей в условиях их реальной эксплуатации позволяет наиболее обоснованно установить участки поверхности детали, которые требуют упрочняющей обработки ППД, в целях снижения коэффициента их разноресурсности без проведения дорогостоящих натурных исследований с привлечением различных высококвалифицированных специалистов, спецоборудования, помещений и т.д. Кроме того, применение этого метода в инженерной практике не требует наличия у технолога специальных знаний по оценке напряженного состояния деталей, что позволит значительно сократить сроки технологической подготовки производства при разработке технологии упрочняющей обработки детали.

Анализ наиболее слабых с позиций эксплуатации зон позволяет определить участки поверхности детали, которые при изготовлении должны быть подвергнуты обработке методами ППД, и сформулировать требования к ним.

К поверхностям, обрабатываемым методами ППД, предъявляют **требования,** которые регламентируют:

• геометрические параметры поверхности (вид рельефа, направленность и величина шероховатости поверхности);

• параметры материала поверхностного слоя (структура, поверхностная твердость, глубину упрочнения, величину и глубину залегания контактных сжимающих напряжений);

• допускаемую загрязненность поверхности после обработки методами ППД;

• допустимые виды и размеры дефектов поверхности.

Исходя из этих требований технолог определяет технологическое назначение операции ППД, обосновывает выбор отдельных элементных участков ППД, методов ППД и формирует структуру операции ППД.

В заключение можно сформулировать следующие **рекомендации по обоснованному выбору элементного участка и метода ППД:**

1) по возможности необходимо выбирать метод ППД, обеспечивающий одноэлементную обработку детали по схеме 1 или 2 как наиболее производительную;

2) при наличии ограничений к качеству поверхностей, не требующих упрочняющей обработки, необходимо выбирать схемы и методы ППД, которые обеспечивают обработку детали, не затрагивая эти поверхности;

3) если деталь имеет большие габаритные размеры, операции ППД в технико-экономическом отношении выгоднее строить по схеме 4 или 5, выбирая для этого соответствующие методы ППД;

4) не следует без предварительного обоснования увеличивать упрочняемые элементные участки больше, чем это предусмотрено требованиями конструкторской документации, во избежание нежелательных эффектов, вызываемых ППД (макродеформации, повреждения и ухудшение качества поверхности);

5) при небольших размерах элементных участков упрочнения предпочтение следует отдавать методам, обеспечивающим местное ППД;

6) выбор возможных методов ППД *элементных участков* (ЭУ) желательно осуществлять с помощью информационно-поисковой модели [2], отражающей для конкретной детали взаимосвязь обработки отдельно выделенных элементных участков в структуре операции ППД (рис. 9). Она позволяет определить возможные пути совместного ППД элементных участков при обработке конкретной детали. Для выявления рациональной структуры операции ППД информационная модель дает возможность обосновать инструментальную наладку при квазистатических методах ППД или параметры потока обрабатывающей среды при упрочняющей обработке динамическими методами ППД.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Бойцов Б.В.** Прогнозирование долговечности напряженных конструкций. Комплексное исследование шасси самолета. М.: Машиностроение, 1985. 231 с.

2. **Подураев В.Н.** Технология физико-химических методов обработки. М.: Машиностроение, 1985. 264 с.

УДК 621.9.048.6

**А.А. Попов** *(Воронежский ГТУ)*

# Равномерность посплайнового формирования шероховатости при виброударном упрочнении

*Приведены результаты математического моделирования влияния динамики процесса виброударного упрочнения на равномерность формирования высотного параметра шероховатости поверхности стыкового профиля крыла с учетом динамики конечного множества частиц инструментальной среды, размеров детали, частиц и контейнера, их физико-механических свойств. Установлены зависимости среднего арифметического значения высоты микронеровностей для различных участков-сплайнов детали от амплитуды колебаний, размера частиц, положения детали в контейнере по высоте, формы экранов и конструктивных особенностей профиля сечения детали.*

*The results of mathematical modelling the influence of the dynamics of vibroimpackting process on uniformity of formation of high-altitude parameter of a roughness of a surface structure of a wing, in view of dynamics of final set of particles of the tool environment, the sizes of a detail, particles and the container, their physicomechanical properties are given. Laws of formation of arithmetic-mean height of microroughnesses for various sites-splines of a detail depending on amplitude of fluctuations, the size of tool particles, position of a detail in the container on height, forms of screens and design features of a structure of section of a detail are established.*

## Введение

Преимущества виброударного упрочнения проявляются при финишной обработке деталей сложной формы, изготовленных с ограничением массы из высокопрочных сплавов, чувствительных к концентраторам напряжений и работающих в условиях интенсивных нагрузок [1]. Отсутствие кинематической связи инструментальной среды с деталью и станком позволяет упрочнять детали сложной формы, однако возникает проблема равномерности обработки. Наличие на поверхности деталей участков с более значительной шероховатостью обусловливает образование концентраторов напряжений, что уменьшает допустимые эксплуатационные нагрузки и снижает усталостную долговечность.

*Цель* работы заключается в определении методом математического моделирования динамики инструментальной среды закономерностей формирования среднего арифметического значения высоты микронеровностей в процессе виброупрочнения детали сложной формы.

## Физическая и математическая модели технологической системы

Верхний стыковой профиль (рис. 1), изготовленный из алюминиевого сплава Д16Т, имеет длину ≈5600 мм, высоту ≈260 мм, ширину ≈330 мм; толщина стенок и полок составляет от 7...8 до 15...17 мм. После фрезерования и виброабразивной обработки профиля должно обеспечиваться $Rz = 22^{+3}_{-2}$ мкм, после виброударного упрочнения – $Rz = (10\pm2)$ мкм; относительная погрешность $\Delta Rz^* \leq 40$ %.

При виброударном упрочнении контейнер на 70...80 % заполняется инструментальной средой – шариками из стали ШХ15 диаметром 0,5 см и технологической жидкостью. Под действием интенсивных колебаний контейнера с жестко прикрепленной к нему деталью и шариками с амплитудой виброскорости 0,95...1,20 м/с частицы инструментальной среды приобретают пластичность и способность равномерно сопрягаться с поверхностью детали любой сложной формы и, периодически соударяясь с ней, образовывать множество локальных пластических отпечатков,

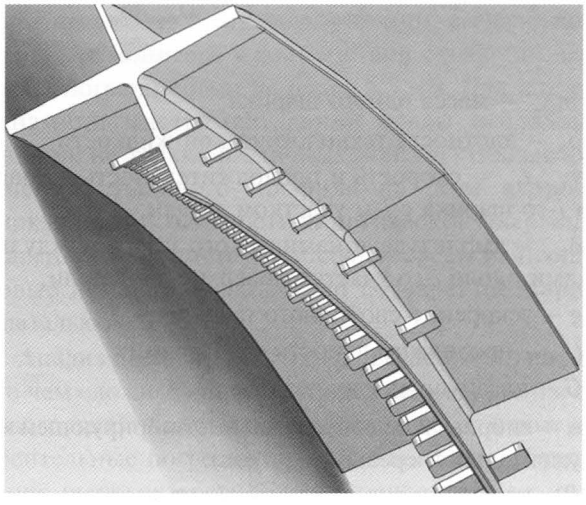


**Рис. 1. Верхний стыковой профиль крыла**

которые по мере обработки приобретают сплошную структуру микронеровностей [1].

Шероховатость $j$-го участка-сплайна поверхности детали определяется по формуле

$$Rz_j \cong Rz_j^* - \frac{k_u k_h k_{Rz}}{k_r^*}\sqrt{\frac{2Э_{\tau_{ij}}}{\pi \text{НМ}_{\text{д}} D_{\text{ш}} \Phi(T)}}, \qquad (1)$$

где $Rz_j^*$ – исходное среднее арифметическое значение высоты неровностей профиля упрочняемой поверхности в момент соударения;

$k_u$ – коэффициент относительного внедрения микронеровностей инструмента в систему микронеровностей детали;

$k_h$ – коэффициент относительной деформации высот микронеровностей детали в центре отпечатка;

$k_{Rz}$ – коэффициент формы исходного профиля микронеровностей детали;

$k_r^*$ – приведенный радиус кривизны соударяющихся поверхностей шарика и детали;

$Э_{\tau_{ij}}$ – энергия периодических соударений $i$-й группы шариков с $j$-м участком-сплайном детали;

НМ – динамическая твердость поверхности детали по Майеру;

$D_{\text{ш}}$ – диаметр шариков (частиц инструментальной среды);

$\Phi(T)$ – функция переносных колебаний группы шариков [1].

При вычислении энергии соударения массу соударяющейся группы шариков [1] вычисляют по формуле

$$m_{\tau_{ij}} = m_{\text{ш}_{ij}} + \frac{\rho_{\text{ж}} D_{\text{ш}}^2 \text{v}_{\tau_{ij}} t_{\tau_{ij}}}{\delta_{\text{ш}_{ij}}} + \frac{4\text{v}_{\tau_{ij}} t_{\tau_{ij}}^2 g(Gt_{\tau_{ij}} + \alpha)}{D_{\text{ш}_{ij}} R\delta_{\text{ш}_{ij}}}, \qquad (2)$$

где $m_{\text{ш}_{ij}}$ – масса одного шарика;

$\rho_{\text{ж}}$ – плотность технологической жидкости;

$\text{v}_{\tau_{ij}}, t_{\tau_{ij}}$ – скорость и продолжительность соударения $i$-го шарика с $j$-м участком детали;

$\delta_{\text{ш}_{ij}}$ – амплитуда динамического зазора между шариками около $j$-го участка поверхности детали;

$g$ – ускорение свободного падения;

$t_{\tau_{ij}}$ – продолжительность соударений;

$G$ – квазиупругая жесткость;

$\alpha$ – вибровязкое сопротивление вибрирующей инструментальной среды (шариков);

$R$ – коэффициент восстановления скорости соударений.

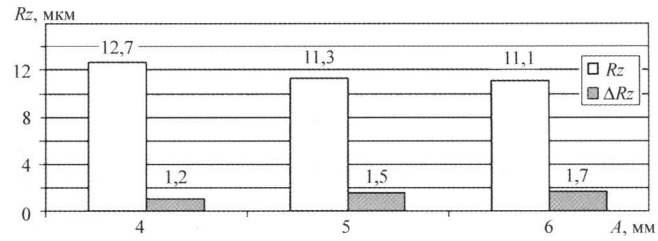



**Рис. 2. Диаграмма средних значений параметра шероховатости *Rz* и абсолютной погрешности Δ*Rz* при разных амплитудах колебаний *A***

Абсолютная и относительная погрешности посплайнового формирования среднего арифметического значения высоты микронеровностей

$$\Delta Rz_j = \frac{|Rz_j - Rz_{\text{ср}}|}{Rz_{\text{ср}}}; \qquad (3)$$

$$\Delta Rz_j^* = \frac{|\Delta Rz_j|}{Rz_{\text{ср}}} \cdot 100\,\%. \qquad (4)$$

При моделировании динамики процесса и равномерности формирования шероховатости используем методику математического моделирования, представленную в работах [2, 3]. Учитываем конечное множество шариков, размеры детали, шариков и контейнера, их физико-механические свойства. По результатам моделирования осуществляется визуализация величин высотного параметра шероховатости $Rz$ и координат их посплайнового расположения.

## Результаты исследований

При амплитуде $A$ = 4 мм среднее значение параметра шероховатости $Rz_{\text{ср}}$ = 12,7 мкм, абсолютная погрешность $\Delta Rz_{\text{ср}}$ = 1,2 мкм; при $A$ = 5 мм $Rz_{\text{ср}}$ = = 11,3 мкм, $\Delta Rz_{\text{ср}}$ = 1,5 мкм; при $A$ = 6 мм $Rz_{\text{ср}}$ = = 11,1 мкм, погрешность наибольшая – $\Delta Rz_{\text{ср}}$ = 1,7 мкм (рис. 2).

Эпюра формирования микронеровностей $Rz_j$ на разных участках-сплайнах детали (рис. 3) позволяет определить проблемные участки деталей с повышенной шероховатостью и выработать технологические мероприятия по повышению равномерности обработки.

В зонах, которые хорошо обрабатываются, рост амплитуды дает еще большее снижение шероховатости, однако в местах с недостаточным качеством обработки увеличение амплитуды не приводит к существенному снижению шероховатости, что и обусловливает рост погрешности. При изменении траектории через 10...15 мин погрешность $\Delta Rz_{ij}$ снижается, равномерность обработки повышается.

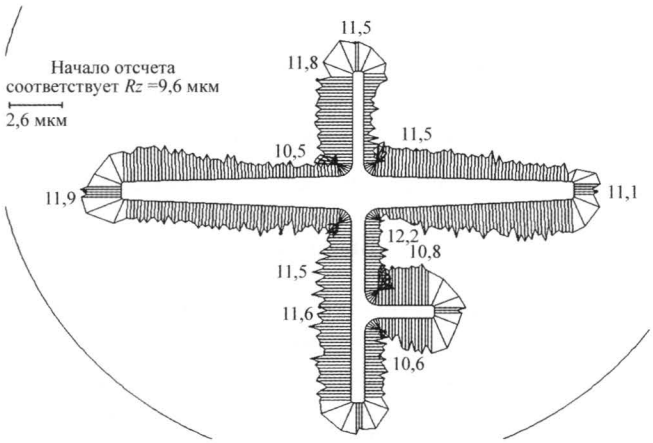



**Рис. 3. Эпюра посплайнового распределения среднего арифметического значения высоты микронеровностей $Rz_j$ в поперечном сечении *C–C* стыкового профиля**

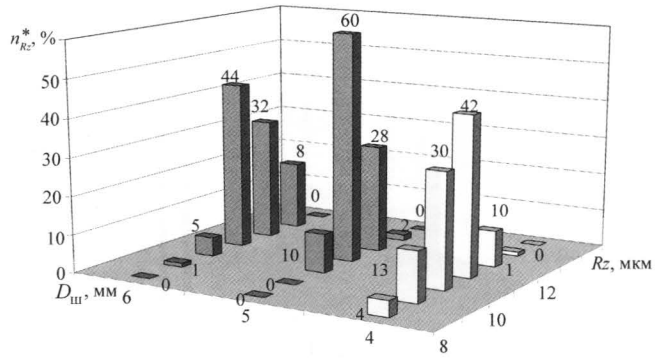



**Рис. 4. Гистограмма распределения сплайнов $n^*_{Rz}$ по поверхности детали с определенными значениями $Rz_j$ в зависимости от диаметра шариков $D_ш$**

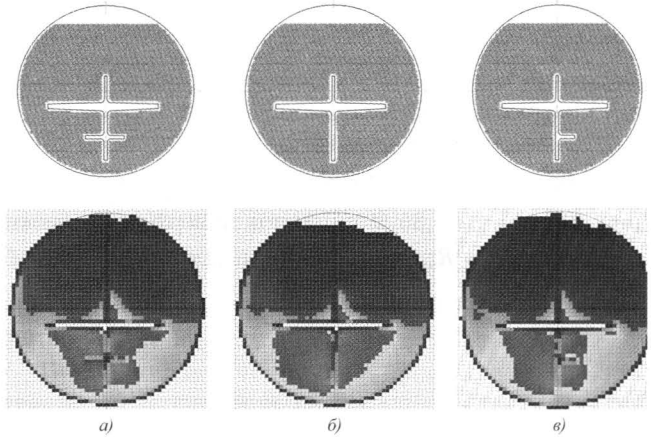



**Рис. 5. Профили поперечных сечений и эпюры плотности кинетической энергии для сечений *A–A* (*а*), *B–B* (*б*), *C–C* (*в*)**

С увеличением диаметра шариков $D_ш$ увеличиваются шероховатость поверхностного слоя и абсолютная погрешность значений параметров шероховатости. При диаметре $D_ш$ = 6 мм на 44 % поверхности детали достигается требуемая шероховатость $Rz_j$ = = (10±2) мкм; при $D_ш$ = 5 мм на 60 % поверхности $Rz_j$ = (10±2) мкм; при $D_ш$ = 4 мм на 30 % поверхности $Rz_j$ = (10±2) мкм. Эпюры (см. рис. 3) и гистограммы (рис. 4) посплайнового распределения $Rz_j$ позволяют более точно оценить равномерность формирования шероховатости на разных участках.

Изменение высоты закрепления детали в контейнере (расстояния от нижнего края детали до дна контейнера) осуществляется из соображений превышения верхней границы инструментальной среды над деталью и минимального расстояния до стенки контейнера (не менее (7...10) $D_ш$) без полного перекрытия ее поверхностями циркуляционных потоков инструментальной среды; при этом должны быть обеспечены отрывные относительные перемещения детали и пограничного слоя шариков и замкнутость циркуляционных потоков. Средние значения $Rz$ при высоте расположения профиля в контейнере $h$ = 50...150 мм (расстояние от нижнего края детали до дна контейнера) изменяются в пределах $Rz$ = 11,1...11,4 мкм с погрешностью $\Delta Rz$ = 1,1...1,3 мкм; посплайновое изменение $Rz_{ij}$ незначительно и составляет 7...10 %. Посплайновое распределение шероховатости $Rz$ при изменении $h$ показывает, что в большей степени изменяется не соотношение площадей обработанной поверхности, а расположение проблемных зон с повышенной шероховатостью поверхности детали.

Конструктивные особенности детали (наличие или отсутствие нижних полок, угол их наклона в разных сечениях) показаны в характерных сечениях *A–A, B–B, C–C* (упрощенные схемы приведены на рис. 5). Геометрические модели стыкового профиля, использованные при моделировании, вычерчивались на экране монитора в соответствии с рабочим чертежом с погрешностью не более 0,5 мм. Для изучения динамики инструментальной среды исследовали влияние не только различных конструктивных форм сечения стыкового профиля на поле скоростей циркуляции и плотность кинетической энергии соударений, но и инструментальной среды на посплайновые изменения скоростей соударений шариков с деталью.

Анализ посплайнового распределения $Rz_j$ показал, что чем сложнее конструктивная форма сечения стыкового профиля детали, тем больше абсолютные и относительные погрешности посплайнового формирования шероховатости. Эти погрешности можно частично устранить за счет создания дополнительных

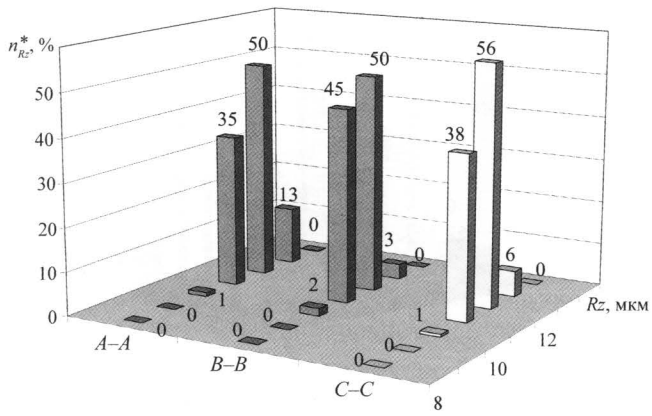



**Рис. 6. Гистограмма распределения сплайнов $n^*_{Rz}$ по поверхности детали в зависимости от формы сечения стыкового профиля *A–A, B–B, C–C*:**
$Rz_{исх} = 22^{+3}_{-2}$ мкм; $A$ = 5 мм; $D_ш$ = 5 мм; $f$ = 21 Гц; коэффициент загрузки контейнера $k_з$ = 80 %; траектория круговая

колебаний в направлении некачественно обработанной поверхности и установки экранов.

Для сечения *A–A* среднее значение $Rz_{ср}$ = 11,3 мкм, средняя абсолютная погрешность $\Delta Rz^*_{ср}$ = 1,2 мкм (рис. 6); при этом 86 % сплайнов поверхности имеют шероховатость $Rz_j$ = (10±2) мкм. Для сечения *C–C* (с асимметрично расположенной полкой) $Rz_{ср}$ = = 11,1 мкм, $\Delta Rz^*_{ср}$ = 1,1 мкм; 94 % сплайнов имеют шероховатость $Rz_j$ = (10±2) мкм. Для сечения *B–B* (без нижней полки) $Rz_{ср}$ = 11,1 мкм, $\Delta Rz^*_{ср}$ = 0,9 мкм; 97 % сплайнов имеют шероховатость $Rz_j$ = (10±2) мкм.

## Выводы

В дополнение к оценке шероховатости по ГОСТ разработанная методика посплайнового контроля шероховатости на различных участках детали с учетом их количества и месторасположения позволяет прогнозировать прочность и своевременно выявлять проблемные участки с удовлетворительной для практических целей точностью.

### ЛИТЕРАТУРА

1. **Копылов Ю.Р.** Виброударное упрочнение. Воронеж: изд. ВГУ МВД, 1999. 386 с.

2. **Шевцов С.Н.** Компьютерное моделирование динамики гранулированных сред в вибрационных машинах. Ростов-н/Дону, 2001. 193 с.

3. **Копылов Ю.Р.** Математическое моделирование процесса виброударного упрочнения деталей сложной формы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 11. С. 3–8.

**Режимы антикоррозионного азотирования**

| Группа стали | Азотируемые детали | Режим азотирования | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | Температура, °С | Продолжительность, мин | Степень диссоциации аммиака, % | Способ охлаждения |
| Низко- и среднеуглеродистая[*1] | Тяга, штыри, болты, вентили, мелкие детали приборов и аппаратов, резаки, сварочные горелки, детали арматуры паровых котлов и др. | 600[*2]<br>650<br>700 | 60...120<br>45...90<br>15...30 | 35...50<br>45...65<br>55...75 | С печью, в воде, в масле или в муфеле, извлеченном из печи[*3] |
| Высокоуглеродистая и низколегированная | Шестерни, валики, оси, гайки, болты, штифты и т.д. | 770...850[*4] | 5...10 | 75...80 | В масле или воде (в зависимости от марки стали) |

[*1] Среднеуглеродистые стали перед азотированием обычно подвергают улучшению, поэтому температура азотирования не должна превышать 650 °С.

[*2] При повышении температуры продолжительность выдержки уменьшают.

[*3] Для повышения вязкости азотированного слоя желательно быстрое охлаждение.

[*4] Температура нагрева совпадает с температурой нагрева под закалку стали. Азотирование происходит в период нагрева изделия под закалку и в процессе выдержки.

УДК 621.7

**В.Л. Колмыков, А.Г. Залазинский** *(Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург)*

# Нанесение оксидных покрытий для волочения проволоки из труднодеформируемых металлов*

*Рассмотрена технология нанесения оксидных покрытий для подготовки к волочению поверхности проволоки из труднодеформируемых металлов ниобий-тантал-титановой группы, которые имеют склонность к налипанию на инструмент при обработке давлением. Установлено, что предварительное оксидирование проволоки позволяет снизить обрывность проволоки и усилия волочения, повысить производительность труда, стабильность геометрических размеров проволоки и стойкость волочильного инструмента, а также улучшить качество поверхности проволоки и ее физико-механические свойства. Предложены оптимальные режимы оксидирования.*

*The technology of drawing oxide coatings for pteparation for drawing a surface of a wire from hardly-deformed metals of niobium-tantalum-titanium group which have propensity to sticking to the tool at processing by pressure is considered. It is established, that preliminary oxidation a wire allows to reduce wire breaks during drawing, diminish draw force, increase labour productivity, increase its geometric size stability and drawing tool life, improve wire surface quality and physical-mechanical properties. Optimum modes of wire oxidation are offered.*

При волочении труднодеформируемых материалов наиболее склонны к налипанию на инструмент ниобий, тантал, титан и их сплавы. При их волочении можно применять медную оболочку, создание которой, как правило, больших технических трудностей не представляет. Однако после снятия оболочки обнаруживается очень грубая поверхность проволоки с закатами и волосовинами. Дальнейшее волочение проволоки с такой поверхностью невозможно без загрязнения металла *смазочным материалом* (СМ) на графитовой основе. При удалении СМ обычно снимается поверхностный слой металла толщиной 5...10 мкм. В связи с этим основное внимание было уделено исследованиям процесса волочения металлов с защитными, в частности оксидными, покрытиями.

Более подробно волочение материалов, склонных к налипанию на инструмент, рассмотрено в работах [1–4].

Вследствие склонности чистого ниобия и его сплавов к схватыванию необходим тщательный контроль во время операции волочения проволоки [1]. Малые обжатия, частые отжиги и сравнительно малые скорости волочения позволяют получить удовлетворительные результаты обработки. В качестве СМ при волочении обычно применяют коллоидно-графитовую смесь [2].

При волочении танталовой проволоки также требуются частые отжиги, малые скорости обработки и обжатий за проход, а в некоторых случаях – создание на поверхности проволоки оксидной пленки путем нагрева или анодирования [1, 2]. Некоторые поставщики проволоки пользуются сочетанием оксидного покрытия с покрытием, содержащим мелкодисперсный порошок меди. Оксидное покрытие предотвращает налипание металла на матрицу, однако, если оксиды не будут полностью удалены перед отжигом, возможна диффузия кислорода в металл, приводящая к повышению твердости [1].

Хотя танталовую проволоку можно получать волочением с большим числом переходов без отжига, с практической точки зрения это не рекомендуется, так как упрочнение проволоки при холодном деформировании усиливает тенденцию к схватыванию и таким образом приводит к образованию бороздок на поверхности проволоки и налипанию металла на матрицу. Для проволоки диаметром 1,02...5,08 мм применяют волоки из карбида вольфрама, для диаметров 0,404...1,02 мм – алмазные волоки [1].

На поверхности металлов, соприкасающихся с кислородом воздуха или другими окислителями, в результате их взаимодействия образуются пленки, за-

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 05-08-01464).

щитные свойства которых зависят от их толщины, сплошности, химического состава и структуры.

В работе [5] дано подробное описание формирования интерференционных оксидных пленок при термическом оксидировании титана и его сплавов в газовых средах и при его электрохимическом окислении в растворах электролитов.

Толщина оксидных пленок, образующихся на металлах при комнатной температуре, составляет 20...100 Å. Например, титан термодинамически очень активен [6, 7] и обладает достаточно высокой способностью к пассивированию, поэтому на его поверхности легко образуется тонкая, прочная, инертная оксидная пленка [8], толщина которой в начальный момент времени при непосредственном соприкосновении с кислородом воздуха достигает 12...17 Å [9], затем наблюдается ее рост до 50...55 Å. Коррозионная стойкость титана как на воздухе, так и в разных растворах определяется главным образом наличием на его поверхности защитной пленки, состоящей из диоксида титана (рутила) [10, 11]. Оксидная пленка на титане отличается большой устойчивостью и не разрушается под действием даже таких агрессивных сред, как хлориды [7].

Различают тонкие, средние и толстые пленки. Толщина *тонких* (невидимых невооруженным глазом) пленок составляет 200...400 Å. *Средние* пленки (дающие цвета побежалости) имеют толщину от 400 до 5000...10 000 Å, которая соизмерима с длиной волны падающих световых лучей, и пленки становятся видимыми благодаря интерференционному окрашиванию. *Толстые* пленки толщиной свыше 5000...10 000 Å обычно видны невооруженным глазом [6].

Авторами выполнено исследование процесса волочения титана и тантала с оксидными покрытиями. *Целями* работы являлись улучшение качества поверхности проволоки и уменьшение ее обрывности при волочении путем предварительного оксидирования (анодирования).

Фрикционные свойства титановых изделий улучшаются, если на их поверхность нанесены оксидные пленки толщиной 0,2...0,3 мкм [12,13]. Для этого перед волочением поверхность проволоки тщательно обезжиривают и протравливают. Активацию основного покрываемого металла проводят в водном растворе кислот: 1,5 % HF + 25 % $HNO_3$. Оксидирование поверхности титана осуществляют электролитическим способом на специально изготовленной установке (рис. 1). В качестве электролита используют 40%-й водный раствор серной кислоты. На ванну подается напряжение $U = 15...75$ В в зависимости от требуемой толщины оксидной пленки (табл. 1). По цвету пленки судят о ее толщине.

Усилие волочения $P$ измеряют на проволоке диаметром 0,450 мм с единичным обжатием 21 %. Луч-

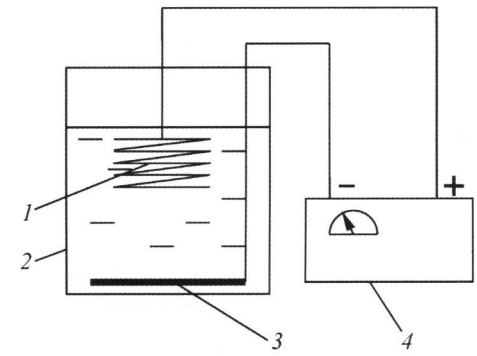



**Рис. 1. Схема установки для оксидирования титановой проволоки:**
*1* – бухта титановой проволоки (анод); *2* – емкость с 40%-ным водным раствором $H_2SO_4$; *3* – катод; *4* – блок питания

шие результаты (минимальное усилие волочения) получены при волочении титановой проволоки с оксидом сине-зеленого и зеленого цвета при $U = 55...60$ В. Дальнейшее увеличение толщины оксида (и напряжения) не дает значительного снижения усилия волочения (рис. 2). При меньших напряжениях оксидирования волочение идет стабильно, без обрывов, но требует повторного оксидирования через один-два перехода.

*Таблица 1*

**Зависимость усилия волочения титановой проволоки от напряжения оксидирования**

| Цвет оксидной пленки | $U$, В | $P$, Н |
|---|---|---|
| Фиолетовый | 15 | 37 |
| Синий | 20 | 38,5 |
| Голубой | 25 | 40 |
| Светло-зеленый | 30 | 38 |
| Желто-зеленый | 35 | 35 |
| Желтый | 40 | 34,5 |
| Светло-коричневый | 45 | 33 |
| Сиреневый | 50 | 31 |
| Сине-зеленый | 55 | 29,5 |
| Зеленый | 60 | 29 |
| Серо-синий | 65 | 29,5 |
| Серо-синий | 70 | 30 |
| Светло-серый | 75 | 30,5 |

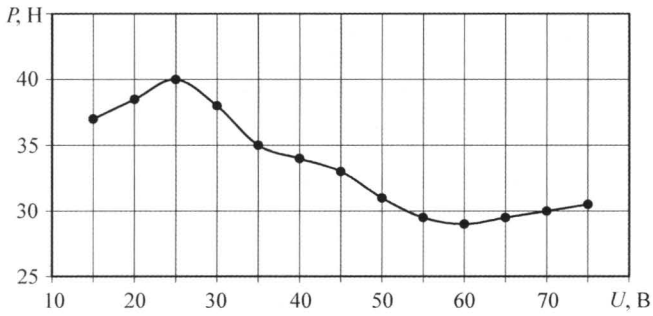



**Рис. 2. Зависимость усилия волочения *P* от напряжения оксидирования *U* проволоки из титана ВТ1–00 с исходным диаметром 0,45 мм**

Аналогичной обработке (волочению с оксидными пленками) был подвергнут тантал.

Оксидирование поверхности тантала проводили электролитическим способом на специально изготовленной установке биполярного типа (рис. 3). Установку монтировали на станине машины для однократного волочения, что позволило совместить процессы оксидирования и волочения. В качестве электролита использовали 0,01%-й раствор $H_3PO_4$ и 1%-й раствор $Na_2SO_4$. В целях обеспечения стабильности процесса оксидирования использовали систему циркуляции электролита.

Для нормальной работы волочильного стана в одной линии с ванной для оксидирования были установлены: душирующее устройство для промывки проволоки горячей водой; калорифер, предназначенный для просушивания проволоки после нанесения оксидного покрытия; мыльница с водоохлаждаемым волокодержателем. На ванну подавали напряжение 120 В. Скорость оксидирования (и, соответственно, волочения) устанавливали по цвету оксидного покрытия (табл. 2). Оксидную пленку возобновляли перед каждым проходом.

*Таблица 2*

**Зависимость усилия волочения танталовой проволоки от напряжения оксидирования**

| Цвет оксидной пленки | *U*, В | *P*, Н |
|---|---|---|
| Соломенный | 75 | 670 |
| Красный | 90 | 660 |
| Синий | 105 | 650 |
| Голубовато-зеленый | 120 | 640 |
| Желтый | 135 | 650 |
| Ярко-красный | 150 | 665 |

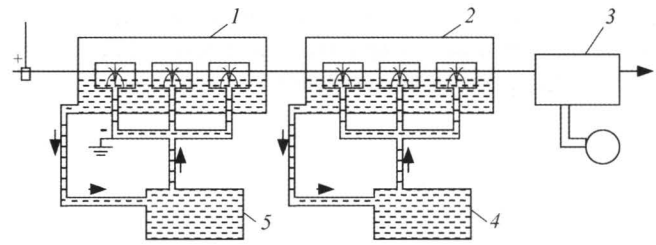



**Рис. 3. Схема установки для оксидирования танталовой проволоки:**
*1* – ванна оксидирования; *2* – ванна для промывки проволоки; *3* – калорифер; *4* – емкость с $H_2O$; *5* – емкость с водным раствором кислоты

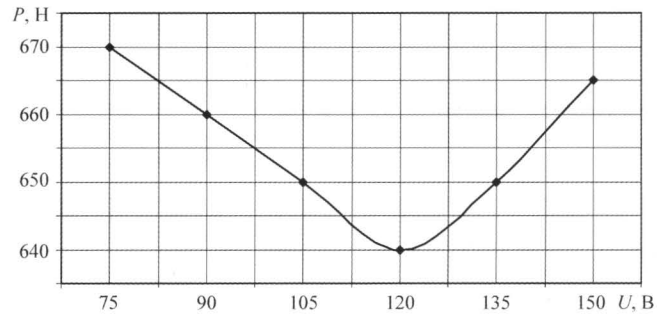



**Рис. 4. Зависимость усилия волочения *P* от напряжения оксидирования *U* проволоки из тантала с исходным диаметром 1,7 мм**

Усилие волочения измеряли на проволоке с исходным диаметром 1,7 мм, оксидированную танталовую проволоку протягивали с применением смазочного материала (мыльного порошка) через разрезную волоку со скоростью 0,2 м/мин. При этом обжатие проволоки составляло 11,4 %. Напряжение оксидирования варьировали от 75 до 150 В. Волочение осуществляли с использованием сборных волок в режиме пластогидродинамического трения. Усилия волочения измеряли с использованием механического динамометра, на котором был закреплен волокодержатель.

Наилучшие результаты (минимальное усилие волочения) были получены при волочении танталовой проволоки при напряжении оксидирования 120 В (рис. 4). Данная технология была успешно опробована при волочении танталовой проволоки на Ульбинском металлургическом заводе (Усть-Каменогорск, Казахстан).

**Установлено, что предварительное оксидирование проволоки позволяет уменьшить ее обрывность и усилия при волочении, повысить производительность труда, стабильность геометрических размеров проволоки и стойкость волочильного инструмента, улучшить качество поверхности и физико-механические свойства проволоки. Наиболее целесообразно использовать оксидиро-**

**вание (анодирование) для тонкой проволоки диаметром менее 0,5 мм, так как при этих размерах возобновлять оксидное покрытие можно через 2–4 перехода.**

## ЛИТЕРАТУРА


1. **Ниобий** и тантал / Ф.Н. Зеликман, Б.Г. Коршунов, Ф.В. Елютин, Ф.М. Захаров. М.: Металлургия, 1990. 296 с.
2. **Ниобий,** тантал и их сплавы: пер. с англ. под ред. проф. Е.М. Савицкого. М.: Металлургия, 1966. 332 с.
3. **Heier E.** Ziehen von Tantaldraht mit einer Hochdruckdüse zur Erzeugung hydrodynamischer Schmierungsbedingungen // Neue Hütte. 1974. H. 4. S. 207–210.
4. **Северденко В.П., Жилкин В.З.** Основы теории и технологии волочения проволоки из титановых сплавов. Минск: Наука и техника, 1970. 204 с.
5. **Пекшева Н.П.** Интерференционные окисные пленки на титане и его сплавах. Красноярск: изд-во Краснояр. ун-та, 1988. 244 с.
6. **Томашов Н.Д., Альтовский Р.М.** Коррозия и защита титана. М.: Машгиз, 1963. 166 с.
7. **Жук Н.П.** Курс коррозии и защиты металлов. М.: Металлургия, 1976. 472 с.
8. **Лучинский Г.П.** Химия титана. М.: Химия, 1971. 470 с.
9. **Андреева В.В., Казарин В.И.** Коррозионная стойкость титана в агрессивных растворах. М.: ИТЭИН АН СССР. 1956.
10. **Чернецов В.И.** Титан и его сплавы. Л.: Машгиз, 1966.
11. **Голден Л., Лэйн И., Акерман В.** Коррозия металлов: сб. переводов статей из иностр. период. лит-ры / под ред. И.Л. Розенфельда. М.: изд-во Иностр. лит-ра, 1955. Ч. 2. С. 30.
12. **Richoud H.** L'oxydation electrolytique et les depots galvanique sur titane // Revue de Metallurgie. 1957. Nr. 10. P. 787.
13. **Грилихес С.Я.** Оксидные и фосфатные покрытия металлов. Ленингр. отд-ние: Машиностроение. 1977. 248 с.


**Режимы хромирования стальных деталей**

| Марка стали | Режим хромирования | | Результаты хромирования | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | Температура, °С | Время, ч | Толщина слоя, мм | Твердость HV | Достигаемые свойства |
| *Низкоуглеродистая сталь* | | | | | |
| Ст1, Ст2, Ст3 | 1050 | 10...16 | 0,10...0,12 | 250 | Сопротивление коррозии во влажной атмосфере |
| 08, 08кп, 10, 10кп | 1000 | 8...12 | 0,08...0,10 | 250 | Жаростойкость |
| *Высокоуглеродистая сталь* | | | | | |
| У7, 65Г | 1000 | 4 | 0,06...0,08 | 1250 | Высокие износостойкость и коррозионная стойкость |
| ШХ15, 85ХФ | 1080 | 4 | 0,05...0,10 | 1550 | Высокая износостойкость |
| У10 | 1020 | 8...10 | 0,08...0,12 | 1400 | Высокая износостойкость штампов для холодной высадки |
| У12 | 1020 | 8...10 | 0,08...0,12 | 1500 | Высокая износостойкость напильников и сверл |
| *Цементованная (предварительно) сталь* | | | | | |
| 10, 15, 20Х | 1000 | 6...8 | 0,05...0,08 | 1400 | Высокие износостойкость и коррозионная стойкость деталей втулочно-роликовых цепей |
| 18ХГТ | 1050 | 4...6 | 0,04...0,08 | 1450 | Высокое сопротивление абразивному изнашиванию |
| *Аустенитная сталь* | | | | | |
| 12Х18Н10Т | 1020 | 2...8 | 0,04...0,10 | 280 | Высокие коррозионная стойкость и жаростойкость |

УДК 621.793

**М.А. Белоцерковский** *(Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск)*

# Активированное газопламенное напыление покрытий порошками полимеров

*Приведены результаты исследований процесса нанесения покрытий активированным газопламенным напылением порошков полимеров. Показаны технологические возможности оборудования для активированного напыления полимеров – термораспылителя "ТЕРКО-П". Установлена взаимосвязь состава горючей смеси, формирующей факел термораспылителя, адгезии и износостойкости полимерных покрытий. Описан разработанный и апробированный метод формирования оксидокерамических слоев на поверхности полимерных покрытий.*

*The results of researches of process of the activated flame spraying by polymer powders are discussed. The technological potentialities of units – thermo-sprayer "TERCO-P" for activated spraying was shown. The connection between composition of the gas mixture forming a torch of thermo-sprayer, adhesion and wear resistance of polymeric coatings is established. The developed and approved method of forming of oxyceramic layers on surface of coatings from thermoplastic is described.*

## Введение

В последние годы во всех промышленно развитых странах интенсивно разрабатываются технологии создания композиционных материалов на основе полимеров и методы нанесения полимерных покрытий. Такие покрытия используют для защиты деталей от коррозии и изнашивания, электрической изоляции и герметизации соединений. Одним из наиболее экономичных и простых методов нанесения полимерных покрытий является газопламенное напыление порошков полимеров, которое позволяет формировать и оплавлять слой в течение одной операции и может быть реализовано на месте эксплуатации защищаемой конструкции [1, 2].

Для газопламенного напыления порошков полимерных материалов в СССР в 1980-х гг. были разработаны установки, в которых в качестве окислителя использовался как кислород [3], так и воздух [4]. Газокислородные термораспылители хорошо зарекомендовали себя при напылении покрытий из порошка поливинилбутираля, полиамида, а также порошков производства Германии, Швеции, Израиля и Швейцарии (фирма Castolin + Eutectic) [5]. Однако в газокислородном факеле легкоплавкие и вторичные полимеры разрушаются (деструктируют), поэтому в странах СНГ в последние годы наибольшее распространение получили газовоздушные термораспылители. Оборудование, в котором в качестве горючего газа используют пропан, а в качестве окислителя – воздух, более экономично и позволяет варьировать в широких пределах плотность теплового потока факела термораспылителя [6].

В данной работе приведены результаты исследования процесса газопламенного напыления защитных и антифрикционных покрытий из термопластичных полимеров, выполненные в Объединенном институте машиностроения (ранее Институт надежности машин) НАН Беларуси.

## Разработка конструкции оборудования

Для эффективного нанесения покрытий из порошков с размером частиц $d_ч \leq 400$ мкм, получаемых криогенным измельчением полимерных гранул, вторичных полимеров и отходов производства синтетических волокон, необходимо было разработать термораспылитель, создающий факел с плотностью теплового потока, обеспечивающего напыление материалов с температурой плавления $T_{пл}$ = 360...670 К, но не перегревающего их выше $1{,}5T_{пл}$.

Разработанный термораспылитель "ТЕРКО-П" (рис. 1) позволяет плавно и в достаточно широких пределах регулировать состав горючей смеси и форму

**Рис. 1. Термораспылитель "ТЕРКО-П"**

факела, обеспечивая необходимую для каждого полимера плотность теплового потока [7, 8]. Оригинальная конструкция газосмесительного устройства и соплового наконечника позволили повысить качество смешения компонентов горючей смеси (пропана и воздуха) и устранить налипание полимерного материала на торец сопла.

Это устройство позволяет управлять теплофизическими характеристиками факела путем изменения соотношения скоростей выхода компонентов горючей смеси ($v_{см}$) – пропана ($v_{пр}$) и воздуха ($v_в$), порошка ($v_п$) и воздуха в зазоре между мундштуком и сопловым наконечником ($v_з$). Поток воздуха является газодинамическим активатором, с помощью которого изменяется форма факела (рис. 2) и, соответственно, плотность теплового потока (табл. 1).

В результате применения газодинамической активации процесса напыления появилась возможность использовать для напыления материалы с очень низкой температурой плавления (360...370 К), что ранее было практически неосуществимо.

Одним из значительных преимуществ данного термораспылителя является отсутствие специального блока ручного управления расходом рабочих газов, поскольку все регулирующие краны (четыре игольчатых крана) установлены непосредственно на корпусе. Кроме того, в качестве бункера-питателя можно использовать стандартные ПЭТ-бутылки различного объема, что обеспечивает удобную и быструю замену бункера и улучшает условия хранения полимерного порошка.

## Выбор режимов напыления и свойства покрытий

Одним из основных факторов, определяющих работоспособность полимерных покрытий, является прочность сцепления материала покрытия и подложки, зависящая от вида предварительных операций подготовки поверхности.

Поскольку струйно-абразивная обработка – наиболее легко реализуемый метод подготовки, была исследована зависимость прочности сцепления напыляемых покрытий от удельной энергии потока абразивных частиц $E_ч$. Установлено, что максимальная прочность сцепления, определяемая штифтовым методом, обеспечивается после подготовки поверхности струей порошка корунда с $E_ч$ = 70...150 кДж/(с·м$^2$) и размером частиц $d_г$ = 0,8...1,5 мм. Для полиэтилентерефталата прочность сцепления составляет 9,8...10,5 МПа, для полиамида ПА6 – 7,5...7,7 МПа. Снижение прочности сцепления покрытий при дальнейшем повышении удельной энергии потока объяс-

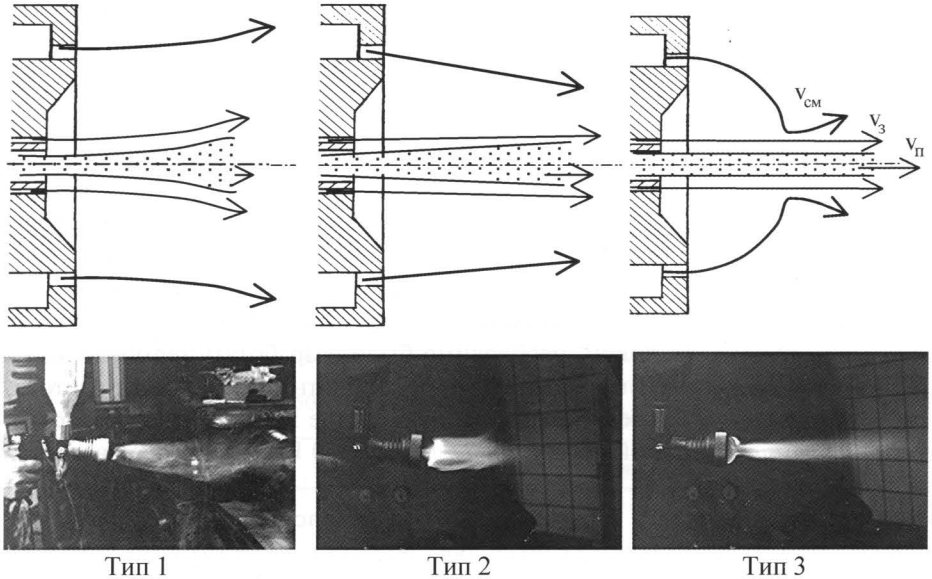



**Рис. 2. Формы факела в зависимости от степени его газодинамической активации**

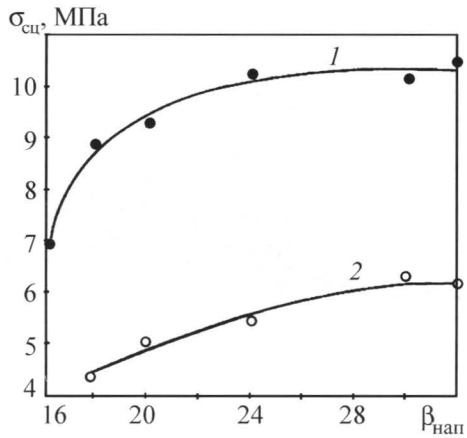



**Рис. 3. Зависимость прочности сцепления $\sigma_{сц}$ покрытий на основе полиамида от соотношения объемов окислителя и горючего газа в смеси $\beta_{нап}$ (напыление порошком с размером частиц *1* – 50...63 мкм; *2* – 100...200 мкм)**

няется тем, что ее большие значения соответствуют малой дистанции обработки (менее 50 мм). Наиболее рациональная дистанция струйно-абразивной обработки находится в пределах 70...90 мм.

Также была исследована возможность подготовки поверхности перед нанесением полимерного покрытия методом иглофрезерования. Максимальная прочность сцепления для покрытий из полиамида после иглофрезерования составляла 5,4...5,6 МПа, т.е. такой метод не всегда может обеспечить необходимую прочность сцепления покрытий с основой.

Для повышения прочности сцепления полимерных покрытий с поверхностью деталей, испытывающих при эксплуатации знакопеременные нагрузки в пределах упругих деформаций (в том числе в узлах сухого трения скольжения), было предложено использовать эффект резкого ее роста при возникновении у полимеров кислородсодержащих групп (–OH, –COOH и др.) [9].

Для напыления применяли рассеянные на фракции порошки полиамида и полиэтилентерефталата. Отношение содержания воздуха к содержанию пропана в смеси изменялось от 16/1 (восстановительное пламя) до предельно возможного для горения факела 32/1 (окислительное пламя).

При сопоставлении результатов исследования прочности сцепления полимерных покрытий, напыленных различной по составу пропано-воздушной смесью и порошками разных фракций, установлено (рис. 3), что наибольшие ее значения наблюдаются при использовании окислительного пламени и порошков с наименьшим размером частиц. Таким образом, наибольший эффект достигается при термоокислении порошков, у которых большая площадь поверхности контакта частиц с кислородом воздуха способствует образованию значительного числа кислородосодержащих групп. Для того чтобы обеспечить у напыленных порошковых слоев физико-механические свойства, близкие к свойствам литых полимеров, необходимо свести к минимуму воздействие как факела пламени, так и окислительной окружающей среды. Только исключив влияние внешних факторов, можно спрогнозировать значения характеристик формируемых покрытий. С этой целью было предложено при напылении основного покрытия использовать относительно крупные частицы (размером более 100 мкм) и производить напыление "нормальным" пламенем (состав смеси соответствует стехиометрическому).

Установлено (рис. 4), что триботехнические свойства полимерных покрытий также зависят от состава горючей смеси, формирующей оплавляющий факел. Минимальная интенсивность изнашивания обеспечивается оплавлением покрытий факелом при соот-

*Таблица 1*

**Режимы напыления полимерных порошков с различной температурой плавления**

| Температура плавления полимера, К | Плотность теплового потока, МВт/м$^2$ | Относительное количество подаваемого воздуха при напылении порошков разных фракций, мкм | | | | | | Форма факела (рис. 2) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | < 100 | | 100...200 | | 200...400 | | |
| | | β | *a*, % | β | *a*, % | β | *a*, % | |
| 360...410 | 2 | 24/1 | 90/6/4 | 23,5/1 | 88/8/4 | 23/1 | 86/10/4 | Тип 1 |
| 420...510 | 3,4 | 22,5/1 | 82/13/5 | 22,0/1 | 80/15/5 | 21,5/1 | 78/17/5 | Тип 2 |
| > 510 | > 5 | 21/1 | 75/19/6 | 20,5/1 | 73/21/6 | 20,0/1 | 71/23/6 | Тип 3 |

Обозначения: β – соотношение объемов окислителя (воздуха – в числителе) и горючего газа (пропана – в знаменателе) в смеси; *a* – распределение воздуха в горючую смесь, на транспортирование порошка, в кольцевой зазор (значения даны через косую черту).

ношении содержания воздуха и пропана в смеси от $\beta_{опл}$ = 16/1...20/1.

С целью определить максимально возможную производительность процесса нанесения полимерных покрытий были экспериментально исследованы тепловые характеристики факела термораспылителя "ТЕРКО-П". Установлено, что максимальное значение поверхностной плотности теплового потока в факеле пропано-воздушного пламени разработанного термораспылителя достигается на расстоянии 33...36 мм от среза сопла и составляет $110 \cdot 10^4$ Вт/м$^2$. Используя эти данные, был определен коэффициент теплопередачи $\alpha_{max} \approx 800$ Дж/(с·м$^2$·К).

Производительность процесса напыления полимерных материалов определяется оптимальным значением количества порошка, подаваемого в факел в единицу времени. Составив уравнение теплового баланса и сделав необходимые допущения, получили выражение для определения производительности процесса напыления $G_N$, кг/ч:

$$G_N = \frac{\pi d \int_0^{l_1+l_2} \alpha(x)dx}{C \ln \frac{T_п - T_0}{T_п - T_м} + \frac{\lambda}{T_п - T_м}},$$

$d$ – диаметр потока частиц, м;

$C$ – удельная теплоемкость полимера, Дж/(кг·К);

$T_м$ – температура плавления полимера, К;

$T_п$ – температура пламени, К;

$T_0$ – начальная температура полимера, К;

$\lambda$ – удельная теплота плавления полимера, Дж/кг.

Значение $\int_0^{l_1+l_2} \alpha(x)dx$ определяется графическим интегрированием функции $\alpha(x)$, построенной по экспериментальным данным. Для разработанного термораспылителя это значение составляет ≈24 кДж·мм/(с·м$^2$·К). Производительность составила около 1,8 кг/ч для полиамида и более 2 кг/ч для полиэтилентерефталата.

## Нанесение многослойных покрытий

Для получения многослойных демпфирующих покрытий, покрытий с поверхностным слоем из токопроводящего материала, полимерных покрытий с поверхностным слоем повышенной износостойкости были разработаны технологии изготовления комбинированных металлополимерных систем, включающие последовательное формирование газопламенным методом слоев термопластичного полимера и легкоплавкого металла.

Для обоснования режимов напыления, позволяющих свести к минимуму влияние нагретых частиц

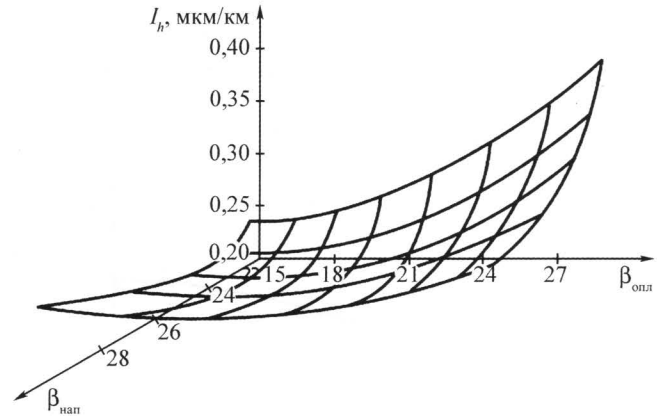



**Рис. 4. Влияние соотношения объемов окислителя и горючего газа в смеси при напылении $\beta_{нап}$ и оплавлении $\beta_{опл}$ на интенсивности изнашивания покрытий из полиамидных композиций (сухое трение, *pv* = 4,5 МПа·м/с)**

осаждаемого металла на полимерную основу, были проведены теоретические исследования тепловых процессов, протекающие в контакте "частица–основа". При расчетах использован метод функций Грина [10] и приняты следующие допущения:

- основа представляет собой полубесконечное тело с постоянной начальной температурой ($T_0$);
- частица представляет собой точечный мгновенный источник; она расплавлена, и ее начальная температура равна или больше температуры плавления материала частицы $T_{пл}$;
- теплофизические константы материалов частицы и основы не зависят от температуры.

Было получено уравнение, позволяющее определить минимальную толщину основы из термопластичного полимера, позволяющую нанести на нее слой металла:

$$\delta \geq [\delta] = N\sqrt{a_c t \cdot \ln\left[K \frac{R^3 p_1}{6cp}(c_1 T + \lambda_1)\right]},$$

где $\delta$ – необходимая толщина слоя, м;

$N$ – коэффициент, равный 4,2...4,5;

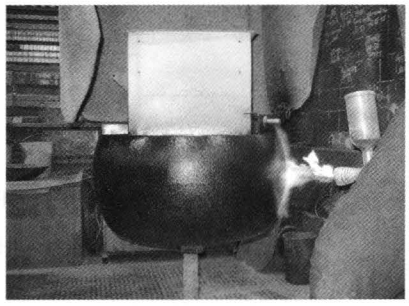
$t$ – время, прошедшее с момента контакта капли с температурой $T$ распыленного металла с полимерным слоем до распространения теплоты в глубь него, с;

$R$ – радиус капли распыленного металла, м;

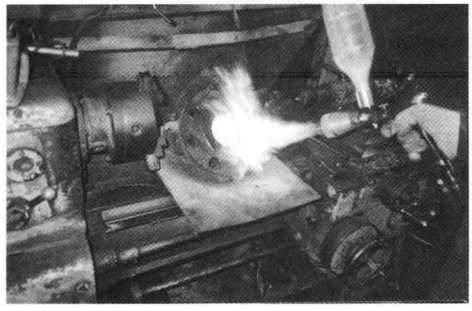
$p_1$, $c_1$, $\lambda_1$ – удельная масса, кг/м$^3$, удельная теплоемкость, Дж/(кг·К), и удельная теплота плавления, Дж/кг, металла соответственно;

$a_c$, $c$, $p$ – температуропроводность, м$^2$/с, удельная теплоемкость, Дж/(кг·К), и удельная масса полимера, кг/м$^3$.

*а)*



*б)*



*в)*

**Рис. 5. Активированное газоплазменное напыление полимерных покрытий на различные детали и элементы конструкций**

Расчетами установлено и экспериментами подтверждено, что на слой полиамида или полиэтилентерефталата толщиной 400...420 мкм можно напылять алюминий, а на слое полимера толщиной около 600 мкм можно сформировать стальные и даже нихромовые покрытия. Таким образом, были получены композиты систем "полимер–металл", "полимер–металл–полимер", "металл–полимер–металл". Последующая микродуговая обработка алюминиевого покрытия позволила создать слой оксидокерамики толщиной 120...150 мкм и получить композит системы "полимер–керамика" и "металл–полимер–керамика". Такая технология позволяет получать керамические покрытия на полимерах гораздо более эффективно и с меньшими затратами, чем, например, детонационное напыление.

## Заключение

Разработанное оборудование и технологии активированного напыления полимерных покрытий успешно используют для защиты бетонных стен и стальных стенок ящиков аккумуляторных батарей (рис. 5, *а*), при ремонте оснастки технологических ванн "холодной" химической и электрохимической обработки, для нанесения антифрикционных слоев на сферические сочленения перегрузочных рукавов зерноуборочных комплексов (рис. 5, *б*), при формировании электроизоляционных слоев на соединительных изолирующих фланцах газопроводных систем (рис. 5, *в*).

## ЛИТЕРАТУРА


1. **Довгяло А.В., Юркевич О.Р.** Композиционные материалы и покрытия на основе дисперсных полимеров. Технологические процессы. Минск: Навука і тэхніка, 1992. 256 с.
2. **Манойло Е.Д., Толстяк Э.Н.** Газопламенное напыление покрытий из композиционных материалов на полимерной основе // Сварка и родственные технологии. 1999. № 2. С. 124.
3. **Теория** и практика нанесения защитных покрытий / П.А. Витязь, В.С. Ивашко, А.Ф. Ильющенко и др. Минск: Беларуская навука, 1998. 583 с.
4. **Говорин Е.В., Морозов М.Е.** Установка газопламенная для напыления легкоплавких порошковых материалов УГПЛ // Сварочное производство. 1981. № 10. С. 21.
5. **Castolin** materials // Bulletin Castolin + Eutectic: Suisse, Lausanne. 1987. 4 p.
6. **Свиридова И.С.** Разработка материалов и технологии газотермического напыления композиционных металлополимерных покрытий с повышенной износо- и коррозионной стойкостью: дис. ... канд. техн. наук. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона. 1997.
7. **Белоцерковский М.А.** Оборудование для активированного газопламенного напыления защитных износостойких покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 3. С. 45–48.
8. **Белоцерковский М.А., Пунтус И.Л., Федаравичус А.В.** Использование эффекта газодинамической активации факела при разработке конструкции полимерного термораспылителя // Деп. в ВИНИТИ 05.02.2002 № 228-В2002. Весці НАН Б. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2002. № 3. С. 121.
9. **Способ** нанесения покрытия порошком термопластичного полимера / М.А. Белоцерковский, А.В. Голопятин, М.А. Леванцевич и др. // Положительное решение патентного ведомства РБ от 10.05.2006 г. по заявке на изобретение № а20040210 от 16.03.04.
10. **Лыков А.В.** Теория теплопроводности. М.: Высш. шк., 1967. 600 с.

УДК 629.114.401

**В.Н. Хромов, Д.Н. Храпоничев, С.А. Зайцев, К.А. Коняев** *(Орловский ГТУ)*

# Восстановление сферической поверхности шарового пальца методом газопламенного напыления

*Описаны условия восстановления сферической поверхности шарового пальца газопламенным напылением. Установлено, что для формирования качественного покрытия необходимо обеспечить перпендикулярность пламени относительно напыляемой поверхности и равномерное перемещение горелки в горизонтальной плоскости с установленной дистанцией напыления.*

*The conditions of restoration of the spherical surface of the roll pin by gas-flame coating are described. It is established that for formation of a qualitative coating it is necessary to provide flame perpendicularity forwards the sprayed surface and even burner transfer in the horizontal section with the set spraying distance.*

Один из перспективных методов повышения долговечности металлоконструкций и деталей машин – создание на их поверхностях защитных покрытий, препятствующих их повреждению в результате коррозии, изнашиванию и воздействию агрессивных сред.

Существует множество способов нанесения защитных покрытий: хромирование, железнение, наплавка и т.д. Наиболее рациональным для обработки шарового пальца является способ газопламенного напыления.

Этот способ вследствие своей простоты и экономичности наиболее широко применяется. Важная особенность этого метода заключается в низком термическом воздействии на восстанавливаемую поверхность, поэтому исключаются деформации, а несущая способность детали не снижается. Покрытия, нанесенные этим способом, выдерживают характерные для указанной детали статические и знакопеременные нагрузки.

Процесс газопламенного напыления состоит в расплавлении с помощью какого-либо источника теплоты материала, подлежащего нанесению на предварительно подготовленную поверхность, с его последующим распылением газовой струей и перемещением расплавленных частиц до соударения с обрабатываемой поверхностью [1].

В качестве источника теплоты использовали водородно-кислородное пламя, вырабатываемое электролизером "Москва-20", температура которого не превышает 3000 °С. Покрытие наносили на изношенную сферическую поверхность шарового пальца наконечника рулевой тяги трактора МТЗ (в процессе работы сферическая поверхность шарового пальца сильно изнашивается [2]).

Определенное влияние на формирование покрытия при газопламенном напылении оказывает угол напыления, т.е. угол между направлением напыления и поверхностью основного материала (таблица). По мере уменьшения угла напыления возрастает пористость покрытия, снижаются коэффициент использования напыляемого материала и прочность сцепления покрытия с основным материалом [3], т.е. наилучшие характеристики покрытия получают при перпендикулярном направлении пламени горелки относительно напыляемой поверхности.

Наиболее интенсивное напыление происходит по центру потока, где сосредотачиваются самые крупные фракции наименее окисленных распыленных частиц (рис. 1).

Основная масса напыляемого материала поступает по центру потока (центральное пятно), где достигаются наилучшее сцепление с основой, минимальная пористость и окисление частиц. В наружной части факела (периферийное кольцо пятна напыления) материал наносится с минимальной скоростью, при

**Влияние угла напыления на параметры напыляемого материала**

| Показатель | Угол напыления, ° | | |
|---|---|---|---|
| | 90 | 45 | 30 |
| Пористость покрытия, % | 12 | 14 | 17 |
| Коэффициент использования напыляемого материала, % | 80 | 74 | 69 |
| Прочность сцепления покрытия с основным материалом, МПа | 16,17 | 13,729 | 12,748 |

Примечание. Приведены данные для покрытия из углеродистой стали, полученного газопламенным напылением проволоки.

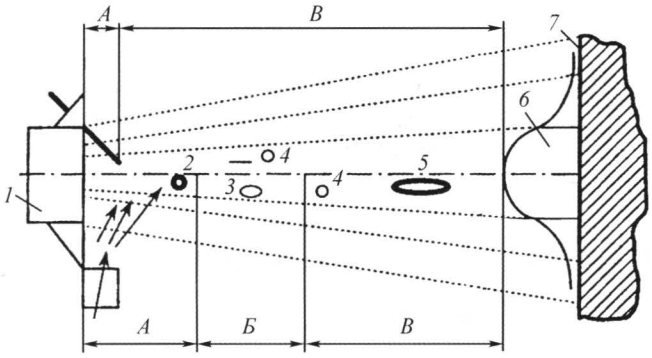



**Рис. 1. Схема процесса газотермического напыления для проволочных (верхняя часть рисунка) и порошковых (нижняя часть) материалов:**
*А* – область нагрева исходного материала до начала плавления; *Б* – область нагрева до полного расплавления; *В* – область движения частиц материала в расплавленном состоянии (возможны перегрев, испарение); *1* – распылительная газотермическая головка (горелка); *2* – твердая частица порошка; *3* – частица, расплавленная не полностью; *4* – расплавленная частица (капля); *5* – испаряющаяся (перегретая) капля (частица); *6* – покрытие; *7* – основа

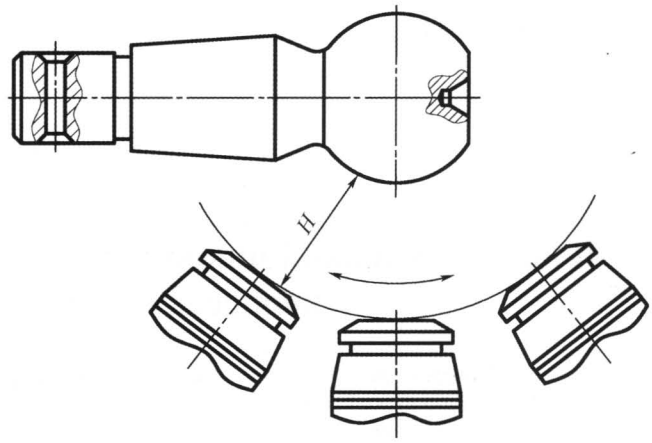



**Рис. 2. Схема нанесения покрытия газопламенным напылением на шаровой палец:**
*Н* – дистанция напыления

этом образуется окисленный слой частиц с высокой пористостью и слабым сцеплением с основой.

Следовательно, при восстановлении сферической поверхности шарового пальца необходимо обеспечить следующие условия: перпендикулярность пламени относительно напыляемой поверхности и равномерное перемещение в горизонтальной плоскости горелки (рис. 2) с соблюдением фиксированной дистанции напыления *Н*. Эти условия выполняются при копировании сферической поверхности шарового пальца горелкой, расположенной на неизменном расстоянии напыления и зафиксированной в вертикальном направлении.

Таким образом, можно сделать следующий вывод: **для формирования равномерного и качественного покрытия на сферической поверхности шарового пальца необходимо обеспечить равномерное перемещение горелки, расположенной перпендикулярно поверхности сферы в горизонтальной плоскости (при неизменном положении в вертикальной плоскости) и на заданном расстоянии напыления.**

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Полевой Г.В., Сухинин Г.К.** Газопламенная обработка металлов: учеб. для студ. учреждений сред. проф. образования. М.: Изд. центр "Академия", 2005. 336 с.

2. **Храпоничев Д.Н.** Восстановление деталей методом газопламенного напыления водородно-кислородным пламенем, например шарового пальца наконечника рулевой тяги трактора типа МТЗ. Производство и ремонт машин: сборник материалов Междунар. науч.-практ. конф. Ставрополь. Изд-во СтГАУ "АГРУС", 2005. С. 134–138.

3. **Карагодин В.И., Митрохин Н.Н.** Ремонт автомобилей и двигателей: учеб. М.: Мастерство; Высшая школа, 2001. С. 202.

**АНОНС**

Читайте в следующем номере журнала:

**Киричек А.В., Афонин А.Н., Должиков Д.А., Хромов В.Н., Коренев В.Н.** Накатывание резьб с замковым профилем.

**Фоминский В.Ю., Романов Р.И., Костычев И.В., Селис Ж.-П.** Трибологические свойства антифрикционного покрытия, сформированного импульсным лазерным осаждением углерода и диселенида вольфрама.

УДК 621.03:620.179.16

**А.И. Кондратьев, Е.В. Муромцева** *(Дальневосточный университет путей сообщения, Хабаровск),*
**С.Н. Химухин** *(Институт материаловедения Хабаровского научного центра ДВО РАН, Хабаровск)*

# Влияние исходной микроструктуры материала электродов на параметры процесса электроискрового легирования

*Приведены результаты исследований влияния исходной микроструктуры электродов из стали 45, полученной после термической обработки, на кинетические параметры процесса электроискрового легирования и качество сформированных слоев. Факторным анализом установлено, что максимальную значимость имеют закалочные микроструктуры электродов. Наиболее вероятной причиной выявленных особенностей является неравновесность самого процесса электроискрового легирования.*

*The investigation results of the influence of the original electrode microstructures, having been obtained by the thermal treatment method of steel 45, on the kinetic parameters of electrosparks alloying and the quality of the layers formed are presented. It is proved by factor analysis that strengthening microstructures of electrodes have the most important influence, nonequillibrium of the process itself being the most probable reason of the peculiarities.*

## Введение

Для получения на поверхности деталей слоев, обладающих более высокими механическими характеристиками по сравнению с основным материалом, применяют метод *электроискрового легирования* (ЭИЛ). В процессе искровой обработки на поверхности электродов формируются слои с измененной структурой, получившей название вторичной [1].

Вторичная структура состоит из поверхностного, переплавленного слоя, традиционно в литературе называемого "белым слоем", и ниже расположенной *зоны термического влияния* (ЗТВ) [1, 2]. Выявление микроструктуры белого слоя, полученного фактически закалкой из жидкого состояния, затруднено ввиду его повышенной коррозионной стойкости к воздействию окислителей. Этот слой характеризуется высокими твердостью, прочностью и повышенной хрупкостью. Согласно результатам ранее проведенных исследований можно утверждать, что по структуре ЗТВ представляет собой многократно термически обработанный материал основы.

В ряде публикаций, посвященных электроискровому легированию, приведены данные о влиянии вторичной структуры [1–5] на массоперенос и эрозию электродов. Однако исследований по определению влияния исходной микроструктуры электродов на основные параметры процесса до настоящего времени не проводилось.

*Целями* данной работы являются определение степени влияния исходной микроструктуры электродов на основные параметры процесса и установление основной причины этого влияния.

## Материалы и методы исследований

Большая часть деталей машин изготовлена из железоуглеродистых сплавов, поэтому в качестве электродов (катода и анода) применяли сталь марки 45.

Для создания различных микроструктур (феррито-перлитной, трооститной, сорбитной и мартенситной с низкотемпературным отпуском) анодных и катодных материалов использовали разные режимы термической обработки.

Аноды изготовили в виде цилиндров диаметром 2,5 мм и длиной 15 мм. Катодами служили плоские образцы с площадью рабочей поверхности 260 мм$^2$ и высотой 6 мм.

Электроискровую обработку проводили с использованием серийно производимых установок "Элитрон-22" (установка 1) и "Корона-1103" (установка 2), которые имеют примерно одинаковую энергию одного импульса (0,06...0,08 Дж). Основное отличие их параметров заключается в длительности импульса, которая составляет 300 и 50 мкс соответственно.

Кинетику массопереноса при ЭИЛ исследовали гравиметрическим методом [1]. Массу катода и анода измеряли не менее трех раз через каждую минуту легирования с помощью весов ВЛДП-200 с погрешностью $\pm 2 \cdot 10^{-4}$ г. По результатам измерений строили соответствующие графические зависимости массы электродов от продолжительности ЭИЛ. Прямое измерение массы позволяет определить направление массопереноса и его эффективность.

Режимы легирования подбирали исходя из оптимальных условий: максимальное приращение массы, отсутствие интенсивного окисления и схватывания

электродов. Обработку образцов осуществляли в течение 6 мин.

Эффективность ЭИЛ оценивали по кинетическим зависимостям изменения массы электродов от времени обработки и по качеству поверхности слоев.

## Обсуждение результатов

На рис. 1 приведены зависимости массы перенесенного на катод материала при эрозии анода от времени обработки и исходной микроструктуры электродов. Как видно, ферритоперлитная микроструктура электродов на используемых установках не способствует получению прироста массы на катодах, тогда как мартенситная обусловливает ее устойчивый прирост. Приведенный пример свидетельствует о влиянии исходной микроструктуры электродов на

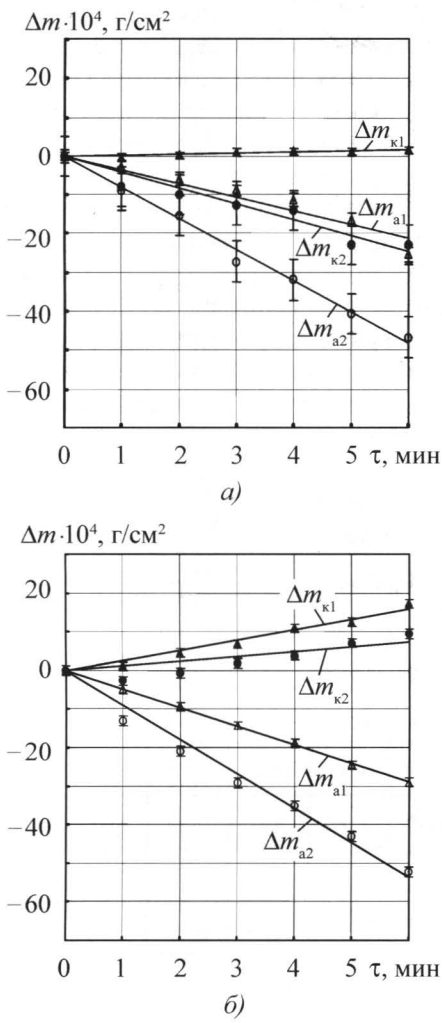



**Рис. 1. Временны́е зависимости изменения массы анодов $\Delta m_а$ и катодов $\Delta m_к$ с исходной ферритоперлитной (*а*) и мартенситной (*б*) структурой для установок 1 и 2**

один из основных параметров процесса ЭИЛ – массоперенос.

Обработку полученных результатов проводили методом регрессионного анализа. Уравнение регрессии для изменения массы при электроискровой обработке с использованием различных сочетаний структур электродных материалов, которое определяли в рамках линейной модели, имело следующий вид: $y = ax$, где $a$ – коэффициент этого уравнения (табл. 1). Во всех случаях коэффициент корреляции составлял не менее 0,72 для катода и 0,97 для анода.

Коэффициент массопереноса равен отношению суммарного количества эродирующего материала анода к суммарному привесу катода. Как видно из приведенных данных, его значение зависит от сочетания исходных структур электродов.

Для определения влияния предварительно созданной микроструктуры электродов на основные параметры процесса проводили двухфакторный дисперсионный анализ (табл. 2 и 3) согласно известной методике [8].

Анализ выполняли для анода и катода по факторам: "длительность импульса–время" ($F_{ДИ}$ – $F_В$) и

*Таблица 1*

**Результаты регрессионного анализа**

| Исходная структура электродов (катод/анод) | Номер установки | Коэффициент массопереноса | Коэффициент регрессионного уравнения $a + \Delta a$, г/(см²·мин) | |
|---|---|---|---|---|
| | | | Катод | Анод |
| Ф+Т/Ф+С | 1 | 0,64 | 3,11±0,2 | –4,79±0,27 |
| Ф+Т/Ф+Т | 1 | 0,67 | 1,99±0,05 | –3,34±0,1 |
| Ф+П/Ф+П | 1 | 0,06 | 0,251±0,04 | –3,51±0,39 |
| Ф+П/М | 1 | 0,09 | 0,198±0,04 | –2,25±0,3 |
| М/М | 1 | 0,58 | 2,62±0,13 | –4,82±0,15 |
| Ф+Т/Ф+С | 2 | 0,50 | 2,43±0,35 | –5,68±0,9 |
| Ф+Т/Ф+Т | 2 | 0,43 | 2,98±0,45 | –7,49±0,83 |
| Ф+С/М | 2 | 0,38 | 2,02±0,16 | –6,16±0,59 |
| М/М | 2 | 0,18 | 1,19±0,58 | –8,93±0,59 |
| Ф+П/Ф+П | 2 | – | –4,097±0,81 | –8,04±1,4 |
| Ф+П/М | 2 | – | –2,11±0,64 | –10,53±1,6 |

Обозначения: Ф – феррит; Т – троостит; С – сорбит; П – перлит; М – мартенсит.

"структура–время" ($F_{СТ}$ – $F_В$). Критическое значение критерия Фишера $F_{кр}$ определялось для обоих случаев при уровне значимости 0,2 и числе степеней свободы для факторов "длительность импульса–время" $\nu_1 = 1$ (два значения длительности импульсов), $\nu_2 = 6$ (семь последовательных измерений массы через 1 мин легирования). Для факторов "структура–время" $\nu_1 = 6$ (семь модификаций различных структур), $\nu_2 = 6$ (семь измерений массы). Все результаты сравнивались с данными для ферритоперлитной структуры – на катоде и для мартенситной – на аноде. Выбор указанных микроструктур обусловлен тем, что за минимальный промежуток времени микроструктура на поверхности анода трансформируется в мартенсит [5] из любой исходной, тогда как на катоде микроструктура долгое время остается исходной.

На основании данных дисперсионного анализа можно сделать следующие выводы.

1. При отдельном и совместном рассмотрении влияния факторов "длительность импульса–время" (см. табл. 2) их влияние значимо для всех структур анода (параметр $F > F_{кр}$). Для катода совместное влияние факторов "длительность импульса–время" значимо только для сочетаний структур катод/анод – "Ф+П/Ф+П" и "Ф+С/Ф+С". Фактор "длительность" незначим только для структур "М/Ф+П" и "Ф+Т/Ф+С". Фактор "время" незначим только для структур "Ф+М/Ф+П" и "Ф+П/Ф+П".

*Таблица 2*

**Результаты дисперсионного анализа по факторам "длительность импульса–время" ($F_{кр}$ = 2,07)**

| Исходная структура электродов (катод/анод) | Катод | | | Анод | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $F_{ДИ+В}$ | $F_{ДИ}$ | $F_В$ | $F_{ДИ+В}$ | $F_{ДИ}$ | $F_В$ |
| Ф+П/М | 0,71 | 17,91 | 0,65 | 10,38 | 19,42 | 2,66 |
| Ф+П/Ф+П | 2,60 | 16,64 | 0,75 | 2,84 | 17,49 | 7,86 |
| М/М | 0,24 | 25,53 | 16,94 | 10,62 | 21,44 | 14,00 |
| М/Ф+П | 0,49 | 0,00 | 3,20 | 12,77 | 6,26 | 9,94 |
| Ф+С/Ф+С | 5,54 | 2,07 | 18,33 | 47,22 | 14,02 | 6,58 |
| Ф+С/Ф+Т | 1,19 | 4,79 | 99,85 | 4,66 | 12,20 | 8,16 |
| Ф+Т/Ф+С | 0,98 | 0,00 | 76,91 | 15,38 | 14,46 | 21,93 |
| Ф+Т/Ф+Т | 0,83 | 5,85 | 16,68 | 10,41 | 9,26 | 5,10 |

Обозначения: $F_{ДИ+В}$ – параметр совместного влияния факторов "длительность импульса–время".

2. Влияние фактора "структура" (см. табл. 3) значимо и для катода, и для анода. Фактор "время" значим для любых сочетаний структур анода и лишь для сочетаний структур "Ф+П/Ф+П" катода. Совместное влияние факторов "структура–время" незначимо для катода в случае сочетания структур "Ф+П/Ф+П", "М/М" и "М/Ф+П" и для анода – "Ф+П/Ф+П", "М/М", "М/Ф+П" и "Ф+Т/Ф+Т".

Полученные результаты анализа можно объяснить тем, что при электроискровой обработке на поверхности электродов возникают структуры закалки и поэтому предварительное создание закалочных структур в электродах способствует увеличению производительности. Использование других структур требует дополнительного времени для структурных перестроек, причем с учетом различия в размерах анода и катода влияние фактора "время" для анодных структур является превалирующим вследствие более быстрой динамики смен структур.

В практике ЭИЛ перед нанесением покрытия на деталь ранее не использовавшимся (новым) анодом принято проводить его приработку. Приработка заключается в том, что оператор некоторое время (около 30 с) новым анодом обрабатывает материал, который по составу соответствует материалу детали. Известно, что приработка позволяет увеличить массу перенесенного на деталь материала анода. В литературе отсутствует объяснение этого технологического приема, но исходя из полученных результатов можно предположить, что приработка позволяет исключить время на формирование измененного слоя на поверхности анода (вторичной структуры). Необходимо от-

*Таблица 3*

**Результаты дисперсионного анализа по факторам "структура–время" ($F_{кр}$ = 2,06)**

| Исходная структура (катод/анод) | Катод | | | Анод | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | $F_{С+В}$ | $F_С$ | $F_В$ | $F_{С+В}$ | $F_С$ | $F_В$ |
| Ф+П/Ф+П | 0,50 | 9,05 | 4,68 | 0,70 | 22,21 | 42,70 |
| М/М | 1,08 | 10,43 | 0,19 | 0,75 | 16,20 | 67,70 |
| М/Ф+П | 1,27 | 7,33 | 0,23 | 0,45 | 35,20 | 128,1 |
| Ф+С/Ф+С | 2,96 | 12,78 | 0,19 | 3,40 | 20,70 | 13,45 |
| Ф+С/Ф+Т | 1,62 | 12,49 | 0,19 | 3,75 | 22,03 | 9,07 |
| Ф+Т/Ф+С | 4,87 | 12,04 | 0,24 | 2,03 | 20,17 | 25,63 |
| Ф+Т/Ф+Т | 3,06 | 13,64 | 0,20 | 1,19 | 26,48 | 34,64 |

Обозначения: $F_{С+В}$ – параметр совместного влияния факторов "структура" + "время".

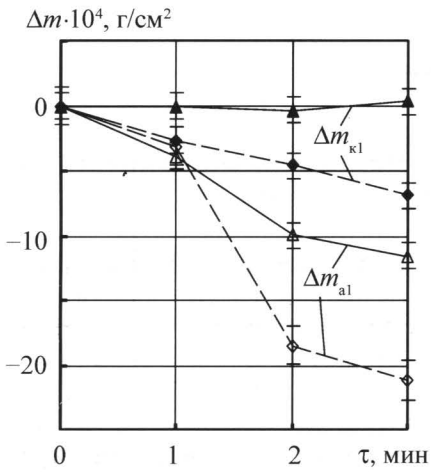



**Рис. 2. Временны́е зависимости изменения массы прирабатываемых (штриховые линии) и приработанных (сплошные линии) анодов $\Delta m_а$ и катодов $\Delta m_к$ для установки 1**

метить, что измененный слой состоит не только из поверхностного, переплавленного слоя, но и из зоны термического влияния. С точки зрения процесса формирования покрытия переплавленный слой предназначен для эрозии и переноса, тогда как в ЗТВ происходит подготовка материала к этим процессам.

Для установления влияния приработки (предварительно созданной вторичной структуры на аноде) на массоперенос и эрозию электродов были проведены дополнительные исследования. В качестве исходных структур электродов использовали ферритоперлитные структуры вследствие того, что они имеют наихудшие показатели при электроискровой обработке (рис. 2).

Анализируя полученные данные, можно отметить, что предварительно созданная вторичная структура на аноде способствует более интенсивному приросту массы катода. Таким образом, **приработка позволяет уменьшить эрозию и получить положительный массоперенос при использовании электродов с равновесными структурами отжига.**

Влияние исходных структур необходимо рассматривать совместно с самим процессом ЭИЛ, который является неравновесным. Для оценки степени неравновесности процесса остановимся на известном подходе [6] и используем следующие параметры:

$$r = \tau \frac{\partial}{\partial t}(\ln\rho); \quad (1)$$

$$g = l \frac{\partial}{\partial x}(\ln\rho); \quad (2)$$

$$j = \frac{\rho - \rho_s}{\rho_s}, \quad (3)$$

где $r, g, j$ – временна́я, пространственная и структурная степени неравновесности;

$\tau$, $l$ – временной и пространственный параметры, характеризующие состояние системы;

$\rho$ – параметр, характеризующий энергию внешнего воздействия;

$\rho_s$ – энергия, необходимая для нагрева и расплавления металла.

Использовав результаты работы [7] для интерпретации параметров (1)–(3), получим

$$r \approx \frac{\tau}{\Delta t}\frac{\Delta\rho}{\rho_s}; \quad (4)$$

$$g \approx \frac{l}{\Delta x}\frac{\Delta\rho}{\rho_s}; \quad (5)$$

$$j \approx \frac{\Delta\rho}{\rho_s}, \quad (6)$$

где $\Delta t$ – время протекания процесса;

$\Delta x$ – параметр, характеризующий пространственную неоднородность процесса;

$\Delta\rho$ – энергия, подводимая к системе за время $\Delta t$.

В целях оценки параметров (4)–(6) для установок 1 и 2 и сравнения их с параметрами электродуговой сварки воспользуемся исходными данными, приведенными в табл. 4.

*Таблица 4*

**Исходные данные для расчета параметров неравновесности**

| Теплофизические характеристики | | | Структурные параметры | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Удельная теплоемкость | $C_p$, Дж/(кг·°С) | 450 | Средний размер поликристаллов | $l$, м | $1\cdot10^{-5}$ |
| Удельная теплота плавления | $\lambda$, Дж/кг | $2{,}05\cdot10^{-5}$ | Время тепловой релаксации | $\tau = l^2/a$, с | $7{,}7\cdot10^{-7}$ |
| Температура плавления | $T_{пл}$, °С | 1500 | Энергия, необходимая для нагрева и расплавления металла | $\rho_s = m(C_p\Delta T + \lambda)$ Дж | |
| Температуропроводность | $a$, м²/с | $1{,}3\cdot10^{-5}$ | | | |
| Плотность | $\gamma$, кг/м³ | 7815 | Градиент температур | $\Delta T = T_{пл} - T_0$, °С | 1300 |

*Таблица 5*

**Результаты расчета параметров процессов**

| Процесс | Значение параметра | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | $\Delta t$, с | $U$, В | $I_{ср}$, А | $\rho_s$, Дж | $\Delta\rho$, Дж | $\Delta x$, м | $j$ | $r$ | $g$ |
| ЭИЛ на установке 2 | $4\cdot10^{-5}$ | 50 | 10 | $5\cdot10^{-4}$ | $5\cdot10^{-3}$ | $2{,}2\cdot10^{-5}$ | 10 | 1,9 | 5 |
| ЭИЛ на установке 1 | $2\cdot10^{-4}$ | 50 | 2 | $5\cdot10^{-4}$ | $5\cdot10^{-3}$ | $5\cdot10^{5}$ | 10 | 0,4 | 2 |
| Сварка | $\geq 1$ | 40 | 50 | 48 | 200 | $3{,}6\cdot10^{-3}$ | 9 | $8\cdot10^{-5}$ | $2\cdot10^{-3}$ |

Величину $\Delta x$ оценим по формуле

$$\Delta x = \sqrt{\Delta t a}. \quad (7)$$

Принимаем параметры $\tau$ и $l$ одинаковыми во всех случаях. Для установок 1 и 2 масса расплавленного металла

$$m = V\gamma = \pi\frac{D^2}{4}l\gamma, \quad (8)$$

где $V$ – объем расплавленного металла;

$D \approx 1\cdot10^{-4}$ м и $l \approx 1\cdot10^{-5}$ м – диаметр и глубина кратера при ЭИЛ.

Для сварочного процесса

$$m = \pi\frac{D_э^2}{4}\mathrm{v}\Delta t\gamma, \quad (9)$$

где $D_э \approx 3\cdot10^{-3}$ м – диаметр электрода;

$\mathrm{v} \approx 0{,}01$ м/с – скорость движения электрода;

$\Delta t \geq 1$ с – время сварки.

Для всех случаев

$$\Delta\rho \approx UI_{ср}\Delta t_э, \quad (10)$$

где $U$ – напряжение, прикладываемое к электродам;

$I_{ср}$ – средний ток процесса;

$\Delta t_э$ – эффективное время выделения энергии (для импульсных процессов $\Delta t_э \approx \Delta t/4$, для сварки $\Delta t_э \approx \Delta t$).

Результаты расчета параметров процессов приведены в табл. 5.

Согласно приведенным данным по степени структурной неравновесности ($j > 1$) все процессы являются неравновесными. По параметрам временнóй ($r > 1$) и пространственной ($g > 1$) неравновесности сварочный процесс попадает в разряд равновесных процессов, а электроискровое легирование на установке 1 является неравновесным по параметрам $g$ и $j$.

Таким образом, при сварке исходная структура материала электродов проявляется слабо; при ЭИЛ характер влияния структуры определяется именно неравновесностью самого процесса.

Для электроискрового легирования необходимо учитывать исходную структуру материала электродов. Резервом в управлении качеством полученных слоев с заданными свойствами является предварительная подготовка электродов (особенно анода), а также нагрев или охлаждение электродов во время проведения процесса.

Полученные результаты позволяют сделать следующие **выводы:**

1) для получения максимальной производительности процесса ЭИЛ необходимо предварительное создание в электродах микроструктур закалки;

2) в случае использования электродов с равновесными структурами необходимо проводить приработку;

3) влияние исходной микроструктуры электродов на параметры электроискровой обработки обусловлено неравновесностью самого процесса ЭИЛ.

## ЛИТЕРАТУРА


1. **Верхотуров А.Д.** Формирование поверхностного слоя при ЭИЛ. Владивосток: Дальнаука, 1985. 323 с.

2. **Миндюк А.К., Бабей Ю.И., Выгорский И.П.** О природе и свойствах белых слоев // Порошковая металлургия. 1974. № 9. С. 81–84.

3. **Палатник Л.С.** Превращение в поверхностном слое металла под действием электрических разрядов // Изв. АН СССР. Сер. Физика. 1951. Е15. № 1. С. 80–86.

4. **Палатник Л.С., Лобарский И.В., Бойко В.Г.** О структуре "белой зоны" // Физика металлов и металловедение. 1956. Т. 2. Вып. 2. С. 55–60.

5. **Могилевский И.З., Чаповая С.Ф.** Металлографическое исследование поверхностного слоя стали после искровой обработки // Электронная обработка материалов. 1957. Вып. 1. С. 95–116.

6. **Скворцов Г.Е.** О закономерностях неравновесных процессов // Письма в ЖТФ. 1990. Т. 16. Вып. 17. Ч. 15–17.

7. **Аблесимов Н.Е., Кондратьев А.И.** Количественная оценка меры неравновесности некоторых систем при воздействии концентрированных потоков энергии // Вестн. ГТУ. Сер. Материаловедение. 1999. Вып. 1.5. С. 73–74.

8. **Мецик М.С.** Методы обработки результатов экспериментальных измерений. Иркутск: Изд-во ИГУ, 1972. 190 с.

УДК 621.77

**В.И. Кадошников, С.И. Платов, В.П. Анцупов, Д.В. Терентьев**
*(Магнитогорский ГТУ им. Г.И. Носова),*
**В.В. Бахметьев, А.М. Чумиков, Н.В. Александров**
*(ОАО "Магнитогорский металлургический комбинат")*

# Повышение надежности и долговечности механического оборудования методом плакирования гибким инструментом

*Для повышения работоспособности механического оборудования в качестве финишной обработки быстроизнашиваемых деталей предложен метод плакирования гибким инструментом. Показано, что после обработки стойкость металлорежущего инструмента возрастает в среднем в 1,5...2,2 раза. Установлено, что износ валков, подвергнутых обработке вращающимися металлическими щетками с одновременным нанесением фторопласта марки Ф4К20, в 1,7...1,9 раза ниже, чем необработанных.*

*For increase of working capacity of the mechanical equipment as finishing processing fast worn-out details the method of friction cladding by the flexible tool is offered. It is shown, that after processing stability of the metal-cutting tool increases on the average in 1,5...2,2 times. It is established, that deterioration of rolls, subjected to processing by rotating metal brushes with simultaneous drawing of fluoroplastic Ф4К20, is in 1,7...1,9 times below, than raw.*

В данной работе представлены результаты многолетних совместных исследований, проведенных в Магнитогорском ГТУ им. Г.И. Носова, ОАО "Магнитогорский металлургический комбинат" по повышению работоспособности механического оборудования путем *плакирования гибким инструментом* (ПГИ) быстроизнашивающихся деталей (финишная обработка).

Суть метода (рис. 1) заключается в переносе расплавленных теплотой трения частиц бруска *1* на поверхность обрабатываемой детали *2* торцами гибких элементов быстровращающейся щетки *3* и в формировании из этих частиц сплошной, прочно сцепленной с поверхностью детали тонкой пленки (покрытия) толщиной 0,5...100 мкм. Возможно нанесение антифрикционных, износостойких, защитных и других покрытий из алюминия, меди, цинка, олова, свинца, латуни, бронзы, баббита, политетрафторэтилена и различных сплавов, а также многослойных и смешанных покрытий.

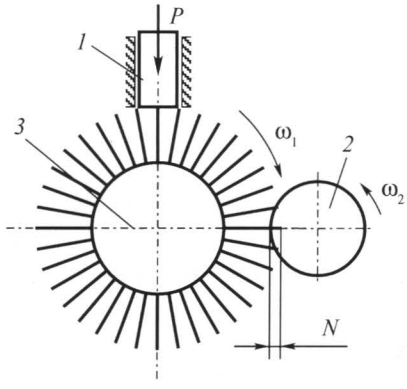



**Рис. 1. Принципиальная схема ПГИ:**
$\omega_1$ и $\omega_2$ – угловые скорости щетки и валка соответственно; *P* – сила прижатия бруска к щетке; *N* – натяг

Метод является высокопроизводительным и экологически чистым, не требует предварительной подготовки поверхности и последующей обработки, отличается крайне низкой энерго- и металлоемкостью.

Для реализации метода используют серийные металлообрабатывающие станки с несложными специальными приспособлениями (рис. 2). Разработаны

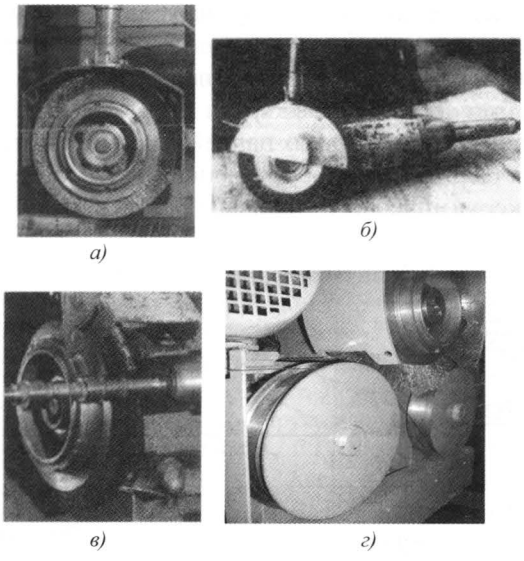



**Рис. 2. Оборудование для ПГИ:**
*а* – плакирующий узел плоскошлифовального станка; *б* – вариант плакирующей головки на базе ручной шлифовальной машины; *в* – приспособление для плакирования изделий на круглошлифовальном станке; *г* – устройство для нанесения покрытий на длинномерные изделия

разные варианты плакирующих приставок к токарным станкам, а также отдельно стоящие агрегаты для нанесения покрытия на плоские длинномерные изделия и проволоку.

### Повышение долговечности узлов трения скольжения, работающих в тяжелых условиях

Подшипниковый узел обычно содержит пару скольжения, образованную цапфой вала и охватывающим ее элементом (втулкой) из цветного материала. Предлагаемая конструкция подшипникового узла [1, 2] представлена на рис 3. На цапфу вала *3*, выполненного из углеродсодержащего сплава, наносят двухслойное покрытие, внутренний слой *4* которого состоит из медьсодержащего материала, а наружный *2* – из антифрикционного полимерного материала. Охватывающий элемент *1* специальной конструкции выполнен из того же полимерного материала, что и наружный слой покрытия. Такая конструкция обеспечивает повышение износостойкости и срока службы пары скольжения за счет улучшения герметичности соединения, в котором обеспечивается низкое (на уровне жидкостного трения) значение коэффициента трения, равное 0,01...0,05.

Высокая плотность соединения обусловлена способностью предварительно напряженного охватывающего элемента упруго демпфировать при работе, т.е. принимать форму сечения вращающейся цапфы, а наличие на ее поверхности полимерного покрытия, которое заполняет все микровпадины рельефа, еще больше уплотняет контакт скольжения на уровне микронеровностей шероховатости поверхности. Это предотвращает попадание абразивных частиц в подшипниковый узел и не требует смазывания во время работы.

Применение опытных партий подшипниковых узлов на роликах конвейера углеподготовительного цеха коксохимического производства показало повышение срока их службы не менее чем в 6 раз по сравнению со старой конструкцией.

Использование подобной конструкции пары скольжения в подшипниках роликов первой секции машины непрерывного литья заготовок позволило повысить их среднюю стойкость в несколько раз.

### Совершенствование конструкций узлов гидроаппаратуры

Аналогичный принцип был использован для повышения срока службы гидроцилиндров, при этом была усовершенствована его конструкция [3].

Изменение конструкции (рис. 4) заключается в том, что взамен наплавки слоя меди толщиной до 5 мм на рабочие поверхности штока *4* наносят тонкое двухслойное (медь+полимер) покрытие *2* и дополнительно устанавливают два уплотнения *1* и *3* из полимерного материала. Такая конструкция гидроцилиндров с марта 2003 г. находится в эксплуатации в механизме подъема комплекта валков пятиклетевого стана 1200 листопрокатного цеха № 3, увеличивая регламентируемый срок службы более чем в 3 раза.

### Повышение износостойкости прокатных валков

Основной причиной выхода из строя рабочих и опорных валков станов холодной и горячей прокатки является абразивный износ их поверхностей.

Это обусловлено в основном достаточно высоким значением коэффициента трения в зонах контакта шлифованных поверхностей опорных и рабочих валков ($f = 0,1...0,15$), что приводит к повышению интенсивности изнашивания в период приработки и, как следствие, к сокращению срока службы.

Согласно предложенному техническому решению на шлифованные рабочие поверхности валков наносят однослойное покрытие из полимерного антифрикционного материала методом ПГИ. Одновре-

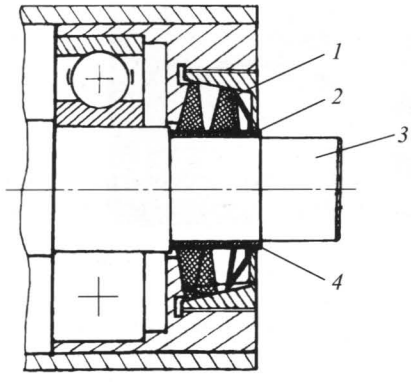
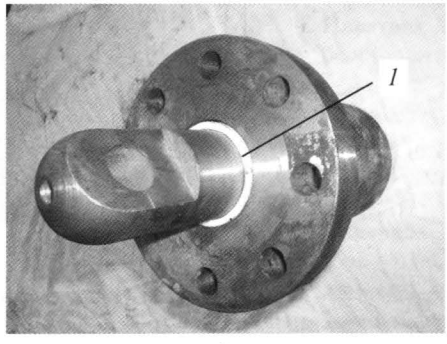
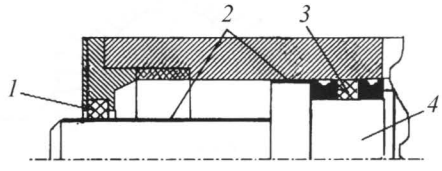



**Рис. 3. Разработанная конструкция подшипникового узла**




*а)*




*б)*

**Рис. 4. Усовершенствованная конструкция гидроцилиндра:**
*а* – общий вид; *б* – сборочный чертеж

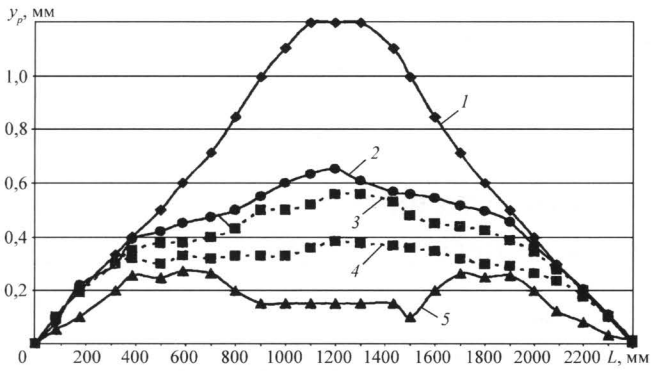



**Рис. 5. Изменение профиля опорных валков 11-й клети стана 2500 горячей прокатки:**
*1* – исходный профиль нижних и верхних валков; *2*, *3* – профили нижних и верхних валков, отработавших 7 сут после плакирования; *4*, *5* – профили нижних и верхних валков, отработавших без плакирования

менно происходят упрочнение поверхностного слоя валков и формирование требуемой шероховатости поверхности, сокращающей период приработки в процессе их эксплуатации.

В каждом конкретном случае при реализации процесса ПГИ в зависимости от условий работы валков регламентируют значения частоты вращения валков и щетки, усилие прижатия бруска к ворсу щетки и щетки к валку, величину натяга, а также другие параметры [4].

В процессе обработки упрочняется поверхностный слой валков, коэффициент трения при прокатке снижается до значений, характерных для полужидкостного трения ($f$ = 0,01...0,05), что обусловливает уменьшение величины износа.

Опыт эксплуатации разных деталей пар качения, в том числе эксперименты на прокатных валках 20-валкового стана листопрокатного цеха, показал повышение их долговечности не менее чем в 1,5 раза и полное отсутствие выкрашивания или отслоений. Это позволило с большой вероятностью предположить существенное снижение указанных дефектов на опорных валках станов горячей прокатки.

С января 2004 г. по настоящее время на стане 2500 горячей прокатки (листопрокатного цеха № 4) проводятся эксперименты по повышению износостойкости опорных валков 10-й и 11-й клетей чистовой группы согласно предложенному способу. На рис. 5 показаны изменения профилей $y_p$ нижних и верхних опорных валков на длине $L$, отработавших в течение 7 сут после плакирования рабочих поверхностей и без него.

Анализ результатов эксперимента свидетельствует о том, что износ валков, подвергнутых обработке вращающимися металлическими щетками с нанесением фторопласта Ф4К20, в 1,7...1,9 раза ниже, чем износ валков, отработавших без плакирования. В связи с этим можно рекомендовать увеличить межперевалочный период опорных валков, подвергнутых ПГИ, с четырех до семи суток.

## Повышение износостойкости металлорежущего инструмента

Методом ПГИ на рабочие поверхности метчиков, отрезных ножей, прошивных пуансонов и других инструментов наносили антифрикционные многослойные покрытия толщиной 10...15 мкм [5].

Испытания опытных партий показали увеличение стойкости метчиков для изготовления гаек М16...М22 в 1,9...2,2 раза, отрезных ножей для изготовления заготовок болтов М10...М12 – в 1,5...2,0 раза, прошивных пуансонов для изготовления заготовок под гайки М10...М20 – в 1,7...2,2 раза.

Повышение стойкости инструмента объясняется снижением (на порядок) коэффициента трения в зоне резания, а наличие покрытия предотвращает схватывание материалов обрабатываемой и обрабатывающей поверхностей.

## Заключение

Таким образом, можно сделать вывод о перспективности и целесообразности способа поверхностного пластического деформирования с одновременным нанесением покрытий – плакирования гибким инструментом, который широко применяется для восстановления размеров деталей, снижения коэффициентов трения в подвижном и неподвижном соединениях и может быть реализован на любом металлургическом, горном, машиностроительном и другом предприятии.

### ЛИТЕРАТУРА

1. **Свид. РФ на полезную модель № 24712, МПК[7] F 16 C 33/06.** Пара скольжения / В.П. Анцупов, В.И. Кадошников, С.И. Платов и др. Опубл. 20.08.2002. Бюл. № 23.

2. **Свид. РФ на полезную модель № 24711, МПК[7] F 16 C 33/02.** Подшипниковый узел / В.П. Анцупов, В.И. Кадошников, С.И. Платов и др. Опубл. 20.08.2002. Бюл. № 23.

3. **Разработка** новых конструкций пар трения скольжения повышенной надежности / В.П. Анцупов, В.И. Кадошников, А.В. Анцупов и др. // Процессы и оборудование металлургического производства: сб. науч. тр. Магнитогорск: МГТУ, 2003. С. 155–158.

4. **Пат. № 2224822 РФ, МПК[7] C 23 C 26/00, B 21 B 27/00.** Способ обработки прокатных валков / В.Н. Урцев, С.И. Платов, В.П. Анцупов и др. 2004. Бюл. № 6.

5. **Повышение** стойкости режущего инструмента нанесением композиционных антифрикционных покрытий / В.П. Анцупов, А.Н. Завалищин, В.И. Кадошников и др. // Технология машиностроения. 2003. № 4. С. 10–11.

УДК 621.793.74

**В.С. Гончаров, М.В. Гончаров**
*(Тольяттинский государственный университет)*

# Повышение долговечности деталей трансмиссии и двигателей внутреннего сгорания

*Рассмотрены возможные пути замены чугунных деталей двигателей внутреннего сгорания (ДВС) на детали из легких сплавов и обоснована ее целесообразность. Проанализированы технологии получения антифрикционных покрытий на деталях ДВС. Приведены современные технологии, в том числе собственные разработки, упрочнения деталей из цветных сплавов, в частности латунных колец синхронизатора и алюминиевых блоков цилиндров. Представлены результаты испытаний деталей с упрочняющими покрытиями для перспективных силовых агрегатов и трансмиссии автомобиля.*

*It is analysed possible ways replacement cast iron details internal-combustion engine on details of easy alloys and their expediency is proved. It is analysed technologies of forming of antifrictional coatings on detail of engine. Modern technologies and own development of strengthening of details from non-ferrous alloys, in particular rings of the synchronizer from a brass and aluminium blocks of cylinders are investigated. Results of tests of details with strengthening coatings, for perspective power units and transmission of the car are presented.*

В современном легковом автомобиле масса двигателя составляет примерно 10...12 % всей его массы, а самой крупной и тяжелой деталью двигателя является блок цилиндров. При изготовлении блока цилиндров замена чугуна на алюминий приводит к снижению его массы примерно на 50 %, что позволяет уменьшить массу передней или задней подвески, тормозов, рамы и т.д. Лучшая теплопроводность алюминиевых блоков цилиндров влечет за собой уменьшение массы радиатора.

Основная проблема, которую необходимо решить при переходе к алюминиевым блокам цилиндров, – это создание работоспособной рабочей поверхности цилиндров. Запрессовка или заливка в блок чугунных гильз не позволяет полностью использовать преимущества такого перехода (например, не достигается минимизация массы блока). Поэтому целесообразно применять различные способы упрочнения поверхностей.

Работы по созданию алюминиевых негильзованных блоков зарубежными двигателестроительными фирмами ведутся уже с 1950-х годов совместно фирмами Renault и Hydro Aluminium, Audi и Alcoa, Alcoa и Cobe Steel, Nippon Steel и др. Для изготовления блоков цилиндров многие фирмы (например, Renault, Aston Martin, Opel, Audi, Ferrari, Honda, Suzuki и др.) применяют алюминиевые сплавы [1]. Уже в настоящее время в мире до половины всех блоков изготовляют из алюминиевых сплавов, но только 10 % из них без чугунной гильзы. Это связано с тем, что до сих пор не найдено эффективного решения по созданию износостойкой рабочей поверхности алюминиевого блока цилиндра.

Ниже рассмотрены различные способы упрочнения рабочей поверхности алюминиевых цилиндров.

Покрытие Cromal, разработанное в 1951 г. фирмой Mahle, состоит из двух слоев – мягкого железа, используемого для улучшения адгезии, и твердого хрома. После нанесения покрытия проводят механическую обработку. Толщина покрытия колеблется в пределах 40...100 мкм в зависимости от назначения и степени нагружения двигателя. Покрытие твердым хромом требует строгого ограничения нагрузки ввиду опасности его отслоения. Из-за дороговизны этот способ в настоящее время в автомобильном двигателестроении практически не применяют.

Покрытие Nikasil (Ni–SiC), разработанное в 1967 г. также фирмой Mahle, используют фирмы Citroën, Ferrari и др. В Германии (по данным на 1995 г.) годовое производство блоков с этим покрытием составляло около 90 тыс. шт. Детали с покрытием обладают хорошими эксплуатационными характеристиками, однако его стоимость достаточно высока. Кроме того, в процессе производства в окружающую среду выбрасываются микрочастицы никеля, опасные для здоровья.

В настоящее время интенсивно разрабатываются газотермические способы нанесения покрытий. Например, предлагается алюминиевый блок цилиндров, в котором на рабочую поверхность наносится слой алюминиевой бронзы, содержащей по массе 5...12 % Al, небольшое количество одного из элементов ряда Fe, Ni, Zn, Mn и Sn, остальное – Cu. Покрытие наносится путем введения порошка алюминиевой бронзы в пламя, поддерживаемое сгоранием пропилен-кислородной смеси, которая разгоняется до сверхзвуко-

вых скоростей. После нанесения покрытия осуществляют его механическую обработку.

Фирма Sulzer Metco активно занимается указанной проблемой и уже разработала оборудование и режимы нанесения покрытий на алюминиевый блок цилиндров. Оборудование представляет собой стойку со специальной вращающейся головкой. Композитный материал на основе стали и молибдена ускоряется высокотемпературной струей плазмы и осаждается на поверхность гильзы. Интенсивность изнашивания новой пары трения, по данным разработчиков, ниже, чем чугуна и стали.

Большинство европейских компаний, массово производящих коробки переключения передач, использует в настоящее время кольца синхронизаторов из латуни, которая обладает повышенными антифрикционными свойствами и имеет значительно меньшую твердость, чем материал шестерни *коробки переключения передач* (КПП). При использовании латуни необходимо стремиться к компромиссу между прочностью материала и фрикционными свойствами.

Имеются различные варианты улучшения работы синхронизаторов, например, путем перехода на альтернативные фрикционные материалы (молибден, спеченные материалы), осуществления термической обработки и деформационного упрочнения внутренней конической части. Наиболее распространенным методом улучшения эксплуатационных свойств колец синхронизаторов является газопламенное напыление молибдена на внутреннюю коническую поверхность блокирующего кольца синхронизатора. Однако высокая стоимость материала покрытия заставляет искать новые композиции для напыления.

Таким образом, *целью работы* является повышение надежности деталей машин путем комплексного использования восстанавливающих и упрочняющих технологий.

Для обеспечения высоких трибологических свойств колец синхронизатора и успешной эксплуатации пары трения *блокирующее кольцо – шестерня КПП* необходимо локальное упрочнение фрикционной части колец с сохранением ее геометрии и фрикционных свойств. В Тольяттинском государственном университете (ТГУ) совместно с НТЦ ДТР ОАО "АвтоВАЗ" разработана эффективная технология газопламенного напыления [2–4] для повышения трибологических свойств блокирующих колец синхронизатора КПП серийных автомобилей семейства "Лада" (ОАО "АвтоВАЗ"), "Шевроле-Нива" (СП GM–"АвтоВАЗ"). Серийные кольца синхронизатора КПП подвергают напылению только со стороны заднего торца – со стороны действия нагрузки (рис. 1). Сфокусированный ускоренный поток напыляемых частиц позволяет сохранить антифрикционные свойства латуни на вершине зуба; при этом покрытие упрочняет рабочую поверхность зуба при сохранении его геометрических параметров (рис. 2). Острый зуб разрезает масляную пленку и увеличивает площадь фрикционного контакта.

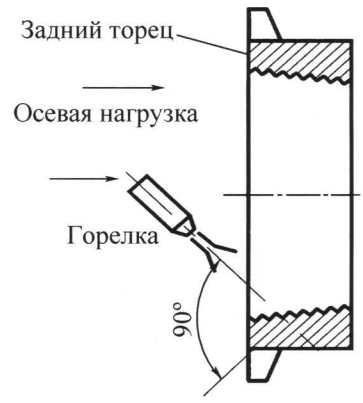



**Рис. 1. Схема нанесения покрытия на конусную часть блокирующего кольца синхронизатора ВАЗ**

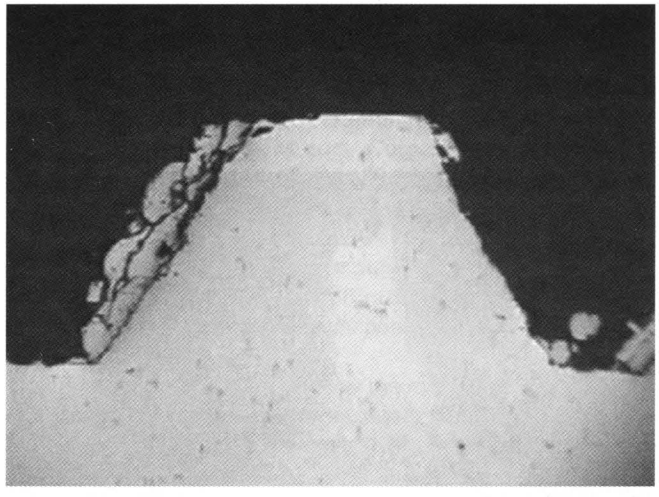


**Рис. 2. Зуб кольца синхронизатора с газопламенным покрытием (период стойкости более 12 000 циклов)**

Такое покрытие обеспечивает эксплуатационные характеристики блокирующих колец синхронизатора 2108-1701164-10 и 21233-1701164 не ниже, чем колец с покрытием на основе молибдена.

При этом в условиях повышенных нагрузок ресурс пары трения *кольцо с покрытием – шестерня КПП* по сравнению с парой трения *серийное кольцо без покрытия – шестерня КПП* возрастает в 4...5 раз (согласно заключению ОИСиСМ ОАО "АвтоВАЗ" № 32532/069-01).

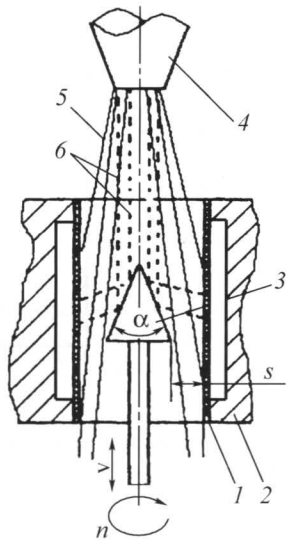



**Рис. 3. Схема процесса напыления:**
*1* – гильза с формируемым покрытием; *2* – блок; *3* – конус; *4* – горелка; *5* – поток газа; *6* – порошок

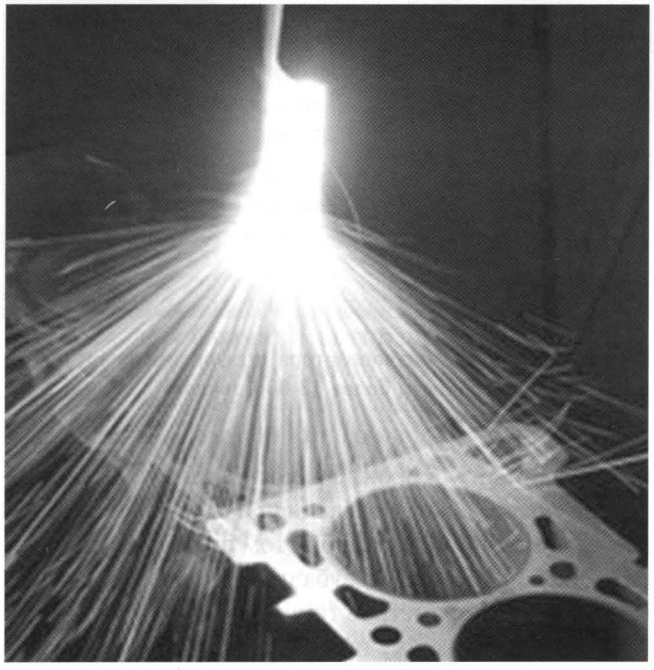
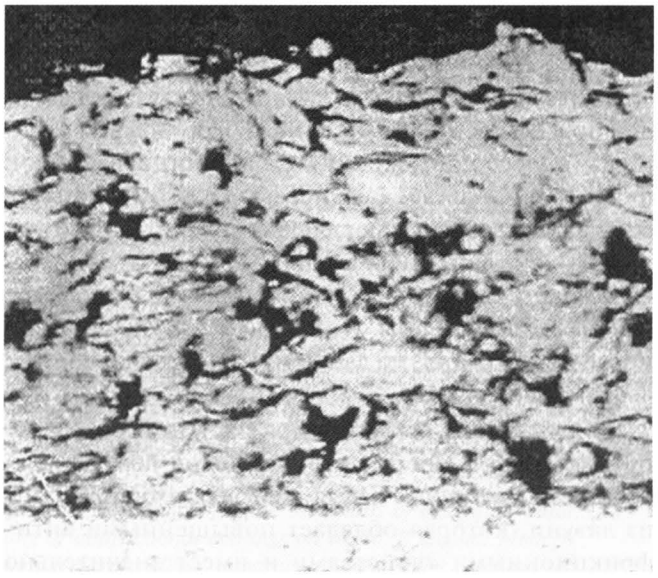
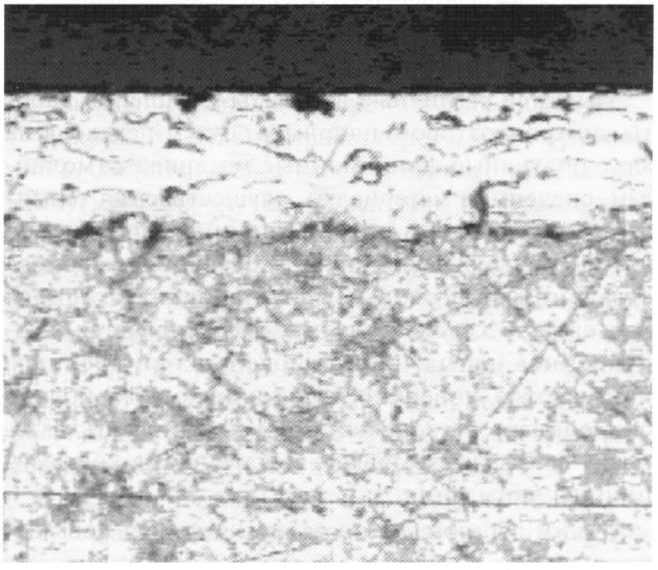


**Рис. 4. Газопламенное напыление на внутреннюю поверхность алюминиевых гильз ДВС**

В ТГУ разработана технология нанесения износостойких покрытий на основе $Ni–Cr_{23}C_6$ с введением твердого смазочного материала в виде плакированного никелем графита на внутренние поверхности алюминиевых гильз ДВС [2–4] (рис. 3) методом ускоренного газопламенного напыления через отклоняющую поверхность (вращающийся конус, $n$ = 11 000 мин$^{-1}$).



*а)*



*б)*

**Рис. 5. Структура газотермического покрытия, полученного по технологии ТГУ (×100):**
*а* – $Ni–Cr_{23}C_6$ – графит (15 %); *б* – $Al–Ni–Cr_{23}C_6$ – графит (6 %) после хонингования

Процесс напыления показан на рис. 4. По этой технологии также получены покрытия на роторах и статорах роторно-поршневых двигателей. Структура комплексных покрытий на алюминиевых гильзах после напыления представлена на рис. 5.

Техническую эффективность предложенных технологий иллюстрируют рис. 6 и 7. Согласно испытаниям, проведенным в ОАО "АвтоВАЗ", эксплуатационные характеристики гильз ДВС повышаются

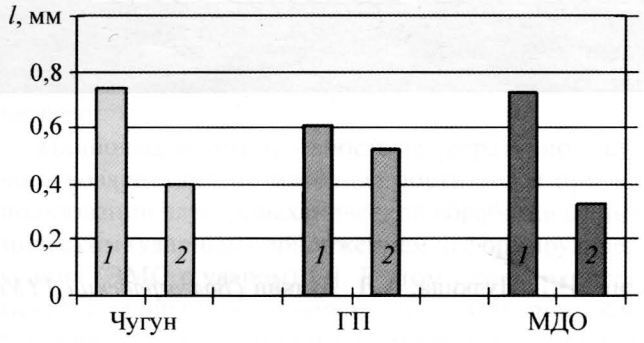



**Рис. 6. Линейный износ *l* пар трения *поршневое кольцо – гильза цилиндра* из различных материалов:**
*1* – кольцо; *2* – гильза; ГП – газотермическое покрытие; МДО – покрытие, полученное микродуговым оксидированием

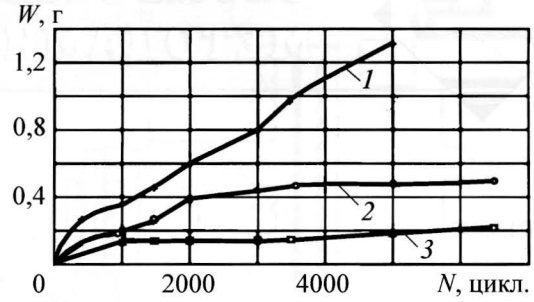



**Рис. 7. Зависимость массового износа *W* колец синхронизатора от числа циклов *N* синхронизации:**
*1* – серийное кольцо; *2* – кольцо с молибденовым покрытием (технология Sulzer Metco); *3* – кольцо с покрытием $Ni–Cr_{23}C_6$ (технология ТГУ)

в 2...3 раза, при этом линейный износ *l* контртел (поршневых колец) уменьшается (см. рис. 6). Значительное снижение массового износа *W* показывают кольца синхронизатора (см. рис. 7) при сохранении фрикционных свойств за счет нанесения одностороннего упрочняющего покрытия. В результате их долговечность возрастает с 3500 до 20 000 циклов включения.

Представленные технологии позволяют не только успешно восстанавливать изношенные детали машин, но и существенно улучшать эксплуатационные свойства поверхности по сравнению с исходными. Кроме того, возможно создание целого комплекса свойств деталей.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. **Пат. 5080056 США, МКИ F 02 F 1/00.** Thermally sprayed aluminium-bronze coatings on aluminum engine bores / M. Kramer, Ch.J. Rivard, F.A. Koltuniak; заявитель и патентообладатель General Motors Corp. № 701898; заявл. 17.05.91; опубл. 14.01.92; НКИ 123/193.

2. **Разработка** технологии и оборудования получения износостойких покрытий на деталях автомобиля из цветных сплавов: отчет о НИР / Тольятти, 2003. 210 с.

3. **Пат. 2238346 РФ.** Способ газотермического напыления / М.В. Гончаров, В.С. Гончаров, В.А. Леднев, И.В. Демидов.

4. **Пат. 2245938 РФ.** Способ газотермического нанесения покрытий на внутренние поверхности отверстий / М.В. Гончаров, В.С. Гончаров, М.М. Криштал.

**Уважаемые читатели!**

Продолжается подписка

***на научно-технический и производственный журнал "УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"***

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

*Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:*

***Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,***
***ОАО "Издательство "Машиностроение"***
***Тел.: (495) 269-66-00 (отдел реализации), (495) 268-40-77 (редакция);***
***e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru***

УДК 621.9.047

**М.М. Матлин, Н.Г. Дудкина, А.Д. Дудкин** *(Волгоградский ГТУ)*

# Особенности формирования упрочненного слоя при электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием

*Изложен современный способ электромеханической обработки с ударным силовым воздействием. Проанализированы экспериментальные данные о микротвердости поверхностных слоев углеродистых сталей, подвергнутых электромеханическому упрочнению с ударом. Рассмотрены некоторые отличительные особенности тонкой структуры упрочненного поверхностного слоя ("белого слоя") материала, полученного в области импульсного температурно-силового воздействия.*

*The modern method of electromechanical treatment with shock power effort is considered. Experimental data of the microhardness in the surface layers of different-type steels subjected to electromechanical hardening with shock power are given and analyzed. Some specific features of the fine structure of the strengthened surface layer ("white layer") formed in the region of pulse temperature-force effect.*

Современные совмещенные процессы поверхностного упрочнения деталей машин являются эффективными технологиями, обеспечивающими требуемое качество изделия и позволяющими наиболее полно реализовать потенциал механических и эксплуатационных характеристик материала благодаря формированию в его поверхностном слое уникальных структурно-фазовых состояний.

К таким методам относится *электромеханическая обработка* (ЭМО), которая заключается в пластическом деформировании металла при его одновременном интенсивном нагреве в ходе пропускания электрического тока большой силы и низкого напряжения через зону контакта деформирующего инструмента с обрабатываемой поверхностью [1, 2]. При этом ЭМО основана на использовании разных по своей природе процессов – теплового и деформационного, совмещенных в зоне обработки и оказывающих взаимное влияние. На рис. 1 представлена схема возможных сочетаний теплового и силового воздействий в ходе ЭМО, которые реализуются при использовании постоянного или переменного тока; статического или импульсного пластического деформирования; синхронного или асинхронного приложения ударных и электрических (тепловых) импульсов с запаздыва-

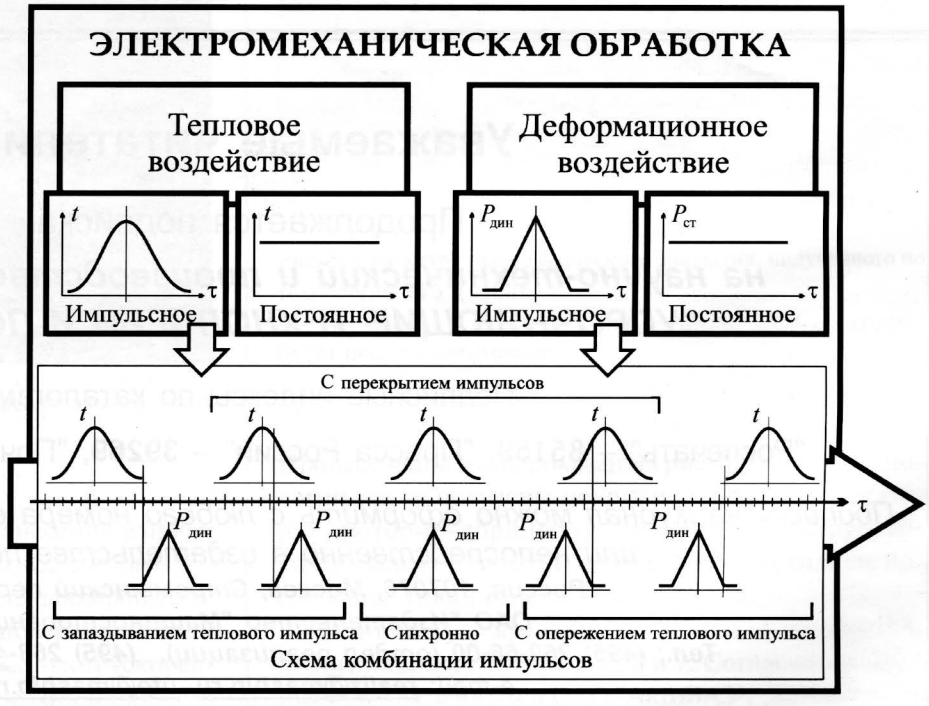



**Рис. 1. Схема сочетаний теплового и деформационного воздействий при ЭМО**

нием или опережением рабочих импульсов относительно друг друга; варьированием числа (частоты) ударных импульсов за длительность одного электрического.

Наибольшая интенсивность температурно-силового воздействия на материал достигается при использовании электромеханической обработки с динамическим (ударным) приложением деформирующего усилия (ЭМО с ударом) [3]. В этом случае одновременно с пропусканием переменного электрического тока через зону контакта инструмента с деталью инициируются ударные силовые импульсы, синхронные с импульсами электрического тока; при этом их длительность и частота равны длительности и частоте электрических импульсов. Плотность тока, а следовательно, температура нагрева максимальны в момент приложения ударного импульса. Такое изменение способа подвода энергии в зону обработки сопровождается существенным повышением скорости тепловых и деформационных процессов, и создаются условия для увеличения количества энергии динамического воздействия, затрачиваемого на пластическое деформирование, в сравнении с традиционным методом ЭМО со статическим действием контактной нагрузки.

Рассмотрим специфические особенности тонкой структуры упрочненного поверхностного слоя углеродистых сталей, полученной в области импульсного температурно-силового воздействия при электромеханической обработке с ударом.

Исследования проводили на плоских образцах (пластинах толщиной 10...15 мм) из углеродистых сталей марок 45 и У8 в нормализованном исходном состоянии, подвергнутых ЭМО с однократным (точечным) приложением температурно-силового импульса. Выбор стали для исследования определялся прежде всего возможностью получения на ней бесструктурного мартенсита "белого слоя" определенного химического состава.

Ударное (динамическое) нагружение осуществляли по схеме, показанной на рис. 2, с использованием установки РЦС-403У4 (регулятор цикла сварки) для автоматического регулирования времени и последовательности операций, обеспечивающей синхронное включение тока с его плавным регулированием и установкой различных временных выдержек. Плотность тока $j$ варьировалась от 300 до 400 А/мм$^2$. Длительность импульса электрического тока устанавливали равной длительности ударного импульса $\tau = 1\cdot10^{-4}$ с.

Необходимо подчеркнуть, что в случае статического нагружения инструмента при ЭМО наибольшая толщина упрочненного слоя ($h_{уп} \approx 1$ мм) достигается при плотности тока 1600 А/мм$^2$ [2]; при этом

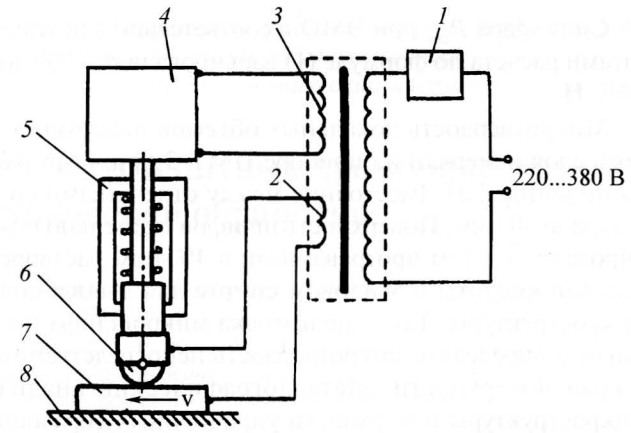



**Рис. 2. Схема установки для ЭМО с ударным приложением деформирующего усилия:**
*1* – блок управления; *2*, *3* – рабочая обмотка и управляющий контур силового трансформатора; *4* – генератор импульсов; *5* – динамометрический корпус деформирующего электрода-инструмента; *6* – деформирующий электрод-инструмент; *7* – обрабатываемая деталь; *8* – стол станка

дальнейшее увеличение плотности тока вызывает некоторое уменьшение $h_{уп}$.

Ударное нагружение инструмента обеспечивает достижение более высоких значений $h_{уп}$ при значительно меньших плотностях тока. При этом необходимую силу удара можно вычислить по формуле, аналогичной известной зависимости С.Г. Хейфеца:

$$P_{дин} = 2\sigma_{т.дин} h_{уп}^2, \quad (1)$$

где $\sigma_{т.дин}$ – динамический предел текучести материала упрочняемой детали.

Формула (1) базируется на результатах работы [4], в которой экспериментально установлено, что и при статическом ($P_{ст}$), и при ударном ($P_{дин}$) нагружении глубина распространения пластической деформации под инструментом однозначно определяется глубиной восстановленного отпечатка, а скоростные зависимости предела текучести и пластической твердости (ГОСТ 18835–73) аналогичны.

Таким образом, динамический предел текучести $\sigma_{т.дин}$ можно вычислить по статическому пределу текучести $\sigma_{т.ст}$ и динамическому коэффициенту твердости $\eta_{НД}$:

$$\sigma_{т.дин} = \sigma_S \eta_{НД}. \quad (2)$$

Согласно [5]

$$\eta_{НД} = 0{,}5\left(1 - \frac{137v_0}{НД} + \sqrt{1 + \frac{2250v_0}{НД}}\right), \quad (3)$$

где $v_0$ – начальная скорость соударения.

Силу удара $P_{дин}$ при ЭМО в соответствии с результатами расчета по формуле (1) варьировали от 1000 до 2000 Н.

Микротвердость локальных объемов поверхностного слоя измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 Н. Расстояние между отпечатками составляло 30 мкм. Поверхность шлифов тщательно полировали, а затем протравливали в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте для выявления микроструктуры. Такая подготовка микрошлифа позволяла определять микротвердость непосредственно у края поверхности. Металлографический анализ микроструктуры поверхности упрочненных образцов проводили на микроскопе МИМ-3 при увеличении ×100.

Исследования микротвердости и металлографический анализ поверхностного слоя, полученного при однократном воздействии совмещенных импульсов, показали, что большой импульс энергии и связанные с этим тепловые эффекты приводят к неоднородности свойств в поверхностных и приповерхностных слоях исследуемых сталей.

На рис. 3 (*а–в*), приведенном на с. 3 обложки, показана микроструктура сталей 45 и У8 после динамической электромеханической обработки с разными режимами упрочнения. В поверхностных слоях всех сталей наблюдается зона "белого слоя", которая при травлении не выявляет структуры (бесструктурный мартенсит). На рис. 3, *а* "белый слой" формируется на поверхности образца, в то время как на рис. 3, *б* "белый слой" формируется в приповерхностной области, которая резко переходит в основную структуру стали с четко выраженной границей между упрочненными и неупрочненными объемами металла. Это объясняется различным сочетанием деформационного и теплового воздействий на обрабатываемую поверхность: при режиме $P_{дин}$ = 2000 Н, $j$ = 300 А/мм$^2$ выделяется такое количество тепловой энергии, которое не успевает отводиться в тело детали, и температура нагрева поверхностного слоя превышает пороговое значение. В результате возникновения большого количества теплоты происходит отпуск закаленной на "белый слой" стали. Кроме того, различные режимы импульсной обработки приводят к наличию или отсутствию полос сдвига в зоне упрочнения. Так, на рис. 3, *а* (см. с. 3 обложки) наблюдается пересечение границ зерен деформационным микрорельефом, а на рис. 3, *в* (сталь У8) фиксируется строчечная структура с полосами сдвига, направление которых совпадает с плоскостью удара.

Экстремальные условия, создаваемые в зоне обработки при импульсном температурно-силовом воздействии в ходе ЭМО с ударом, приводят к возникновению в материале термодинамически неравновесных структур, обусловленных сочетанием дисперсных и метастабильных фаз, повышенной субструктурной и концентрационной неоднородностью, ростом несовершенств кристаллического строения. Подобные эффекты становятся причиной повышенной микротвердости "белого слоя", упрочненного ЭМО с ударом.

Распределение микротвердости по толщине упрочненного поверхностного слоя показано на рис. 3, *г–е* (см. с. 3 обложки). Установлено, что микротвердость $H_\mu$ и толщина упрочненного слоя $h_{уп}$ в значительной степени зависят от режимов обработки – плотности тока $j$ и силы удара $P_{дин}$. В приповерхностных объемах для стали У8 $H_\mu$ = 14...16 ГПа, для стали 45 – $H_\mu$ = 9...11 ГПа, а значение $h_{уп}$ в некоторых случаях может достигать 0,5...1,0 мм.

Таким образом, **изменение характера приложения усилия пластического деформирования (ударное воздействие на поверхность) при ЭМО позволяет повысить интенсивность процесса высокотемпературной деформации и выявить способность металла к дополнительному упрочнению (средний прирост твердости составляет 15...30 %).** При этом высокие скорости и температуры протекающих процессов способствуют фиксации указанных упрочненных структур на большей глубине поверхностного слоя, что невозможно достичь при традиционной статической электромеханической обработке. Полученные результаты показывают, что **ударное электромеханическое упрочнение обладает высокими потенциальными возможностями эффективного управления структурно-фазовыми превращениями при ЭМО благодаря воздействию на обрабатываемую поверхность импульсов заданной формы, амплитуды и продолжительности.**

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Аскинази Б.М.** Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой. Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1989. 196 с.

2. **Электромеханическая** обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В.П. Багмутов, С.Н. Паршев, Н.Г. Дудкина, И.Н. Захаров. Новосибирск: Наука, 2003. 318 с.

3. **Пат. № 2168552 РФ, МПК В 24 В 39/00.** Способ обработки деталей поверхностным пластическим деформированием / Дудкина Н.Г., Федоров А.В., Свитачев С.Ю. 2001. Бюл. № 16.

4. **Гурьев Г.В., Дрозд М.С., Федоров А.В.** Метод твердости для оценки сопротивления стали пластической деформации при ударе: науч. тр. / ВПИ. Волгоград, 1967. С. 383–403.

5. **Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И.** Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.

**Н.В. Камышанченко, И.Н. Кузьменко, М.Н. Роганин**
*(Белгородский государственный университет),*
**И.М. Неклюдов** *(Харьковский физико-технический институт, Украина)*

# Исследование релаксационных процессов в аустенитных хромоникелевых сталях после механико-термической обработки

*Исследованы процессы релаксации, изменения микротвердости и акустической эмиссии аустенитных хромоникелевых сталей, прошедших различную механико-термические обработку (закалка, деформирование при 77 К до $\varepsilon \leq 20$ % и отпуск при 720...820 К без нагрузки и под нагрузкой $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$). Установлено, что старение при напряжении, лежащем в упругой области, аустенитной стали, деформированной при 77 К, сопровождается существенным изменением прочностных свойств. Рассмотрены процессы релаксации, протекающие при деформационном старении и пластическом деформировании аустенитных сталей.*

*The processes of relaxation, a microhardness and an acoustic emission of austenitic chrome-nickel steels, which have passed various mechanical-thermal treatment (a hot-oil quenching, a plastic deformation at the 77 K up to $\varepsilon \leq 20$ % and tempering at the 720...820 K off-load and load aging under $\sigma = 0{,}5\sigma_{0,2}$). It is established that the stress aging (which lay within the elastic area) after a plastic deformation at 77 K of austenitic steel is accompanied by an essential change of a strength properties. The processes of stress relaxation which are flowing at a strain age-hardening and a plastic deformation of austenitic steels are discussed.*

Изменения структуры закаленных аустенитных хромоникелевых сталей 08Х18Н10Т и 12Х18Н10Т в процессе нагружения в упругопластической области при пониженных температурах, осуществляемого в целях изотермического мартенситного превращения и как следствие для перераспределения дефектов в $\alpha$-решетке, приводят к появлению неравномерно распределенных микронапряжений. Это не позволяет более полно использовать ресурс материала в целях улучшения механических характеристик.

О степени неоднородности внутренних микронапряжений в сплаве можно судить по величине изменения напряжений после прекращения активного нагружения. Изменение величин напряжений (релаксация) всегда непосредственно сопутствует нагружению, а также может происходить и после его прекращения, приводя к падению приложенной нагрузки. Если процесс релаксации достаточно полно протекает в ходе нагружения, то к моменту прекращения последнего в металле сохраняются лишь незначительные остаточные внутренние напряжения, релаксация которых проявляется незначительно. Напротив, затрудненность релаксации, сопутствующей нагружению, в условиях низкой подвижности дислокаций приводит к увеличению эффекта релаксации после прекращения нагружения.

Известно, что после прекращения деформирования силы, приложенные к образцу извне, оказываются уравновешенными, и образец находится под действием внутренних сил, определяющих уровень энергии упругой деформации. В дальнейшем происходит постепенный переход упругой деформации в микропластическую, сопровождающуюся падением напряжений в материале. Чем больше градиент внутренних напряжений, тем больше локальные силы, вызывающие микропластическую деформацию образца. Склонность к релаксации связана со степенью неравномерности распределения упругой энергии в теле под нагрузкой и поэтому может служить качественной характеристикой неоднородности внутренних напряжений [1, 2].

На рис. 1 представлены результаты исследования релаксационного процесса образцов из стали 08Х18Н10Т, прошедших различную обработку. Релаксация напряжений наблюдалась у всех образцов независимо от способа обработки. Отпуск под нагрузкой привел к уменьшению величины напряжений (на рис. 1 кривые *1*, *3* и *5* расположены выше кривых *2*, *4* и *6* соответственно). Уменьшение напряжений произошло в результате релаксации локальных "пиковых" напряжений за счет фазовых превращений, перераспределения атомов углерода в мартенсите, а также переноса некоторой части атомов углерода к дислокациям и изменения дислокационной структуры в областях действия "пиковых" напряжений [3, 4].

Предварительная пластическая деформация, вызывая в металле большое количество "свежих" дислокаций высокой подвижности, облегчает протекание релаксации в ходе последующего нагружения. Поэтому после прекращения нагружения уменьшение величин напряжений будет незначительно. Возможным активационным способом уменьшения подвижности дислокаций может быть дополнительный нагрев деформированного металла. Такой технологический процесс способствует закреплению дислокаций атомами примесей внедрения, что и приводит к затруднению релаксации в ходе нагружения и усилению релаксационного эффекта после прекращения нагружения.

Содержание углерода в исследуемых сталях незначительно, поэтому можно предположить, что с повышением температуры подвижность дислокаций возрастет. Это будет способствовать протеканию процесса

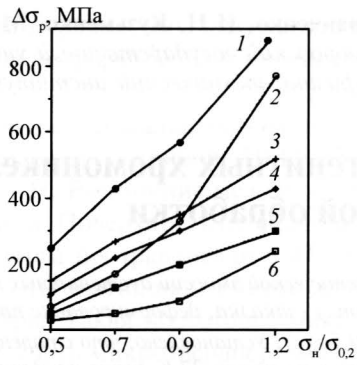



**Рис. 1. Зависимость релаксационного эффекта от приложенного напряжения, температуры испытания и способа обработки образцов:**
*1*, *3* и *5* – закаленных, деформированных при 77 К до $\varepsilon \le 20$ % и отпущенных при 720 К с последующей релаксацией при 770, 820 и 720 К соответственно; *2*, *4* и *6* – закаленных, деформированных при 77 К до $\varepsilon \le 20$ % и отпущенных при 720 К при напряжении $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$ с последующей релаксацией при 770, 820 и 720 К соответственно

релаксации путем микропластических сдвигов, т.е. благодаря возникновению различных структурных изменений. В частности, было установлено аномальное протекание релаксационного процесса в температурной области 720...820 К (рис. 2). При этих же температурах отмечено увеличение содержания α-фазы при одновременном повышении твердости (рис. 3) и величины прироста условного предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ (рис. 4). Увеличение твердости стали 08Х18Н10Т и $\Delta\sigma_{0,2}$ при температуре до 830 К обусловлено в основном процессами старения мартенсита [5], способствующих релаксации внутренних напряжений.

Дальнейшее повышение температуры, приводящее к интенсивному снижению твердости и условного предела текучести, связано, очевидно, с процессом обратного $\alpha \to \gamma$-превращения. Известно, что в аустенитных сталях типа 08Х18Н10Т $\alpha \to \gamma$-превращение начинается при 720...780 К и заканчивается при 820...870 К. Наиболее интенсивный процесс $\alpha \to \gamma$-превращения происходит при температурах 770...820 К, что совпадает с аномальным протеканием релаксационного процесса. Об этом и о процессах старения мартенсита свидетельствует поведение *акустической эмиссии* (АЭ) в этих температурных областях.

В названном интервале температур при напряжениях отпуска, не превышающих $0{,}5\sigma_{0,2}$ в аустенитной хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, подвергнутой программному упрочнению (деформационному старению при определенных режимах), регистрируют отчетливые максимумы суммарного счета АЭ в упругой области $N_{\Sigma}^{0,02}$ (рис. 5, *а*) и в области пластического течения $N_{\Sigma}^{в}$ (рис. 5, *б*). Методика регистрации и обработки сигнала АЭ описана в работе [6].

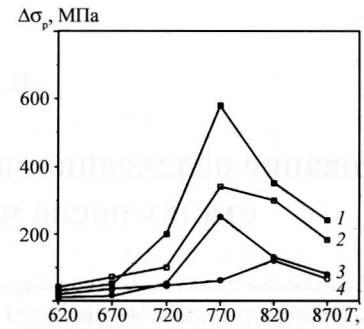



**Рис. 2. Зависимость релаксации напряжения $\Delta\sigma_р$ от температуры испытания образцов *T*:**
*1* и *3* – закаленных, деформированных при 77 К и отпущенных при 720 К с последующей релаксацией при $\sigma_н = 0{,}9\sigma_{0,2}$ и $0{,}5\sigma_{0,2}$; *2* и *4* – закаленных, деформированных при 77 К и отпущенных при 720 К и $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$ с последующей релаксацией при $\sigma_н = 0{,}9\sigma_{0,2}$ и $0{,}5\sigma_{0,2}$ соответственно

Вероятнее всего, немонотонная зависимость суммарной АЭ от температуры отпуска связана с процессами карбидообразования в ходе старения мартенсита, релаксации внутренних напряжений и обратным $\alpha \to \gamma$-превращением. Интенсивность АЭ при упругих и пластических деформациях возрастает за счет процессов разрушения формирующихся карбидов [7], вдоль границ которых сосредоточены значительные внутренние напряжения, и перераспределения роли вязкого и хрупкого разрушения образцов. Последнее связано, в частности, с высокой концентрацией дефектов во вторичном аустените, что приводит к замедлению процесса пластического деформирования. Склонность к более хрупкому разрушению проявляется в уменьшении деформации, соответствующей снижению нагрузки на деформационной кривой, а предел прочности $\sigma_в$ в указанном температурном интервале достигает максимального значения.

Механические характеристики стали 12Х18Н10Т, подвергнутой механико-термической обработке, изменяются аналогично параметрам стали 08Х18Н10Т.

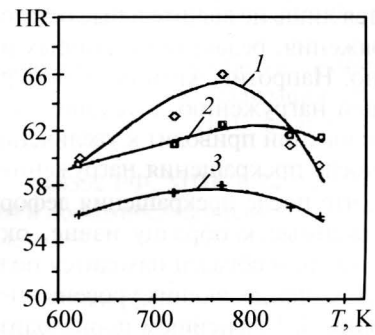



**Рис. 3. Зависимость твердости HR образцов из стали 08Х18Н10Т от температуры отпуска *T*:**
*1* – под нагрузкой при $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$; *2* – прошедших дополнительно деформирование при 77 К до $\varepsilon \le 20$ % с отпуском при 720 К; *3* – термически обработанных

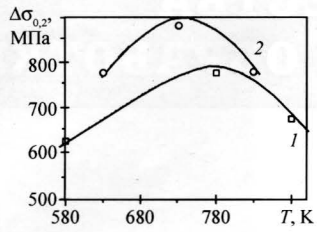



**Рис. 4. Зависимость прироста предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ образцов стали 08Х18Н10Т от температуры старения *T*:**
*1* – без нагрузки; *2* – под нагрузкой с $\sigma_н = 0{,}5\sigma_{0,2}$

Достаточно важную роль в релаксационных процессах аустенитных сталей, подвергнутых деформационному старению, играет наследование дефектов кристаллического строения при мартенситном превращении в процессе термомеханической обработки. Наследование мартенситом тонкой структуры аустенита в ходе прямого мартенситного превращения неоднократно подтверждалось электронно-микроскопическими исследованиями. В работе [8] показано, что дислокационная структура (субзеренная или ячеистая), созданная в аустените, переходит после термомеханической обработки в мартенсит с сохранением размера субзерен или ячеек и приблизительным сохранением углов разориентировки. Наследование субструктуры при мартенситном превращении наблюдалось в различных сталях и сплавах с разной морфологией мартенсита. Изменение кристаллографической ориентировки субграниц при переходе из аустенита в мартенсит аналогично изменению направления рисок на поверхности шлифа, что объясняется сдвиговым характером мартенситного превращения.

При обратном $\alpha \to \gamma$-превращении в процессе нагрева, если оно происходит по сдвиговому механизму, также должно иметь место наследование дислокационной структуры. Наследование структуры $\alpha$-фазы при обратном мартенситном превращении влияет на создание фазового наклепа аустенита, особенно при двойном мартенситном $\gamma \to \alpha \to \gamma$-превращении [9].

Таким образом, старение при напряжении, лежащем в упругой области, аустенитной стали, деформированной при 77 К, сопровождается существенным изменением прочностных свойств, в том числе и релаксационных.

На основании полученных данных можно предположить, что деформационное старение при напряжении $0{,}5\sigma_{0,2}$ и температуре 720...820 К приводит к более эффективному снижению градиента внутренних напряжений путем развития микропластических деформаций. Этот режим обработки аустенитной хромоникелевой стали можно считать оптимальным, так как механические характеристики в указанных пределах достигают наибольших значений.

Таким образом, **процесс АЭ чувствителен к наличию и величине внутренних напряжений в материале, поэтому анализ его параметров может быть успешно использован для определения оптимальных режимов механико-термической обработки аустенитной стали.**

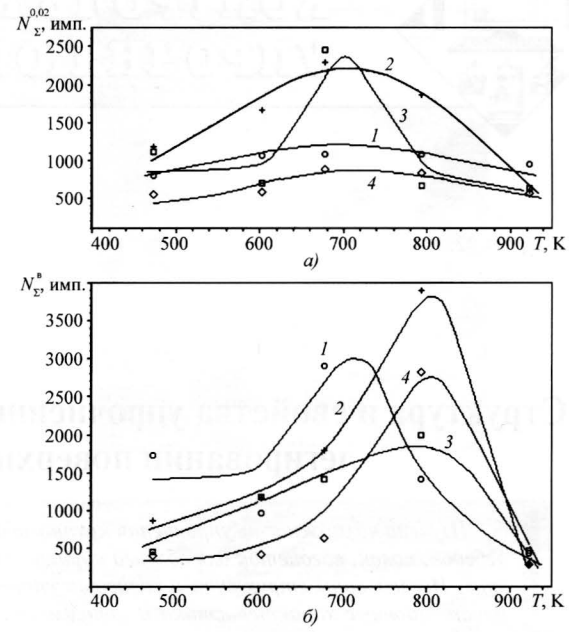



**Рис. 5. Зависимость суммарной АЭ от температуры отпуска в образцах из стали 12Х18Н10Т, прошедших закалку (ГОСТ 5582–72), деформирование при 77 К до 20 % и отпуск под нагрузкой с $\sigma_н$:**
*1* – без нагрузки; *2* – $0{,}15\sigma_{0,2}$; *3* – $0{,}225\sigma_{0,2}$; *4* – $0{,}3\sigma_{0,2}$

## ЛИТЕРАТУРА


1. **Саррак В.И., Шубин В.И.** О влиянии скорости испытания на сопротивление пластической деформации железа разной чистоты // Физика металлов и металловедение. 1968. Т. 26. Вып. 2. С. 337–341.
2. **Саррак В.И., Шубин В.И., Энтин Р.Н.** Неоднородное распределение внутренних напряжений и склонность стали к хрупкому разрушению // Физика металлов и металловедение. 1970. Т. 29. Вып. 1. С. 143–149.
3. **Саррак В.И., Суворова С.О., Энтин Р.Н.** Отпуск под нагрузкой конструкционных сталей // Физика металлов и металловедение. 1970. Т. 30. Вып. 6. С. 1221–1227.
4. **Рожкова С.Б., Осинцева А.Л.** Механические свойства аустенитных сталей после низкотемпературной деформации и отпуска // Металловедение и термическая обработка металлов. 1975. № 2. С. 63–66.
5. **Ужевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 582 с.
6. **Роганин М.Н.** Методика обработки сигналов акустической эмиссии на компьютере // Изв. ТРТУ. 2006. № 5. С. 114–118.
7. **Ильина С.Г., Забильский В.В., Мерсон Д.Л.** Акустическая эмиссия вблизи предела текучести отпущенных сталей // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 83. Вып. 5. С. 143–151.
8. **Козлова А.Г., Ужевский Л.М.** Наследование мартенситом субграниц, существующих в аустените конструкционной стали // Физика металлов и металловедение. 1974. Т. 37. Вып. 1. С. 218–220.
9. **Фазовый** наклеп аустенитных сплавов на железоникелевой основе / К.А. Малышев, В.В. Сагарадзе, И.П. Сорокин и др. М.: Наука, 1982. 260 с.

УДК 621.791.92.

**А.Н. Тарасов, В.А. Макарский, Н.Р. Павловский**
*(ОКБ "Факел", Калининград)*

# Структура и свойства упрочненных слоев при электроимпульсно-дуговом легировании поверхности сталей ферросплавами

*Изучена возможность упрочнения крупногабаритных деталей шнековых дробилок, барабанов грузоподъемных лебедок, полок, вагонеток для обжига кирпича электроимпульсно-дуговым легированием ферробором и феррохромом. Исследованы структура и свойства упрочненных слоев на малоуглеродистых сталях, определены их эксплуатационные характеристики в зависимости от условий легирования.*

*The opportunity of strengthening of large-sized details crushers, trolleys of roasting of a brick, electricpulsearc alloying by ferrobor and ferrochrom is investigated. Structure, properties of layers on small carbon stells, operational characteristics of layers depending on conditions alloying are researched.*

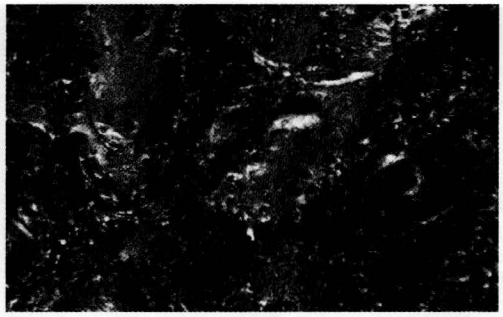
Контактную и эрозионную стойкость поверхностей деталей и инструмента можно существенно повысить путем электроискрового легирования с формированием слоев толщиной 100...200 мкм на установках типа "Элитрон", ЭФИ-46 серийного производства [1–4]. Для упрочнения и восстановления крупногабаритных, массивных деталей тяжелого машиностроения, судостроения наиболее применимы способы газопламенного напыления, наплавки под слоем флюса, электродуговой наплавки, в том числе самораспространяющийся высокотемпературный синтез, позволяющие получать более толстые износостойкие покрытия, прочно связанные с основой [5–8].

В ОКБ "Факел" в рамках конверсионных программ сотрудничества с Калининградским ГТУ проведены исследования структуры и свойств глубоких поверхностных слоев, получаемых электроимпульсно-дуговым легированием двумя видами ферросплавов, преимущественно при проведении ремонта и восстановлении крупногабаритных деталей на предприятиях региона.

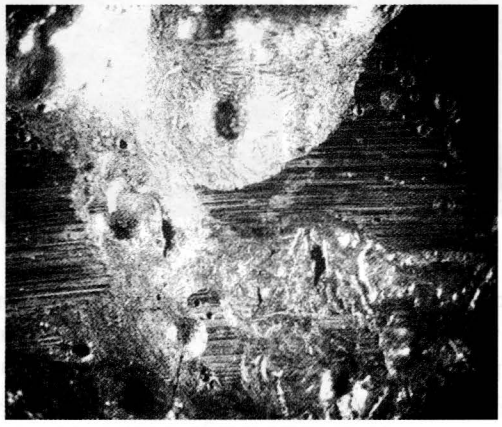
Образцы для металлографии макро- и микроструктуры, измерения микротвердости, испытаний механических свойств, определения износостойкости, для технологических проб на перегиб по специальным методикам [9, 10] подвергали электроимпульсно-дуговому легированию ферробором и феррохромом с использованием мощного тиристорного генератора ТГ-250-0,15 (мощность 250 кВт, рабочая частота 0,15 кГц). Одновременно проводили упрочнение валов, тормозных барабанов портовых подъемных кранов, судовых лебедок, измельчителей камнедробилок, плугов, используя ферробор и феррохром по ГОСТ 14021.1–78, с креплением ферросплавов в специальных электрододержателях. На рис. 1 приведена макроструктура плоских образцов после упрочнения по разным схемам.

Степень оплавления и диаметр лунок, кратеров, пикообразных пятен поверхностного взаимодействия ферросплавов и стали варьировали изменением подаваемой удельной мощности, частоты высокочастотных импульсных касаний поверхности электродом. Перекрытие зон оплавления изменяли перемещением электродов в двух координатах. В табл. 1 приведены режимы и условия формирования рельефов на образцах и деталях при *электроимпульсно-дуговом легировании* (ЭИДЛ) с использованием указанного генератора.

Подготовку и вырезку образцов для металлографического анализа, изучения макроизломов слоя проводили путем фрезерования отрезными и концевыми фрезами с прорезанием основного металла до упрочненного слоя. Для измерения твердости и микротвердости послойно шлифовали образцы в косом срезе и последовательно в поперечном сечении слоев на плоскошлифовальных станках мягкими крупнозернистыми кругами. На рис. 2 показаны послойный срез со следами измерения твердости и фрактограмма



*а)*



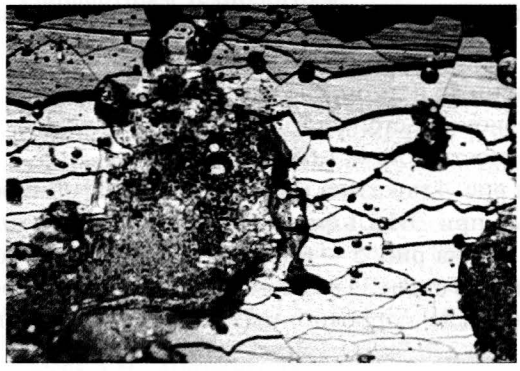
*б)*

**Рис. 1. Макроструктура рельефной поверхности после электроимпульсно-дугового упрочнения стали 35:**
*а* – феррохромом (×1,2); *б* – ферробором (×4)

растрескивания слоя при испытании на перегиб с надрезом по основному металлу.

Коррозионная стойкость наплавленных слоев FeB и FeCr без механической обработки и после послойного шлифования упрочненного слоя оценивали по изменению массы образцов после выдержки в течение 144...288 ч в атмосфере с влажностью 98 % над 10%-ным водным раствором NaCl. Износостойкость

*а)*



*б)*

**Рис. 2. Макроструктура (×2,5) слоя, легированного ферробором, со следами измерения твердости HRA (*а*) и характер излома (×4) слоя феррохрома без шлифования (*б*)**

оценивали при скоростном трении образцов с покрытиями в контакте со шлифовальными шкурками разной зернистости на станках "Нерис". Рисунок 3 отражает изменение микротвердости H и твердости HRA по толщине наплавленного слоя *h*; в табл. 2 приведены прочностные характеристики, а также данные,

*Таблица 1*

| Подготовка к поверхностному легированию*1 | Режимы обработки | Характер формируемых зон оплавления*2 | |
|---|---|---|---|
| | | FeB | FeCr |
| Сталь 35, абразивно-струйная обработка карбидом кремния, импульсно-дуговое нанесение из крупнокусковых ферросплавов | Подаваемая мощность 200 кВт, пятнистое оплавление с перекрытием 30...40 % | Наплывы диаметром 3...5 мм, высотой 0,3...0,4 мм | Зоны оплавления диаметром 15...20 мм, высотой 0,4...0,5 мм |
| Сталь 25, токарная обработка (*Ra* = 0,9...1,2 мкм), импульсно-дуговое легирование дроблеными ферросплавами | Подаваемая мощность 100 кВт, пиковое оплавление, непрерывно-последовательное с перекрытием до 20 % | Мелкие пятна диаметром 1,5...2,5 мм, высотой до 0,25 мм | Зоны оплавления диаметром 6...7 мм, высотой до 0,3 мм |

*1 Стальные листовые заготовки образцов-свидетелей толщиной 5,5...6,0 мм.

*2 Для тормозных барабанов, валов и шнеков сканирование по образующим с шагом 5...8 мм.

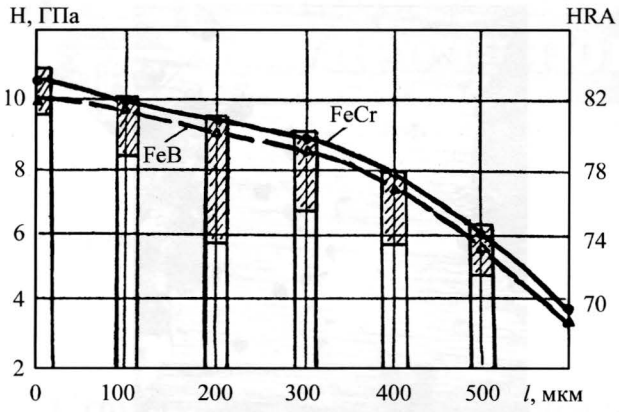
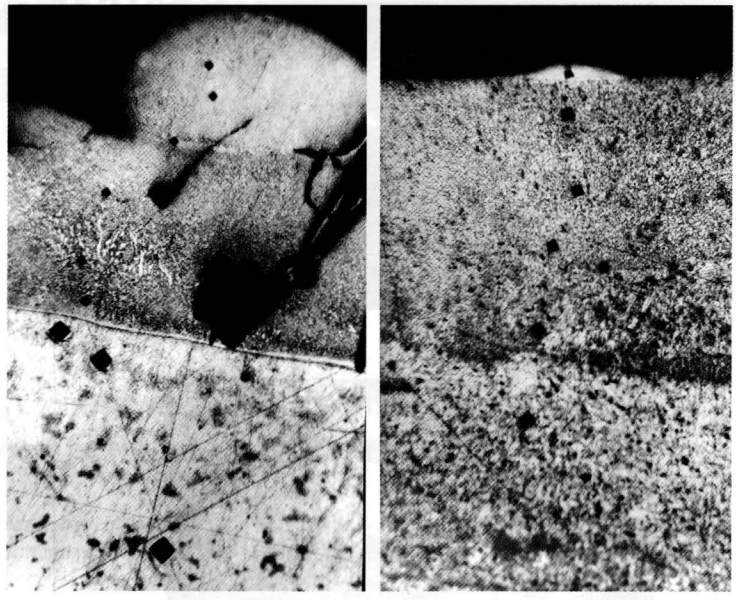



**Рис. 3. Кривые изменения микротвердости H по высоте *l* пиков оплавления при легировании поверхности стали 35 и накопленные значения твердости HRA пятен оплавления**



*а)* *б)*

**Рис. 4. Микроструктура (×150) слоев, легированных феррохромом (*а*) и ферробором (*б*)**

полученные при определении износостойкости, коррозионной стойкости, при нанесении слоев на поверхность с $Ra$ = 1,65...2,0 мкм.

На рис. 4 показана микроструктура сформированных при ЭИДЛ ферробором и феррохромом стали 35, на рис. 5 – поверхность легированной FeCr и FeB стали 35 в косом срезе по слою легирования после коррозионных испытаний в течение 288 ч.

В результате исследований и испытаний установлено, что при ЭИДЛ поверхности углеродистых сталей ферробором и феррохромом при высоких удельных мощностях, подаваемых в зоны контакта, формируются слои легирования в виде пятен оплавления с пикообразными и шаровидными участками оплавления. При этом с ростом подводимой мощности и диаметра пятна контакта наблюдается образование микротрещин и пор, особенно при легировании феррохромом (см. рис. 4, *а*). Вместе с тем прочность связи полученных слоев с основой стабильно высокая; сколов, отслоений и следов выкрашивания не наблюдается при перегибе на углы 90...120°. Формирующиеся слои имеют повышенные износо- и трещиностойкость (см. табл. 2). Так, при нагреве до 980...1000 °С с охлаждени-

*Таблица 2*

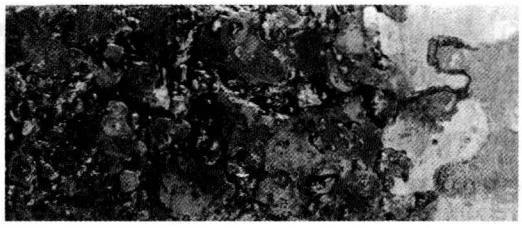
| Вид и параметры ЭИДЛ; удельная мощность; толщина слоя | Твердость HV/HRA*1 | | Прочность связи слоя с основой, МПа; характер разрушения | Коррозионная стойкость*2, г/(см²·ч) | Относительная износостойкость*3, % | Твердость наплавленного слоя HV*4 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | пятен, пиков оплавления (послойно) | переходных зон перекрытия | | | | |
| Точечное легирование ферробором; 50 кВт/см²; 1,2 мм | 1080/83<br>830/82<br>760/81<br>640/79 | 430/72 | 410...450; зонное растрескивание слоя | $2{,}4\cdot10^{-5}$ | 0,7...0,8 | 770...817 |
| Легирование феррохромом с перекрытием 50 %; 70 кВт/см²; 0,9 мм | 1140/85<br>907/82<br>770/81<br>650/79 | 360/70 | 460...480; трещины на слое без сколов | $1{,}3\cdot10^{-5}$ | 0,8...0,9 | 810...840 |

*1 Без шлифования и после снятия шлифованием слоя толщиной 0,4 мм.

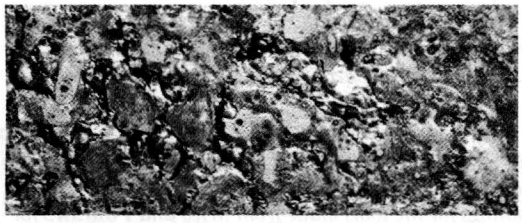
*2 Над 10%-ным водным раствором NaCl, влажность 98 %.

*3 При шлифовании электрокорундом на диске ($n$ = 360 мин$^{-1}$) в сравнении с закаленной сталью 9ХС (58 HRC).

*4 После выдержки при $t$ = 680 °С, $\tau$ = 2 ч.



*а)*



*б)*

**Рис. 5. Поверхность стали 35, легированной феррохромом (*а*) и ферробором (*б*), после коррозионных испытаний**

ем в воде не наблюдается хрупкого отслаивания от основы при 20...50 теплосменах. Коррозионная стойкость в атмосфере NaCl при легировании феррохромом выше, чем ферробором, а износостойкость при абразивном трении в обоих случаях достигает 0,7...0,9 в сравнении с закаленной инструментальной сталью. Коррозионная стойкость переходных зон между пятнами легирования несколько ниже, чем зон избыточных оплавленных ферросплавов.

На основании полученных данных были выбраны оптимальные технологические схемы электроимпульсно-дугового легирования и последующей обработки восстанавливаемых и упрочняемых деталей в зависимости от их назначения и условий последующей эксплуатации.

Так, детали шнековых дробилок и диспергаторов, а также смесителей шликеров керамических масс после ЭИДЛ феррохромом целесообразно использовать без проведения шлифования и механической обработки.

Детали типа тормозных барабанов подъемных устройств, фрагменты лемехов плугов после упрочнения следует подвергать шлифованию со снятием избыточных пиков оплавления до переходных к подслою зон при обеспечении шероховатости не более $Ra$ = = 0,6...0,8 мкм.

Оснастку, приспособления и крупногабаритный инструмент объемного деформирования, вырубки листовых стальных заготовок после электроимпульсно-дугового легирования можно шлифовать до выравнивания рабочих поверхностей с минимальным снятием металла в зонах перекрытия.

Оптимальными способами подготовки поверхностей перед ЭИДЛ являются абразивно-струйная обработка карбидом кремния и механическая обработка до $Ra$ = 1,5...2,5 мкм.

Производственные испытания упрочненных деталей в условиях мелкосерийного производства показали возможность повышения эксплуатационных характеристик восстановленных деталей до уровня штатных. В отдельных случаях их ресурс возрастает в 1,2...1,5 раза в сравнении с деталями, изготовленными по стандартным технологиям.

## ЛИТЕРАТУРА


1. **Тарасов А.Н., Макарский В.А., Колина Т.П.** Электроискровое легирование стали 10880 для ЭРД МТ и технологических источников плазмы // Сб. материалов Собрания металловедов России. Ч. 1. Пенза, 1998. С. 38–41.

2. **Самсонов Г.В.** Электроискровое легирование металлических поверхностей. Киев: Наук. думка, 1976. С. 217.

3. **Порошковая** металлургия и напыление покрытий / Г.В. Анфицеров, Л.К. Бобров, Л.К. Дружинин и др. М.: Металлургия, 1987. С. 792.

4. **Тарасов А.Н., Шевченко П.Р.** Формирование эрозионно-стойких покрытий магнитопроводов плазменных двигателей // Перспективные материалы. 2001. № 1. С. 64–69.

5. **Хромов В.Н., Коренев В.Н.** Технология подготовки поверхности деталей перед газопламенным напылением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 9. С. 3–6.

6. **Громыко А.Г.** Восстановление крупногабаритных деталей автоматической наплавкой под слоем керамического и плавленого флюса // Технология металлов. 2003. № 2. С. 17–20.

7. **Наплавочные** сплавы для повышения износостойкости рабочих поверхностей / А.К. Прыгаев, Г.М. Сорокин, А.П. Ефремов и др. // Вестн. машиностроения. 2006. № 9. С. 46–49.

8. **Балдаев Л.Х., Шестеркин Н.Г., Лупанов В.А.** Особенности процессов высокоскоростного газопламенного напыления // Технология машиностроения. 2005. № 3. С. 31–34.

9. **Schwetzke R., Krommer W.** Moglichkeiten zur Optimierung und Beuerteilung der Schichtenligenschaften // Tagung. Conf. Proc. Erding, 1997. S. 22–23.

10. **Тарасов А.Н., Королева Т.Ф.** Подготовка макро- и микрошлифов сварных соединений деталей плазменных двигателей для металлографии // Свар. пр-во. 2001. № 9. С. 30–33.

**В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов** *(Ульяновский ГТУ)*

# Математическое описание процессов трещинообразования в износостойких покрытиях режущего инструмента*

*Для анализа физико-механических свойств покрытия при их проектировании разработана методика математического описания процессов трещинообразования, которая позволяет прогнозировать эффективность применения покрытий инструментов в процессе резания. Приведены результаты расчетов параметров трещиностойкости покрытий TiN для инструментов из МК8 и Р6М5К5 при точении заготовок из стали 30ХГСА, подтверждающие теоретические расчеты.*

*The technique of the mathematical description of cracking processes for the analysis of physicomechanical properties of a coating at their designing, which allows to predict effciency of application of coatings of tools during cutting is developed. Results of calculations of crack growth resistance parameters of TiN coatings for the tools made from MK8 and P6M5K5 for turning the workpieces from steel 30ХГСА are given, confirming theoretical calculations.*

Разрушение *износостойких покрытий* (ИП) в процессе резания происходит в результате образования в них трещин, причинами возникновения которых могут служить адгезионно-усталостные процессы, переменные теплосиловые нагрузки и пластическая деформация режущего клина. Наличие трещин ослабляет покрытие, способствует вырывам микрообъемов его материала и обнажению инструментальной основы [1]. В связи с этим актуальна задача исследования механизма трещинообразования и получения математических зависимостей, связывающих указанные процессы со свойствами материалов покрытий и параметрами процесса резания.

Процесс *усталостного разрушения материала* можно разбить на два этапа [2]. *Первый этап*, называемый инкубационным периодом (или периодом зарождения трещины), связан с зарождением исходной микротрещины (нескольких микротрещин); при этом исходная микротрещина при приложении циклической нагрузки не растет. *Второй этап* характеризуется ростом наиболее опасной трещины до критических размеров, после чего происходит катастрофическое разрушение материала. Механизмы, объясняющие рост трещины при переменных нагрузках, были предложены в работах Макклинтока, Лейрда, Смита и др.

Для определения скорости роста трещины в ИП можно использовать теоретическую зависимость Г.П. Черепанова [2]

$$\frac{dl}{dN_ц} = \frac{\beta}{2K_{1Сп}^4}(K_{max}^4 - K_{min}^4), \qquad (1)$$

где $l$ – длина трещины, м;

$\beta$ – постоянная материала ИП, м;

$N_ц$ – число циклов нагружения, за которое исходная зародышевая микротрещина длиной $l_0$ дорастет до критической $l_{кр}$ и произойдет разрушение ИП;

$K_{1Сп}$ – вязкость разрушения материала ИП, Па·м$^{0,5}$;

$K_{max}$ и $K_{min}$ – соответственно наибольшее и наименьшее значение коэффициента интенсивности напряжений за цикл нагружения, Па·м$^{0,5}$.

Решение дифференциального уравнения (1) позволяет определить число циклов нагружения $N_ц$. Для этого необходимо рассчитать: длины исходной зародышевой $l_0$ и критической $l_{кр}$ микротрещин; коэффициент интенсивности напряжений $K_{1C}$ и вязкость разрушения $K_{1п}$; постоянную материала $\beta$; напряжения, действующие в ИП.

Размер исходной зародышевой микротрещины $l_0$ можно рассчитать по методике Ю.Я. Мешкова [3]. Длина микротрещины связана с числом дислокаций $n$, вошедших в полость трещины, и определяется следующим соотношением:

$$l_0 = \frac{n^2 b^2 E}{16\pi(1-\nu^2)\gamma}, \qquad (2)$$

где $b$ – вектор Бюргерса, м;

$\gamma$ – удельная поверхностная энергия материала ИП, Дж/м$^2$ [4]:

$$\gamma = \frac{Eb}{8\pi(1-\nu^2)}; \qquad (3)$$

$E$ и $\nu$ – соответственно модуль упругости, Па, и коэффициент Пуассона материала ИП.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 2006–2008 гг. (№ 06-08-00400) "Теоретическое и экспериментальное исследование закономерностей разрушения многоэлементных покрытий режущего инструмента".

Подставив выражение (3) в соотношение (2), получим

$$l_0 = n^2 \frac{b}{2}. \quad (4)$$

Число дислокаций $n$, как показано в работе [3], составляет небольшую долю $\alpha$ общего числа $N_д$ дислокаций в скоплении:

$$n = \alpha N_д, \quad (5)$$

где $\alpha$ = 0,2...0,27.

Число $N_д$ дислокаций в скоплении, задержанном границей зерна, определим по формуле Эшелби–Франка–Набарро [5]:

$$N_д = \frac{2\pi(1-\nu^2) L_{ск} \tau_{эфф}}{bE}, \quad (6)$$

где $L_{ск}$ – длина линии скольжения, м, равная размеру зерна $d_з$;

$\tau_{эфф}$ – эффективное напряжение сдвига, Па.

Эффективное напряжение сдвига, необходимое для слияния двух головных дислокаций в зародыш микротрещины [3],

$$\tau_{эфф} = \frac{E}{2(1+\nu)}\sqrt{\frac{b}{25\pi(1-\nu)d_з}}. \quad (7)$$

Подставив выражение (7) в формулу (6), получим

$$N_д = \sqrt{\frac{\pi(1-\nu)d_з}{25b}}. \quad (8)$$

Вектор Бюргерса $b$ для кристаллических структур с ГЦК-решеткой

$$b = \frac{a}{\sqrt{2}}, \quad (9)$$

где $a$ – период кристаллической решетки материала ИП, нм.

Таким образом, вычислив значения $n$ и $b$, по формуле (4) можно определить длину исходной зародышевой трещины.

Результаты расчета данной величины для износостойкого покрытия TiN: $a$ = 0,4235 нм; $b$ = 0,2995 нм; $l_0$ = 0,599 нм.

Учитывая, что рост трещины в ИП происходит в направлении, перпендикулярном к границе раздела ИП–инструментальная основа, за критическую длину трещины $l_{кр}$ можно принять толщину покрытия $h$.

Для оценки процесса разрушения хрупкого тела в механике разрушения используют критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{1C}$. В то же время хрупкому разрушению всегда предшествует пластическая деформация [6], влияние которой учитывает вязкость разрушения $K_{1Cп}$. Критический коэффициент интенсивности напряжений можно определить по формуле [7]

$$K_{1C} = \frac{\sigma_{теор}}{2K}\sqrt{\frac{a\pi}{2(1-\nu^2)}}, \quad (10)$$

где $\sigma_{теор}$ – теоретический предел прочности кристалла, Па;

$K \approx 0{,}107$ – коэффициент, учитывающий нелинейность эффектов для предельно напряженного состояния в конце трещины и среду ее распространения.

Согласно работе [8]

$$\sigma_{теор} = \frac{E}{4\pi(1-\nu^2)}. \quad (11)$$

Подставив выражение (11) в формулу (10), получим

$$K_{1C} = \frac{E}{8K(1-\nu^2)}\sqrt{\frac{a}{2\pi(1-\nu^2)}}. \quad (12)$$

Вязкость разрушения $K_{1Cп}$ можно определить из выражения [9]

$$\left(\frac{K_{1Cп}}{\sigma_{т.п}\sqrt{c}}\right)\left(\frac{\sigma_{т.п}}{E}\right)^{0,4} = 0{,}035\left(\frac{C}{c}-1\right)^{0,5}, \quad (13)$$

где $c$ – размер отпечатка при индентировании материала ИП пирамидой Виккерса, мм;

$C$ – длина трещины Палмквиста, м;

$\sigma_{т.п}$ – предел текучести материала ИП, Па.

Необходимый для определения величины $K_{1Cп}$ модуль упругости можно установить экспериментально, используя метод кинетической микротвердости [10], а предел текучести можно найти по формуле Р. Хилла [11]

$$\frac{q}{\sigma_{т.п}} = \frac{2}{3}\left[1 + \frac{3}{3-(1-2\nu)\frac{\sigma_{т.п}}{E}} \times \right. \quad (14)$$

$$\left. \times \ln\frac{3}{(1-2\nu)\frac{\sigma_{т.п}}{E} + 3(1+\nu)\frac{\sigma_{т.п}}{E} - (1-2\nu)(1+\nu)\frac{\sigma_{т.п}^2}{E^2}}\right].$$

Контактное давление $q$ в формуле (14) согласно работе [11] приближенно можно принять равным твердости по Майеру HM. Однако для твердых материалов различие между этими параметрами может

достигать значительной величины, что приведет к большой погрешности при расчете предела текучести. Для исключения этого, используя экспериментальные данные по измерениям твердости ИП, была получена регрессионная зависимость, связывающая контактное давление $q$ и твердость НМ:

$$\frac{q}{\text{НМ}} = 1 - 0{,}23\left(\frac{\text{НМ}}{E}\right)^{0,5} + 4{,}36\left(\frac{\text{НМ}}{E}\right) - 27{,}23\left(\frac{\text{НМ}}{E}\right)^{1,5} + 45{,}59\left(\frac{\text{НМ}}{E}\right)^{2} - 24{,}54\left(\frac{\text{НМ}}{E}\right)^{2,5}. \quad (15)$$

Определив контактное давление $q$ по формуле (15) и подставив его в выражение (14), можно найти предел текучести $\sigma_{\text{т.п}}$.

Результаты расчета для покрытия TiN: НМ = = 31,45 ГПа; $q$ = 26,25 ГПа; $E$ = 307 ГПа; $\sigma_{\text{т}}$ = 9,53 ГПа; $c$ = 0,126 мм; $\frac{C}{c}$ = 2,49; $K_{1C}$ = 3,39 МПа·м$^{0,5}$; $K_{1C\text{п}}$ = = 12,29 МПа·м$^{0,5}$.

Вязкость разрушения $K_{1C\text{п}}$ более чем в 3 раза превышает критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{1C}$. Это свидетельствует о том, что пластические деформации при развитии трещин в покрытиях играют важную роль в процессе их торможения, поэтому при определении прочности материала покрытий необходимо использовать вязкость разрушения, а не критический коэффициент интенсивности напряжений.

Для расчета постоянной материала покрытия β в условиях циклического нагружения получено выражение:

$$\beta = 1{,}09\frac{K_{1C\text{п}}^2}{\sigma_{\text{т.п}}^2}. \quad (16)$$

Исследованиями напряженного состояния инструмента с покрытием определены действующие в нем напряжения: $\sigma_{\text{ост}}$ – остаточные напряжения, $\sigma_{\text{терм}}$ – термические напряжения, $\sigma_1$ – напряжения, возникающие в процессе резания, $\sigma_{\text{п}}$ – напряжения, вызванные пластическими деформациями при ползучести инструментального материала; $\sigma_x$ – напряжения, действующие в инструментальной основе в процессе работы РИ вдоль передней поверхности. Расчетным путем установлено и экспериментально подтверждено, что в процессе работы инструмента в результате пластических деформаций режущего клина на середине площадки контакта стружки с передней поверхностью в покрытии происходит переход сжимающих напряжений в растягивающие, что ведет к образованию и развитию трещин.

*Циклическую трещиностойкость ИП* можно оценить по времени до начала образования в покрытии трещин $t_{\text{ц}}$ и определить как сумму слагаемых $t_{\text{ц1}}$ и $t_{\text{ц2}}$, где $t_{\text{ц1}}$ – время до появления в покрытии растягивающих напряжений, $t_{\text{ц2}}$ – время развития трещины при увеличении ее размера от $l_0$ до $l_{\text{кр}}$.

Для расчета величин $t_{\text{ц1}}$ и $t_{\text{ц2}}$ получены уравнения:

$$t_{\text{ц1}} = \left(\frac{\sigma_1 + \sigma_{\text{т}} + \sigma_{\text{ост}} + \Delta\sigma}{EA\sigma_x^k}\right)^3; \quad (17)$$

$$\int_{l_0}^{l_{\text{кр}}} \frac{dl}{C_1^4 l^2} = \int_0^{t_1} \frac{1{,}09\pi^2}{2K_{1C\text{п}}^2\sigma_{\text{т.п}}^2 t_1}(\sigma_{\max}^4 - \omega\sigma_{\min}^4)\,dt, \quad (18)$$

где $\sigma_{\max}$, $\sigma_{\min}$, $\Delta\sigma$ – соответственно максимальные и минимальные напряжения, возникающие в ИП в процессе резания, и амплитуда их колебаний, Па;

$A$ и $k$ – коэффициенты, зависящие от свойств материала покрытия и температуры;

$t_1$ – время образования одного элемента стружки, с;

ω – некоторая функция нагрузки, учитывающая знак действующих напряжений;

$C_1$ – безразмерный коэффициент, зависящий от положения точки на фронте трещины.

Для расчета безразмерного коэффициента $C_1$ в выражении (18) методом многомерной полиномиальной регрессии на основе решения пространственной задачи развития трещины в условиях объемного напряженного состояния была получена следующая зависимость:

$$C_1 = -2{,}779\left(\frac{1}{h}\right)^8 + 7{,}294\left(\frac{1}{h}\right)^6 - 5{,}110\left(\frac{1}{h}\right)^4 + 1{,}752\left(\frac{1}{h}\right)^2 + 0{,}722. \quad (19)$$

Ввиду невозможности аналитического решения уравнения (18) значение $t_{\text{ц2}}$ можно найти с использованием численных методов.

Результаты расчета циклической трещиностойкости $t_{\text{ц}}$ покрытия при точении заготовок из стали 30ХГСА покрытием TiN представлены в таблице.

**Циклическая трещиностойкость TiN покрытия $t_{\text{ц}}$, мин**

| Инструментальный материал | Расчетное значение | Экспериментальное значение |
|---|---|---|
| МК8 | 7,65 | 7,5 |
| Р6М5К5 | 2,27 | 2,0 |

Таким образом, **разработанная методика аналитического определения циклической трещиностойкости позволяет получить хорошую корреляцию с экспериментальными значениями (различие между расчетными и экспериментальными данными не превышает 12 %), поэтому ее можно использовать при разработке новых ИП.**

## ЛИТЕРАТУРА


1. **Верещака А.С., Табаков В.П.** Физические основы процесса резания и изнашивания режущего инструмента с износостойкими покрытиями. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 144 с.

2. **Черепанов Г.П.** Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. 640 с.

3. **Мешков Ю.Я., Сердитова Т.Н.** Разрушение деформированной стали / отв. ред. Л.Н. Лариков. Киев: Наук. думка, 1989. 160 с.

4. **Григорьев А.К., Колбасников Н.Г., Фомин С.Г.** Структурообразование при пластической деформации металлов. СПб.: Изд-во СПбГУ, 1992. 244 с.

5. **Эшелби Дж., Франк Ф., Набарро Ф.** Равновесие линейных рядов дислокаций // Континуальная теория дислокаций. М.: изд-во Иностр. лит-ра, 1963. С. 154–174.

6. **Кремнев Л.С.** Критический коэффициент интенсивности напряжения и вязкость разрушения высокопрочных инструментальных материалов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 30–35.

7. **Мешков Ю.Я.** Энергетический критерий Гриффитса в микро- и макромеханике разрушения хрупких тел // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 25–30.

8. **Колбасников Н.Г.** Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность. СПб.: изд-во СПбГТУ, 2000. 314 с.

9. **Новиков Н.В., Дуб С.Н., Булычев С.И.** Методы микроиспытаний на трещиностойкость // Заводская лаборатория. 1988. Т. 54. № 7. С. 60–67.

10. **Определение** комплекса механических свойств материалов в нанообъемах методами наноиндентирования / Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, В.В. Коренков и др. // Конденсированные среды и межфазные границы. 2001. Т. 3. № 2. С. 122–135.

11. **Булычев С.И., Алехин В.П.** Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 224 с.


**Типовые режимы термической обработки крепежных деталей**

| Марка стали | Закалка | | Отпуск | | Твердость HB (HRC) |
|---|---|---|---|---|---|
| | Температура, °С | Охлаждающая среда | Температура, °С | Охлаждающая среда | |
| *Болты* | | | | | |
| 40Х | 840...860 | Масло | 590...630 | Вода | 241...285 |
| 40ХН | 800...820 | " | 410...430 | " | (33...38) |
| 40ХС | 860...880 | " | 560...600 | " | 231...269 |
| 45 | 810...830 | Вода | 540...570 | Воздух | 241...285 |
| 18Х2Н4МА | 860...890 | Масло | 170...200 | " | 300...444 |
| 37ХН3А | 850...860 | " | 650...670 | Вода | (33...37) |
| 20ХГС | 880...900 | " | 500...530 | " | 231...269 |
| *Гайки* | | | | | |
| 45 | 810...830 | Вода | 530...570 | Воздух | (24...30) |
| 35 | 840...850 | " | 540...560 | " | (24...30) |
| 40ХН | 790...810 | Масло | 540...560 | Масло | (27...32) |
| 40ХС | 860...880 | " | 650...690 | " | (23...28) |
| *Винты* | | | | | |
| 40ХС | 860...880 | Масло | 560...610 | Масло | 256...295 |
| 40Х | 840...860 | " | 590...630 | Вода | 241...285 |
| 40ХН | 800...820 | " | 540...560 | " | (27...32) |

**П.С. Мельников** *(Казань)*

# Оксидирование углеродистых сталей

*Рассмотрены методы защиты от коррозии изделий из углеродистых сталей. Установлено, что введение в рабочий раствор помимо перманганата калия оксида кадмия способствует ускорению процесса оксидирования и повышению защитных свойств обрабатываемых деталей.*

*Methods of protection from corrosion of products from carbonaceous steels are shown. It is established that introduction in a working solution, besides potassium permanganate, cadmium oxide promotes acceleration of oxidation process and to increase protective properties of processable details.*

Железо обладает большим сродством к кислороду. Во влажном воздухе оно окисляется, постепенно превращаясь в гидроксид. В очень тонко измельченном состоянии, например при прокаливании оксалата железа в токе водорода, железо обладает пирофорными свойствами.

Вода, не содержащая воздуха, при комнатной температуре почти не вызывает коррозии, так как на поверхности металла образуется плотный слой гидроксида двухвалентного железа, защищающий поверхность изделий от дальнейшего окисления даже при малой толщине. В присутствии воздуха вся поверхность металла поражается очагами коррозии, состоящими из пористого гидроксида железа, и начинается непрерывный процесс разрушения.

Известны три оксида железа: $FeO$, $Fe_2O_3$ и $Fe_3O_4$. Монооксид железа $FeO$ получают химическим способом или прокаливанием чистого железа. Он имеет черный цвет, после сильного прокаливания теряет высокую химическую активность не только в присутствии воздуха, но и влаги. Этот оксид обладает пирофорными свойствами и применяется при изготовлении термита.

При прокаливании гидроксида трехвалентного железа получают $Fe_2O_3$. Этот оксид имеет буро-красный цвет, не растворим в воде и кислотах подобно оксидам алюминия и хрома, служит сырьем в металлургии.

Оксид железа $Fe_3O_4$ представляет собой двойное соединение ($FeO + Fe_2O_3$), относящееся к классу шпинелей. Формируется при сгорании железных опилок на воздухе (железная окалина), аналогично $Fe_2O_3$ не растворим в воде и кислотах. Является ферромагнетиком и обладает достаточно высокой электрической проводимостью, применяется для изготовления электродов при электролизе хлоридов щелочных металлов, а также при составлении различных красок.

Углеродистые стали подвержены коррозии разных видов: сплошной, местной, межкристаллитной, подводной, подземной, атмосферной, биокоррозии, а также коррозионной усталости. Даже насыщенная воздухом пресная вода приводит к повреждению поверхности деталей из углеродистых сталей (1 л воды, насыщенной воздухом, на поверхности площадью 1 см$^2$ способен вызвать коррозию на глубину 0,02 мм).

В России и за рубежом существует множество гальванических и химических технологических процессов нанесения металлических и оксидных покрытий, например цинковых, кадмиевых, никелевых, хромовых и т.д., которые повышают коррозионную стойкость и улучшают декоративные свойства деталей. Поверхности деталей из углеродистых сталей защищают от коррозии также нанесением лакокрасочных покрытий.

На многих предприятиях различных отраслей промышленности для складского хранения, легких условий эксплуатации и декоративной отделки используют воронение (частный случай оксидирования), а также совмещенное оксидофосфатирование деталей в расплавах щелочных металлов. Для воронения применяют следующий состав, г/л: натр едкий 500...700, натрия нитрат 50...100, натрия нитрит 200...250. Обработку проводят при температуре 130...160 °С в течение 60...90 мин. Для совмещенного фосфатирования используют следующие составляющие, г/л: натр едкий 600...700, натрия нитрит 120...160, тринатрийфосфат 20...60. Процесс осуществляют при температуре 130...150 °С в течение 60...90 мин. Цвет покрытий в первом случае иссиня-черный, во втором – от серого до серовато-дымчатого.

Качество таких защитно-декоративных покрытий зависит в основном от способа подготовки поверхностей деталей из углеродистой стали. На поверхности, подвергнутой пескоструйной обработке, покрытия имеют более высокую прочность сцепления и матовый оттенок, а на шлифованной поверхности получают полублестящие покрытия, но с меньшей прочностью сцепления с основой.

## Методика исследования

В работе [1] показана возможность оксидирования алюминия и его сплавов химическим способом из растворов, содержащих перманганат калия и едкий натр (или едкое кали). *Целью* данного исследования является получение защитно-декоративных оксидных покрытий на деталях, изготовленных из углеродистых сталей.

В качестве образцов использовали гвозди, шурупы, винты, болты, гайки, оконные задвижки, ручки и другие изделия, изготовленные из листа или проката. Эксперименты проводили на лабораторной установке, включающей основную и промывную ванны (объемом 3 л), термостат для нагрева деталей до 200 °С и ванну для снятия некачественного покрытия в 10%-ном водном растворе пероксида водорода (все емкости изготовлены из полипропилена).

Рабочим раствором служила артезианская вода, содержащая перманганат калия (10...20 г/л) и оксид кадмия (1...3 г/л). Температуру раствора поддерживали в пределах 18...40 °С, время выдержки изменяли от 1 до 5 ч.

Введение оксида кадмия позволяет получать покрытия большей толщины при меньшей экспозиции и придавать им определенный цвет.

Цвет оксида кадмия, получаемого искусственным путем, зависит от температуры, при которой он находился в потоке кислорода. Например, при 350 °С он приобретает зелено-желтую окраску, а при 800 °С – сине-черную. Выбор оксида кадмия для экспериментов обусловлен тем, что он труднорастворим в воде с pH ≥ 7 и не изменяет химических и физических свойств во влажном воздухе, пресной и морской воде и широко применяется в гальванотехнике, его можно изготовить в лабораторных условиях.

В ходе исследования большее внимание было уделено качеству полученных покрытий и пропускной способности рабочего раствора. Поверхность деталей перед нанесением покрытия обезжиривали в органических растворителях или в кипящей воде.

Качество адгезии плоских образцов проверяли посредством перегиба под углом 120°, а образцов со сложной конфигурацией – термостатированием. Износостойкость определяли на нестандартной установке при использовании ученической резинки в качестве абразива. Толщину покрытий измеряли на приборе ПМТ-3.

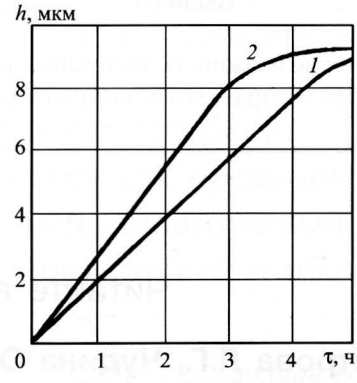
Мелкие детали загружали в основную ванну в капроновых сетках, а крупные завешивали на нитях из того же материала. Осаждение проводили как со встряхиванием, так и без него. Состав покрытий устанавливали путем их растворения и химического анализа.

## Результаты исследования

Установлено, что скорость формирования оксидных покрытий мало зависит от концентрации перманганата калия. Предельная толщина покрытия – 10 мкм – достигается через 5 ч выдержки при температуре 18...20 °С. Нагрев раствора ускоряет осаждение, но заметно снижает прочность сцепления покрытия с основой. Содержание CdO в покрытиях достигает 5 %, несмотря на его малую растворимость. По внешнему виду такие покрытия сходны с теми, которые образуются при воронении или при нанесении анодных покрытий на алюминий в черном красителе.

На рисунке приведены кривые изменения толщины покрытия $h$ в зависимости от времени выдержки $\tau$ и состава раствора при температуре $t$ = 18...20 °С. При достижении предельной толщины поверхность покрытия становилась мажущей и смесь оксидов в виде тонкодисперсного порошка оседала на дно ванны. Разброс по толщине покрытия независимо от конфигурации деталей практически отсутствовал.

При термостатировании цвет покрытий не изменялся, а прочность их сцепления с основой несколько повышалась. Единовременная загрузка деталей в рабочий раствор, не оказывающая влияния на качество пленок, составляет ≈5 дм$^2$/л. Раствор можно использовать многократно с периодическим корректированием.




**Зависимость толщины оксидного покрытия *h* от времени выдержки τ в водном растворе, содержащем 15 г/л $KMnO_4$:**
*1* – без CdO; *2* – с добавлением 3 г/л CdO

**Результаты воздействия различных сред на детали из стали 10 с разными защитными покрытиями толщиной 5...6 мм**

| Способ нанесения покрытия | Состав раствора, г/л | Режим обработки | | Среда | Степень коррозии |
|---|---|---|---|---|---|
| | | $t$, °C | τ, мин | | |
| Воронение | Едкий натр 600, натрия нитрат 75, натрия нитрит 259 | 140 | 90 | Неотапливаемое помещение | – |
| | | | | Артезианская вода | До 10 коррозионных точек на поверхности площадью 1 см$^2$ |
| | | | | Морская вода | Сплошная коррозия основы |
| Совмещенное оксидофосфатирование | Натр едкий 600, натрия нитрит 150, тринатрийфосфат 40 | 135 | 60 | Неотапливаемое помещение | – |
| | | | | Артезианская вода | Покрытие отсутствует |
| | | | | Морская вода | Сплошная коррозия в виде хлоридов железа |
| Оксидирование | Калия перманганат 15, кадмия оксид 3 | 18...20 | 300 | Неотапливаемое помещение | – |
| | | | | Артезианская вода | 5...7 коррозионных точек на поверхности площадью 1 см$^2$ |
| | | | | Морская вода | Почти полное отсутствие покрытия |

Примечание. Температура в неотапливаемом помещении составляет 15...25 °C, артезианской и морской воды – 18...20 °C.

В таблице приведены результаты воздействия разных сред на полученные оксидные покрытия деталей из стали 10: в неотапливаемом помещении, в пресной и морской (каспийской) воде в течение 6 мес. при равных толщинах покрытий.

Несмотря на то, что время выдержки при воронении и совмещенном оксидофосфатировании втрое меньше, чем при оксидировании в предложенном растворе, последняя технология отличается большей плотностью загрузки, отсутствием высокой температуры расплава солей, безвредностью для человеческого организма, долговечностью оборудования.

## Выводы

1. Показана возможность получения оксидированием защитно-декоративных покрытий, позволяющих увеличить срок эксплуатации изделий из углеродистых сталей в легких условиях.

2. Установлено, что водный раствор перманганата калия стабилен в работе и его можно многократно использовать в течение длительного времени при соответствующем корректировании; для его приготовления не требуется дистиллированной воды, а для нейтрализации – вредных химикатов.

3. Введение в рабочий раствор помимо перманганата калия оксида кадмия способствует ускорению процесса и повышению защитных свойств деталей из углеродистых сталей.

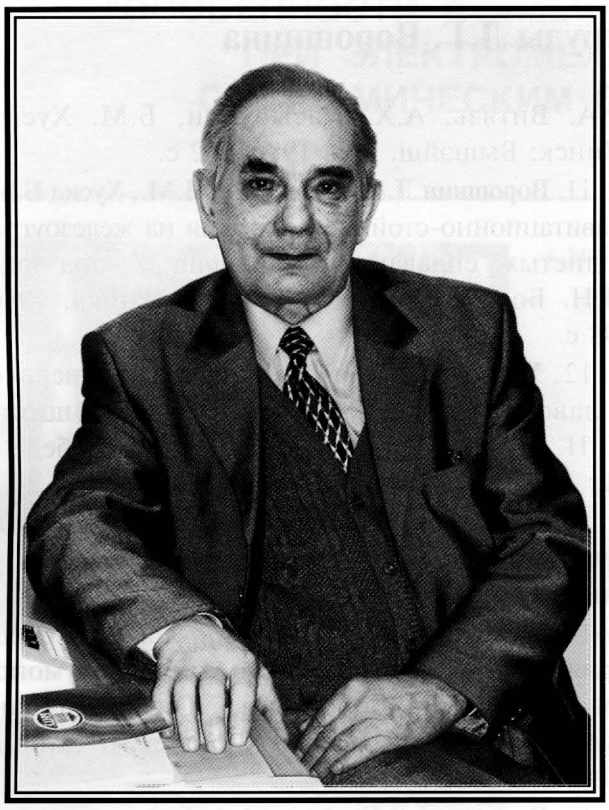
## ЛИТЕРАТУРА

1. **Мельников П.С.** Оксидирование алюминия и его сплавов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 20–23.

**АНОНС**

Читайте в следующем номере журнала:

**Петрова Л.Г., Чудина О.В.** Прогнозирование уровня упрочнения металлов и сплавов на основе методологии управления структурообразованием.



## Светлой памяти учителя Ворошнина Леонида Григорьевича посвящается

2 июня 2006 г. на 71-м году ушел из жизни видный ученый-металловед, один из старейших преподавателей Белорусского национального технического университета Леонид Григорьевич Ворошнин.

Л.Г. Ворошнин – доктор технических наук, профессор, дважды лауреат премии имени Н.А. Минкевича. Основные его работы, в том числе 17 монографий и первый в Беларуси учебник, посвящены проблемам химико-термической обработки. Им получено более 160 авторских свидетельств и патентов.

Под руководством Леонида Григорьевича и при его личном участии разработано более 100 новых диффузионных покрытий как многоцелевого, так и специального назначения: жаро-, износо- и кавитационно-стойких, антикоррозионных и др.

Особо следует подчеркнуть вклад профессора Ворошнина в разработку теории и технологии получения целой гаммы многокомпонентных покрытий на основе металлоподобных соединений: боридов, карбидов, силицидов и т.д.

До последней минуты своей жизни Леонид Григорьевич работал – готовил к печати монографию, посвященную многокомпонентным карбидным диффузионным слоям. С его именем связано становление целой школы исследователей, работающих над проблемами термической и химико-термической обработки.

Леонид Григорьевич воспитал немало известных ученых, подготовил 40 кандидатов и двух докторов технических наук. Своим ученикам и последователям Леонид Григорьевич Ворошнин оставил интересные научные идеи.

В нашей памяти Леонид Григорьевич останется как преданный своему делу ученый, талантливый педагог, добрый, порядочный и обаятельный человек.

*Коллектив сотрудников Белорусского национального технического университета*

## Основные опубликованные труды Л.Г. Ворошнина


1. **Ляхович Л.С., Ворошнин Л.Г.** Борирование стали: монография. М.: Металлургия, 1967. 120 с.

2. **Силицирование** металлов и сплавов: монография / Л.С. Ляхович, Л.Г. Ворошнин, Э.Д. Щербаков, Г.Г. Панич. Минск: Наука и техника, 1972. 280 с.

3. **Многокомпонентные** диффузионные покрытия: монография / Л.С. Ляхович, Л.Г. Ворошнин, Г.Г. Панич, Э.Д. Щербаков. Минск: Наука и техника, 1974. 288 с.

4. **Химико-термическая** обработка металлокерамических материалов / Л.Г. Ворошнин, Л.С. Ляхович, Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Протасевич. Минск: Наука и техника, 1977. 272 с.

5. **Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С.** Борирование стали: монография. М.: Металлургия, 1978. 240 с.

6. **Ворошнин Л.Г., Хусид Б.М.** Диффузионный массоперенос в многокомпонентных системах. Минск: Наука и техника, 1979. 255 с.

7. **Ворошнин Л.Г.** Борирование промышленных сталей и чугунов: справ. пособие. Минск: Беларусь, 1981. 205 с.

8. **Ворошнин Л.Г.** Антикоррозионные диффузионные покрытия: монография. Минск: Наука и техника, 1981. 296 с.

9. **Химико-термическая** обработка металлов и сплавов: справ. / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др.; под ред. Л.С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981. 424 с.; 2-е изд. (на японском яз.). Токио, 1985.

10. **Многокомпонентная** диффузия в гетерогенных сплавах: монография / Л.Г. Ворошнин, П.А. Витязь, А.Х. Насыбулин, Б.М. Хусид. Минск: Вышэйш. шк., 1984. 142 с.

11. **Ворошнин Л.Г., Абачараев М.М., Хусид Б.М.** Кавитационно-стойкие покрытия на железоуглеродистых сплавах: монография / под ред. М.Н. Бодяко. Минск: Наука и техника, 1986. 248 с.

12. **Химико-термическая** обработка твердых сплавов: монография / Л.Г. Ворошнин, Ю.Н. Громов, Г.В. Борисенок, В.Н. Лебедев. М.: ЦНИИ информации, 1989. 286 с.

13. **Ворошнин Л.Г., Лабунец В.Ф., Киндрачук М.В.** Износостойкие боридные покрытия. Киев: Техника, 1989. 158 с.

14. **Защита** от коррозии оборудования предприятий агропромышленного комплекса: монография / Л.Г. Ворошнин, Ю.С. Шолпан, С.А. Тамело, В.А. Шавга. Кишинев: Штиинца, 1992. 236 с.

15. **Ворошнин Л.Г., Алиев А.А.** Борирование из паст: монография. Астрахань: АГТУ, 2006. 287 с.

16. **Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А.** Теория и технология химико-термической обработки. Лабораторный практикум: учеб. пособие. Минск: БНТУ, 2006. 198 с.

17. **Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А.** Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие. Минск: БНТУ (в печати).

18. **Многокомпонентные** карбидные покрытия на железоуглеродистых сплавах / Л.Г. Ворошнин, Б.Б. Хина, А.А. Шматов, С.Д. Башлак (в печати).



Ордена Трудового Красного Знамени ОАО "Издательство **"Машиностроение"**,
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение-1".
**E-mail: utp@mashin.ru.**
**Web-site: www.mashin.ru.**
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Погорелова Т.Н.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 26.03.07 г. Подписано в печать 21.05.07 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,46. Заказ 769. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в Подольской типографии – филиале ОАО "ЧПК", 142110, Подольск, ул. Кирова, д. 15

Рисунки к статье М.М. Матлина, Н.Г. Дудкиной, А.Д. Дудкина

# "ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПРИ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ С ДИНАМИЧЕСКИМ СИЛОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ"

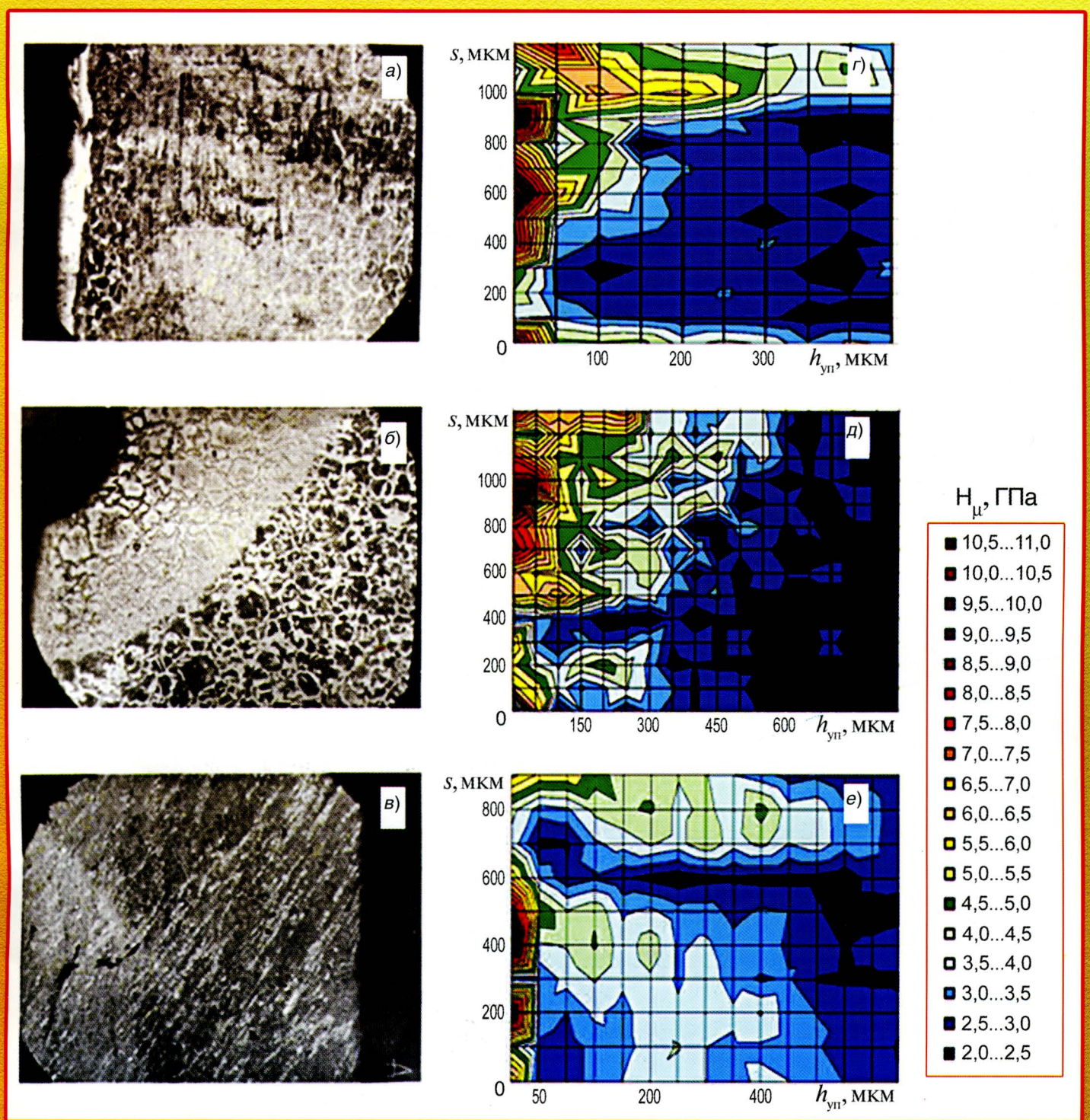
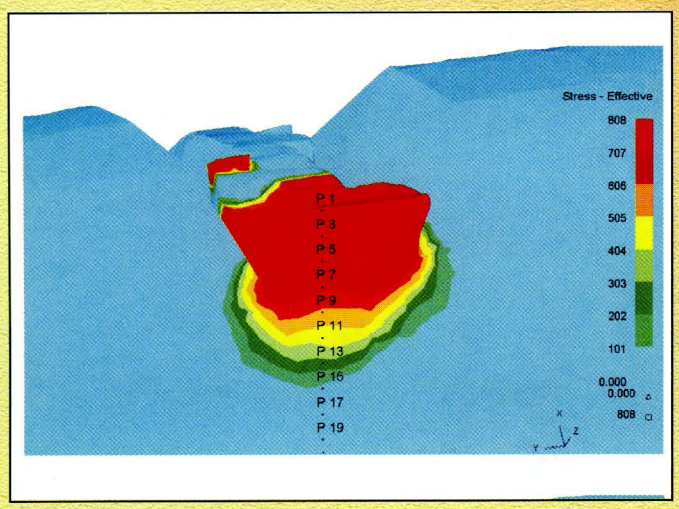


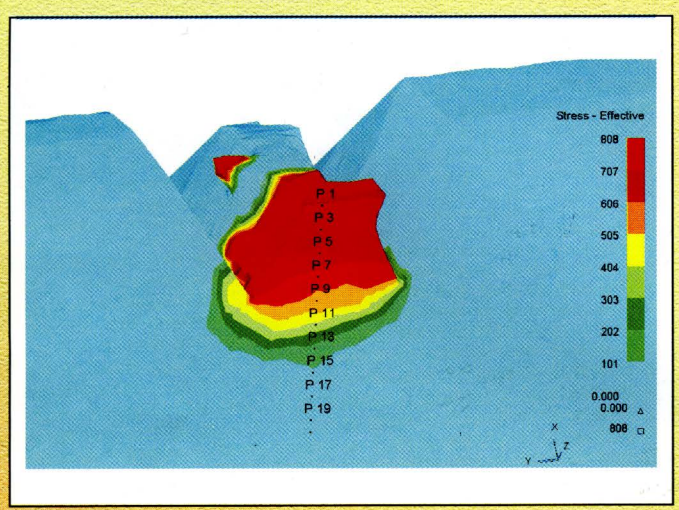

Рис. 3. Микроструктура, ×200, (*а–в*) и распределение микротвердости $H_\mu$ (*г–е*) по поверхностному слою стали 45 (*а, б, г, д*) и стали У8 (*в, е*), упрочненных ЭМО с ударным приложением деформирующего усилия $P_{дин}$, Н: *а, г* – 1000; *б, д* – 2000; *в, е* – 1500; *s* – ширина зоны упрочнения

Рисунки к статье А.В. Киричека, А.Н. Афонина, Д.А. Должикова, В.Н. Хромова, В.Н. Коренева

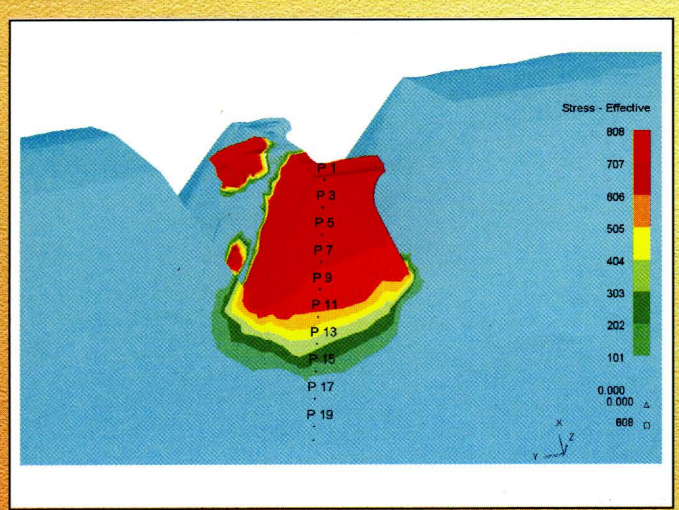
# "НАКАТЫВАНИЕ РЕЗЬБ С ЗАМКОВЫМ ПРОФИЛЕМ"




*а)*

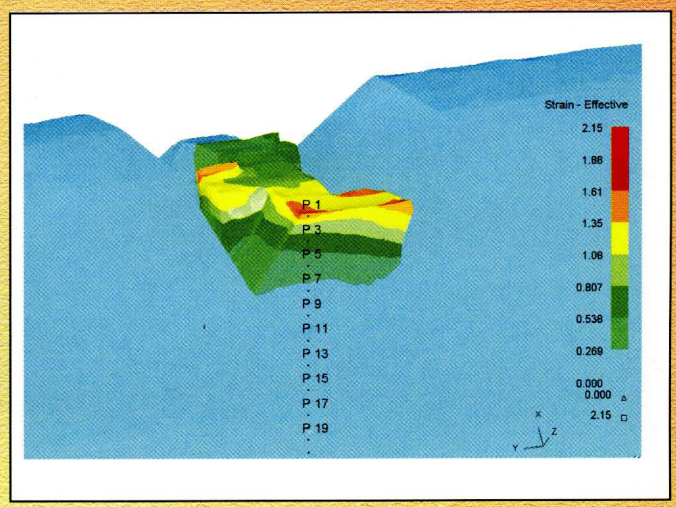



*б)*

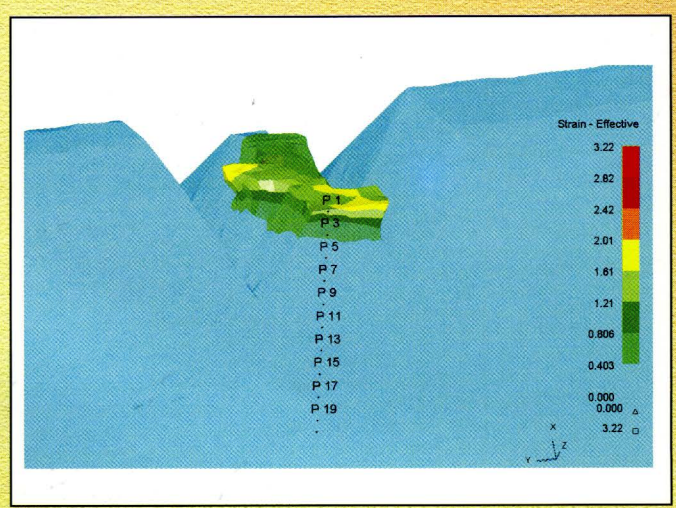



*в)*

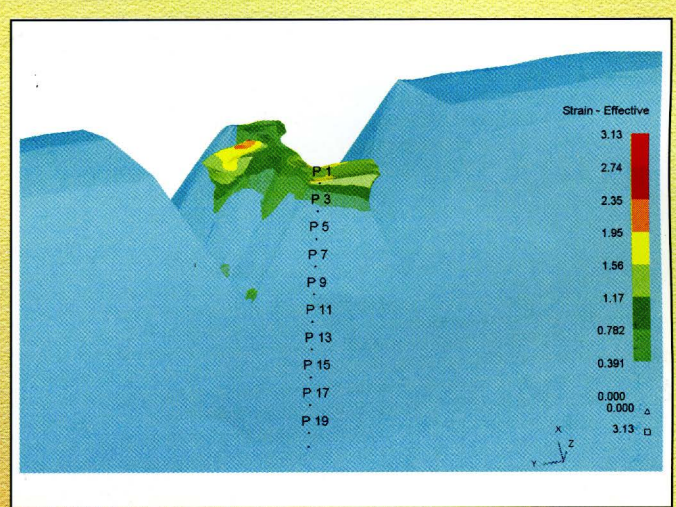
Рис. 5. Распределение эквивалентных напряжений σ, МПа, по Мизесу в материале детали: *а* – δ = 1,5; *б* – δ = 1,3; *в* – δ = 1,1




*а)*




*б)*




*в)*

Рис. 7. Распределение по высоте профиля *h* эквивалентных деформаций ε по Мизесу в материале детали: *а* – δ = 1,5; *б* – δ = 1,3; *в* – δ = 1,1