ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 2 (86)
февраль
2012

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" **85159**, "Пресса России" **39269**, "Почта России" **60252**) или в издательстве.

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 269-48-97.

E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Гуров Р.В. Учет особенностей динамических методов при проектировании операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием 3

Сорокин В.М., Танчук С.С., Михеев А.В., Тудакова Н.М., Михеев В.В., Берглезов В.В. Повышение физико-механических и триботехнических характеристик твердосплавных покрытий вибронакатыванием 7

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Кисель Ю.Е. О взаимосвязи электрофизических свойств электрохимических покрытий с фазовыми превращениями при их термической обработке 13

Сафонов Е.Н., Дружинин И.С., Демин В.С., Чадин Л.В. Плазменная закалка стали 20Х13 17

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. Рельеф поверхности и структура электровзрывных медных покрытий на электротехнических соединительных изделиях 21

Пантелеенко Ф.И., Столин А.М., Маркова Л.В., Саранцев В.В., Бажин П.М., Азаренко Е.Л. Нанесение карбидных покрытий на режущий инструмент с использованием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискрового легирования 24

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Денисюк А.К., Загуляева С.В., Потуткина Е.Н. Влияние условий борирования на структуру и твердость борированного слоя 29

Шматов А.А., Побережный С.В. Моделирование процесса оптимального формирования карбидного слоя при химико-термической обработке твердого сплава 32

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Смоленцев В.П., Грицюк В.Г., Кириллов О.Н. Формирование микроповерхности гранульных материалов при комбинированной обработке . . . 40

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Власов С.Н., Романов А.А., Осипов М.А. Влияние комбинированной упрочняющей обработки на параметры структуры и механические свойства многослойных износостойких покрытий режущего инструмента 44

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

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

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

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 2 (86)
February
2012

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants:
Dr of Eng. Sci.
V.Yu. BLUMENSTEIN
Dr of Eng. Sci.
A.V. KIRICHEK
Dr of Eng. Sci.
O.V. CHUDINA

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Gurov R.V. Accounting methods of dynamic characteristics of operations for the design finishing-hardening treatment of surface plastic deformation 3

Sorokin V.M., Tanchuk S.S., Micheev A.V., Tudakova N.M., Micheev V.V., Berglezov V.V. The rise physico-mechanical and tribotechnical characteristics solid lubricating coatings by vibrorolling 7

THERMAL PROCESSING

Kisel Yu.E. About interrelation of electrophysical properties of the electrochemical coatings with phase transformations at their thermal processing 13

Safonov E.N., Druzhinin I.S., Demin V.S., Chadin L.V. Plasma steel hardening 20X13 17

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Romanov D.A., Budovskikh E.A., Gromov V.E. The relief of surface and structure of a copper coatings by means electrical explosive treatment 21

Panteleenko F.I., Stolin A.M., Markova L.V., Sarantsev V.V., Bazhin P.M., Azarenko E.L. Producing carbide coatings on cutting tool using self-propagating high-temperature synthesis and electrospark discharge processing 24

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Denisjuk A.K., Zagulyaeva S.V., Potutkina E.N. Effect of borating conditions on structure and hardness of borating layer 29

Shmatov A.A., Poberezhny S.V. Process modulation of forming diffusion Cr-Ti-V carbide coating on hard alloy 32

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Smolencev V.P., Grizuk V.G., Kirillov O.N. Forming micro surface granular materials during combined processing 40

Tabakov V.P., Smirnov M.J., Vlasov S.N., Romanov A.A., Osipov M.A. Influence of the combined strengthening processing on parameters of structure and mechanical properties of multilayered wearproof coverings of the cutting tool 44

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

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

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

УДК 621.787

Р.В. Гуров *(Брянский государственный технический университет)*
E-mail: msi@tu-bryansk.ru

Учет особенностей динамических методов при проектировании операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием

Рассмотрены особенности расчета параметров инструмента и режимов, обеспечивающих заданную шероховатость, степень и глубину упрочнения обрабатываемой поверхности, при отделочно-упрочняющей обработке поверхностно-пластическим деформированием динамическими методами.
Ключевые слова: *поверхностно-пластическое деформирование, качество поверхностного слоя, шероховатость, упрочнение, режимы обработки, инструмент.*

In the article features a tool for calculating the parameters and regimes that provide a given roughness, the degree and depth of hardening work surface finishing and hardening treatment by surface plastic deformation dynamic methods.
Keywords: *surface plastic deformation, quality of the surface layer, surface roughness, hardening, cutting data, tool.*

В настоящее время достаточно интенсивно развиваются динамические или ударные методы обработки. К ним относятся центробежно-ударная, статико-импульсная обработка, различные виды дробеструйной обработки и др. Такое положение связано с рядом технологических преимуществ, предоставляемых этими методами.

При проектировании операций обработки динамическими методами *отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием* (ОУО ППД) порядок проектирования такой же, как и для статических методов, но есть и ряд существенных отличий как в процессах формирования качества обрабатываемой поверхности, режимах обработки, так и в выборе параметров инструмента.

Исходными данными для проектирования являются размеры, форма и требуемая точность поверхности, шероховатость, степень и глубина упрочнения поверхностного слоя, материал и размеры детали.

Поскольку возможности ОУО ППД по повышению точности не превышают высоты неровностей профиля шероховатости поверхности, то можно считать, что она полностью обеспечивается точностью предшествующей обработки. Исходя из заданной точности окончательно обработанной поверхности определяется метод предшествующей обработки, который, в свою очередь, определяет исходную шероховатость поверхностного слоя.

В настоящее время накоплены достаточно обширные банки данных по различным методам обработки, что позволяет решить эту задачу. Очевидно, что в результате будет получено несколько методов обработки, обеспечивающих необходимую точность поверхности. Выбор среди этих методов необходимо производить в соответствии с условиями конкретного производства конкретной детали. Критерием выбора может быть производительность, наличие оборудования и оснастки, минимальная себестоимость и др.

Следующим этапом проектирования является выбор метода и схемы обработки ОУО ППД. Он осуществляется исходя из размеров детали, формы и функционального назначения обрабатываемой поверхности. Выбор методов обработки для деталей малых размеров (до 100 мм) осуществляется по таблице. Аналогичные таблицы составлены для деталей средних (100...300 мм) и крупных (более 300 мм) размеров.

Виды ОУО ППД при динамических методах аналогичны статическим. Это отделочная, отделочно-упрочняющая и упрочняющая обработка.

Отделочная обработка ППД производится с целью уменьшения исходной шероховатости поверхности практически без упрочнения поверхностного слоя детали для повышения износостойкости детали при жидкостном трении, контактной жесткости,

Выбор методов ОУО ППД для деталей малых размеров (менее 100 мм)

Функциональные поверхности		
работающие в условиях трения и изнашивания	воспринимающие статические и динамические нагрузки	обеспечивающие герметичность
Наружные поверхности вращения		
Алмазное выглаживание и виброобработка на отделочно-упрочняющих режимах	Алмазное выглаживание, виброобработка и центробежно-ударная обработка на упрочняющих режимах	Алмазное выглаживание на отделочных режимах
Внутренние поверхности вращения		
Раскатывание и калибрование на отделочно-упрочняющих режимах	Раскатывание, калибрование и дорнование на упрочняющих режимах	Раскатывание на отделочных режимах
Плоские поверхности		
Алмазное вибровыглаживание и виброобработка на отделочно-упрочняющих режимах	Алмазное вибровыглаживание, виброобработка, центробежно-ударная и импульсная обработка на упрочняющих режимах	Алмазное выглаживание и накатывание шариком на отделочных режимах
Фасонные поверхности		
Алмазное выглаживание и виброобработка на отделочно-упрочняющих режимах	Алмазное выглаживание, виброобработка, ударно-импульсная обработка на упрочняющих режимах	Алмазное выглаживание и накатывание шариком на отделочных режимах
Мелкие зубья и шлицы		
Формообразующее накатывание и ЭМО	Формообразующее накатывание и виброобработка	Формообразующее накатывание
Наружные мелкие резьбы		
Формообразующее накатывание плоскими плашками и роликами, ЭМО	Формообразующее накатывание плоскими плашками и роликами	Формообразующее накатывание плоскими плашками и роликами
Внутренние мелкие резьбы		
Формообразующее раскатывание резьбы	Формообразующее раскатывание резьбы и создание гладкорезьбовых соединений	Гладкорезьбовые соединения

герметичности и коррозионной стойкости. Процесс осуществляется при контактном сближении $y_к \leq \leq 0{,}5\ Rp_{исх}$.

Отделочно-упрочняющая обработка ППД производится с целью уменьшения исходной шероховатости поверхности и частичного поверхностного упрочнения детали для повышения износостойкости при граничном трении, контактной жесткости, герметичности и частично усталостной прочности деталей. Процесс осуществляется при контактном сближении в пределах $0{,}5Rp_{исх} \leq y_к \leq Rp_{исх}$.

Упрочняющая обработка ППД производится с целью упрочнения поверхностного слоя детали для повышения износостойкости при сухом трении и усталостной прочности. При этом происходит формирование нового регулярного микрорельефа. Процесс осуществляется при $y_к > Rp_{исх}$.

Таким образом, при отделочной и отделочно-упрочняющей обработке изменение параметров качества поверхностного слоя происходит за счет пластического деформирования исходных неровностей шероховатости, а при упрочняющей – за счет пластического деформирования основного материала поверхностного слоя. В связи с этим отличаются и методики назначения режимов и параметров инструмента при этих видах обработки.

Если при статических методах обработки одним из основных параметров режима является рабочее усилие, то для динамических методов в общем случае это энергия удара. При отделочной и отделочно-упрочняющей обработке энергия удара расходуется на пластическое деформирование шероховатости, а при упрочняющей – на деформирование основного материала поверхностного слоя.

Удельная работа деформации неровностей шероховатости $A_{ду}$ определяется по зависимости

$$A_{ду} = \int_0^{y_к} tp(y)\mathrm{d}yc'k\sigma_т/100, \qquad (1)$$

где подынтегральное выражение определяет относительную опорную длину профиля шероховатости в зависимости от контактного сближения [1];

$c' = 2{,}87$ – коэффициент стеснения;

k – степень упрочнения;

$\sigma_т$ – предел текучести обрабатываемого материала.

С другой стороны, работа, совершаемая инструментом при множестве ударов по единичной площади обрабатываемой поверхности, определяется как сумма энергий всех ударов на этой площади. Принимая, что энергии ударов равны, получаем

$$A_{ду} = E_у m, \qquad (2)$$

где $E_у$ – энергия единичного удара, Дж;

m – плотность ударов, мм$^{-2}$.

Плотность ударов m связана со средним шагом между отпечатками в продольном $Sz_{пр}$ и поперечном $Sz_{поп}$ направлениях:

$$m = (Sz_{пр} Sz_{поп})^{-1}. \qquad (3)$$

Шаг отпечатков, в свою очередь, оказывает влияние на формируемую шероховатость обрабатываемой поверхности. При отсутствии раздельных требований по продольной и поперечной шероховатости для повышения производительности целесообразно принимать $Sz_{пр} = Sz_{поп}$.

Наибольшее значение Sz при отделочной и отделочно-упрочняющей обработке может быть принято исходя из того, что коэффициент перекрытия отпечатков, как правило, не менее 2.

Размер отпечатка определяем из геометрических соображений (рисунок):

$$b = 2\sqrt{2ry_к},$$

где r – приведенный радиус контакта.

Учитывая, что $Sz_{max} = b/2$, подставив его в выражение (3), после выполнения некоторых преобразований получим, что минимальная плотность ударов определяется по зависимости

$$m = \frac{1}{2ry_к}. \qquad (4)$$

По данным различных авторов отношение максимального шага ударов к минимальному обычно достигает 4. Введя коэффициент k_s с диапазоном 1...4, определяющий во сколько раз расчетный шаг меньше максимального, в числитель уравнения (4), оно получает вид

$$m = \frac{k_s^2}{2ry_к}.$$

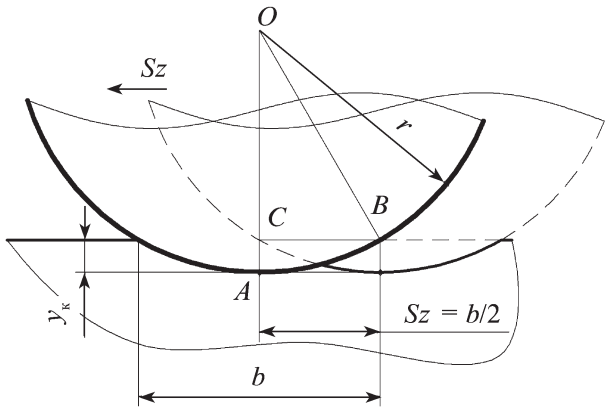


Схема определения максимального шага ударов Sz_{max}

В общем случае энергия единичного удара $E_у$ определяется по зависимости

$$E_у = k_э E_к,$$

где $k_э$ – доля кинетической энергии, затраченной на процесс пластического деформирования;

$E_к$ – кинетическая энергия самого инструмента или бойка (в зависимости от схемы формирования удара), зависящая от его массы M и скорости v:

$$E_к = M\text{v}^2/2.$$

Коэффициент $k_э$ определяется как

$$k_э = (1 - K_у)(1 - K_т),$$

где $K_у$, $K_т$ – коэффициенты соответственно упругого восстановления и тепловых потерь, определяемые по [2], зависящие от состояния поверхностного слоя.

Выполнив подстановки и приравняв правые части уравнений (1) и (2), получим зависимость, связывающую параметры обрабатываемой поверхности, инструмента и режимы обработки:

$$\frac{k_э k_s^2 M\text{v}^2}{4ry_к} = \int_0^{y_к} tp(y)\text{d}y c' k \sigma_т /100. \qquad (5)$$

Контактное сближение $y_к$, необходимое для обеспечения заданной шероховатости, определяется по зависимостям из [1, 3–5] исходя из шероховатости, полученной при предшествующей обработке.

Приведенный радиус при отделочных и отделочно-упрочняющих методах обработки определяется исходя из следующих соображений.

Для обеспечения равномерного процесса деформирования неровностей минимальный профильный радиус инструмента должен быть подобран таким об-

разом, что при обработке в случае попадания между выступами шероховатости инструмент не должен "проседать" на величину, превышающую некоторый предел относительно заданного контактного сближения. Принималось, что эта величина не должна превышать $0,1Rz_{исх}$. Тогда минимальный радиус инструмента будет определяться выражением

$$r_{\min} = \frac{1250Sm_{исх}^2}{Rz_{исх}},$$

где $Sm_{исх}$ – средний шаг неровностей, мм;

$Rz_{исх}$ – высота неровностей, мкм.

Для предотвращения влияния исходной волнистости на шероховатость и степень упрочнения обработанной поверхности максимальный профильный радиус инструмента не должен превышать значения, определяемого по зависимости:

$$r_{\max} = \frac{62,5Sm_W^2}{Wz},$$

где Sm_W – средний шаг неровностей исходной волнистости, мм;

Wz – высота неровностей исходной волнистости, мкм.

Учитывая наличие параметров, оказывающих существенное влияние друг на друга, уравнение (5) целесообразно решать с помощью ЭВМ. Кроме того, достаточно сложно учесть различные дополнительные факторы, влияющие на значение того или иного параметра, поэтому при решении уравнения необходим диалог с пользователем.

При упрочняющих режимах обработки шероховатость получаемой поверхности имеет второстепенное значение, а основными параметрами являются глубина и степень упрочнения. Взаимосвязь режимов обработки, параметров обрабатываемой поверхности и инструмента рассмотрена в работе [2].

Для определения степени упрочнения при отделочной и отделочно-упрочняющей обработке можно воспользоваться зависимостью Мейера, имеющей вид

$$P = md_o^n (R/R_o)^{n-2}, \qquad (6)$$

где m – константа Мейера;

d_o – диаметр отпечатка;

n – коэффициент, зависящий от пластических свойств материала;

R – радиус шарика при испытаниях;

R_o – приведенный радиус сферической части инструмента, для которого определяется степень упрочнения.

Усилие деформирования в соответствии с теорией контактного взаимодействия [2, 3] определяется следующим равенством:

$$P = c' k\sigma_т A_ф, \qquad (7)$$

где $A_ф$ – фактическая площадь контакта, определяемая по зависимостям [1, 4].

Выразив диаметр d_o через площадь отпечатка, а фактическую площадь контакта – через относительную контактную длину $tp_к$ и контактное сближение $y_к$, подставляем их, а также зависимость (7) в выражение (6).

Выразив из полученного уравнения степень упрочнения, получаем

$$k = \frac{m}{c'\sigma_т}\left(\frac{4}{\pi}\right)^{n/2} (2\pi R_o y_к tp_к(y_к))^{\left(\frac{n}{2}-1\right)} \left(\frac{R}{R_o}\right)^{n-2}.$$

Зависимость $tp_к(y_к)$ рассмотрена в [1]. Учитывая, что при отделочной обработке происходит в основном только деформация вершин неровностей, то зависимость $tp_к(y_к)$ может быть представлена в упрощенном виде

$$tp_к = \frac{tm}{100}\left(\frac{y_к}{Rp}\right)^ν,$$

где Rp, tm, $ν$ – параметры исходной шероховатости обрабатываемой поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гуров Р.В.** Взаимосвязь режимов обработки и геометрических параметров инструмента с параметрами качества поверхностного слоя при отделочных и отделочно-упрочняющих режимах ОУО ППД // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 8. С. 5–8.

2. **Подольский М.А.** Оценка эффективности упрочнения деталей динамическими методами ППД на основе энергетического критерия: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Ростов-н/Д, 2005. 19 с.

3. **Инженерия** поверхности деталей / под ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.

4. **Суслов А.Г.** Качество поверхностного слоя деталей машин. М.: Машиностроение, 2000. 320 с.

5. **Суслов А.Г., Гуров Р.В.** Проектирование операций отделочно-упрочняющей обработки поверхностно-пластическим деформированием // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 3. С. 14–16.

УДК 621.891.2:621.787.4

В.М. Сорокин, С.С. Танчук *(Нижегородская государственная сельскохозяйственная академия),*
А.В. Михеев, Н.М. Тудакова, В.В. Михеев
(Нижегородский государственный технический университет),
В.В Берглезов *(ПК ООО "Спектр-Б", г. Павлово-на-Оке)*
E-mail: mikheev-aleksandr@yandex.ru

Повышение физико-механических и триботехнических характеристик твердосплавных покрытий вибронакатыванием

Показана эффективность применения твердосмазочных покрытий в трущихся соединениях машин, эксплуатирующихся в различных условиях. Приведены механизм их действия, физико-механические, триботехнические характеристики после обработки вибронакатыванием.

Ключевые слова: *твердосмазочные покрытия, вибронакатывание, физико-механические, триботехнические характеристики, износостойкость, коэффициент трения.*

Efficiency of application solid lubrication coatings on kuot friction of the machine maintained in various conditions is shown. The mechanism of their action, physico-mechanical, tribotechnical characteristics after processing by vibrorolling are resulted.

Keywords: *solid lubricating coatings, vibrorolling, physico-mechanical, tribotechnical characteristics, wear resistance, coefficient of friction.*

В различных парах трения, где по тем или иным причинам невозможно использовать широко распространенные жидкие и пластичные смазки, все большее применение находят *твердосмазочные покрытия* (ТСП). В промышленности используется ряд таких покрытий, представляющих собой композиции на основе дисульфида молибдена, графита, меди, олова, серебра и некоторых других мягких металлов с полимерными и неорганическими связующими [1, 2].

Антифрикционный компонент (MoS_2 и др.) снижает коэффициент трения сопряженных деталей, а связующие вещества – полимеры (ЭД-5, Э-05, ЭП-096, ЭП-074 и др.) – увеличивают силы адгезии порошков к металлической поверхности и связывают (склеивают) частицы в сплошную пленку толщиной 10...50 мкм, по внешнему виду напоминающую лакокрасочное покрытие.

ТСП нашли применение в различных подвижных и неподвижных соединениях авиационно-космической, энергетической, химической, металлургической и другой технике, работающей в экстремальных условиях: высоких нагрузках (600...800 МПа), широком диапазоне скоростей скольжения (до 1 м/с и выше), вакууме, инертных и агрессивных средах, диапазонах температур от криогенных до 1000 °С и выше [3, 4].

При этих условиях эксплуатации большое преимущество в сравнении с другими твердосмазочными материалами имеют дихалькогениды (дисульфиды и диселениды) переходных металлов 5 и 6 групп таблицы Д.И. Менделеева, наиболее распространенным, изученным и экономически выгодным из которых является дисульфид молибдена (MoS_2) [3].

Его потенциальные смазочные возможности характеризуются уникальным сочетанием свойств: способностью сохранять свою структуру и смазывающее действие в различных средах (инертные газы, топливо, вакуум и т.д.) в диапазоне температур от криогенных до 1350 °С, выдерживать контактные нагрузки, превышающие предел текучести подложки, на которую он нанесен, высокой радиационной стойкостью.

Эффективность смазывающего действия MoS_2 во многом зависит от способа его использования в качестве твердосмазочного компонента. В промышленности он нашел широкое применение в виде основы ТСП или композиционных ТСП с антифрикционными добавками (графит, медь, олово, свинец и др.).

Однако триботехнические характеристики ТСП со связующими и его эффективность в значительной мере будут зависеть от следующих факторов: физико-механических и фрикционных свойств их компонентов, в частности связующих материалов; толщины слоя покрытия (получение тонких, равномерных по толщине покрытий, обладающих высокой адгезией к подложке, в ряде случаев невозможно или затруднительно); относительно мягкие пленки (ТСП) частично счищаются с поверхности деталей еще при сборке точного сопряжения, так как конструкцией не предусматривается занижение размеров сопрягаемых деталей для размещения ТСП, а оставшиеся отдельные "островки" (пятна)

покрытия быстро изнашиваются и в самом начале приработки выносятся из зоны трения. Поэтому ТСП в сопряжениях, где зазоры минимальны, а это, как правило, высокоответственные соединения – малоэффективны и не применяются.

В связи с этим в последнее время появляется все больший интерес к технологиям получения ТСП и его свойствам, объясняющийся тем, что при высоких удельных нагрузках и температурах, в различных агрессивных средах, так же как и в вакууме, они имеют существенное преимущество перед традиционными антифрикционными покрытиями и смазками. В частности, заслуживает большого внимания комбинированный способ получения на трущейся поверхности деталей тонкопленочного ТСП на основе MoS_2 и других антифрикционных материалов с высокими триботехническими характеристиками, не препятствующий нормальной сборке сопряжений без занижения размеров деталей под покрытие [2].

Сущность данного способа обработки состоит в нанесении на поверхность детали, обработанной шлифованием или точением с параметром шероховатости Ra = 0,8...1,6 мкм, очищенной и обезжиренной суспензии ТСП и после сушки (термообработки) при температуре до 200 °С производится обработка *поверхностным пластическим деформированием* (ППД) *вибронакатыванием* (ВН) или *вибровыглаживанием* (ВВГ), являющимися наиболее эффективными с точки зрения образования регулярной шероховатости (микрорельефа) в соответствии с ГОСТ 24773–81 (Поверхности с регулярным микрорельефом. Параметры и характеристики)[1].

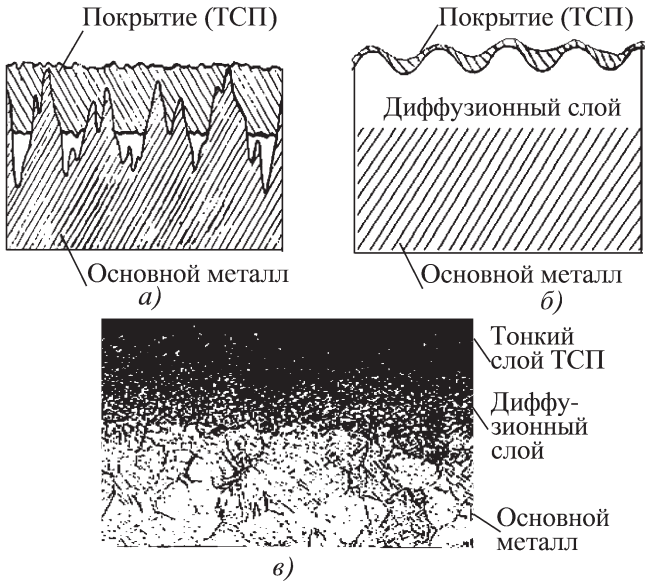


Рис. 1. Изменения поверхностного слоя после нанесения (натирания) ТСП (*а*), *антифрикционно-деформационной обработки* (АДО) (*б*), структура поверхностного слоя после АДО (*в*)

При виброобработке под давлением инструмента (шарик, алмаз), прижатого с усилием P = 200...500 Н к поверхности детали с ТСП толщиной 10...30 мкм (после сушки), частицы покрытия вдавливаются (запрессовываются) в образовавшиеся после механической обработки резанием впадины и внедряются в глубь металла основы вследствие пластической деформации поверхностного слоя.

На обработанной поверхности детали образуется новый более качественный *антифрикционно-упрочненный поверхностный слой* (АУПС), отличающийся от исходного с ТСП твердостью, наличием остаточных сжимающих напряжений, шероховатостью с тонкой пленкой покрытия толщиной δ = 1...3 мкм на округленных (r = 0,5...2,0 мм) вершинах неровностей (рис. 1, 2), измененной структурой, способной к са-

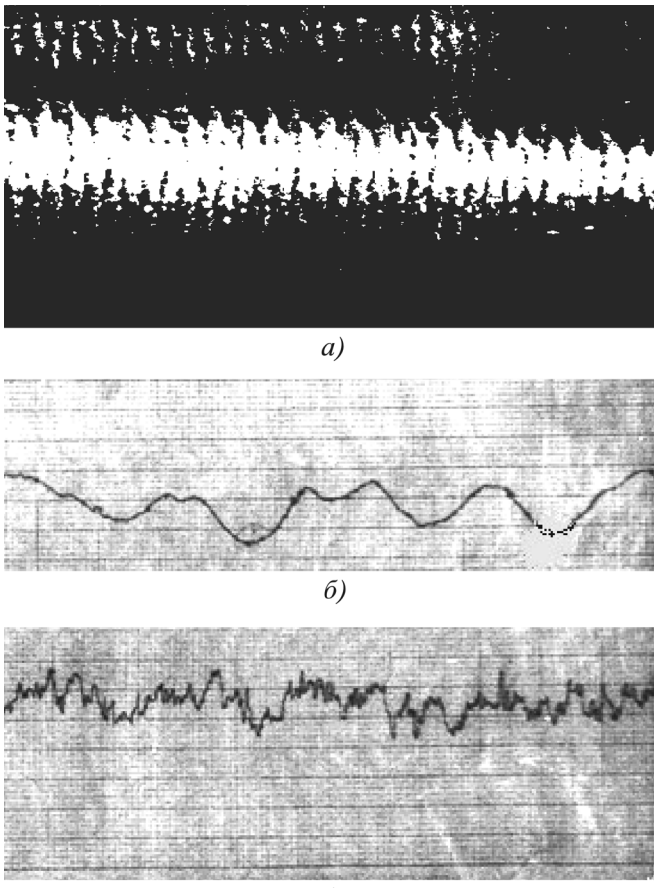


Рис. 2. Поверхность после АДО (*а*) и фрагменты профилограмм поверхностей деталей (образцов) после АДО Ra = 1,1 мкм (*б*) и шлифования Ra = 1,08 мкм (*в*)

[1] ГОСТ разработан с участием В.М. Сорокина.

мовосстановлению (*избирательному переносу* (ИП)) при трении [5].

Действию ИП в этом случае способствуют измененные в результате ППД параметры кристаллической решетки антифрикционного материала, а также величина модуля упругости E' и снижение до минимума уровня коэффициента Пуассона μ', являющиеся функциями интенсивности напряжения σ_i и деформаций ε_i [5, 6]:

$$E' = \frac{\sigma_i / \varepsilon_i}{1 + \frac{1-2\mu}{3E}\frac{\sigma_i}{\varepsilon_i}};$$

$$\mu' = \frac{0{,}5 - \frac{1-2\mu}{3E}\frac{\sigma_i}{\varepsilon_i}}{1 + \frac{1-2\mu}{3E}\frac{\sigma_i}{\varepsilon_i}},$$

или согласно [7] величину E' можно определить из выражения

$$E' = \frac{2P(1-\mu)}{K_1}\frac{2\pi R\delta K_2 + F}{\delta h},$$

где E и μ – соответственно модуль упругости и коэффициент Пуассона до обработки ППД;

K_1, K_2 – коэффициенты, характеризующие соответственно твердость и сцепление покрытия с подложкой;

F – площадь контакта деформирующего инструмента (индентора) радиусом R с заготовкой;

δ – толщина покрытия;

h – глубина отпечатка индентора.

По [7] можно принять $K_1 = 0{,}4083$; $K_2 = 0{,}1453$ при $\mu = 0{,}3$.

Для подтверждения эффективности предложенного комбинированного способа, обеспечивающего получение на детали АУПС, проводили комплекс лабораторно-производственных исследований по стандартным методикам. Сравнительным исследованиям подвергали образцы из сталей 45, 30ХГСН2А, сплава ВТ3-1 с ТСП до и после упрочнения ВН или ВВГ шаром (индентором) $r = 2...3$ мм с усилием 150...600 Н.

Исследовали структуру, текстуру поверхностного слоя, периоды кристаллической решетки c, a, Å, плотность дислокаций ρ, см$^{-2}$, а также микротвердость H_μ, МПа, прочность сцепления σ, МПа, модуль упругости E, МПа, износостойкость: интенсивность износа J_h, мг/м, коэффициент трения $f_{тр}$.

Результаты исследований, выполненные по методикам, разработанным С.С. Гореликом, Л.М. Рыбаковой и Л.Е. Куксеновой, И.В. Крагельским, получившим применение во многих исследованиях [5, 6, 8], приведены в таблице.

Физико-механические свойства покрытий зависят от химической природы металлов наполнителей связующих веществ, строения их элементарного звена, наличия тех или иных функциональных групп (гидроксильных, эпоксидных), пространственно разделенных между собой [1, 5].

В основном твердые смазки имеют двухслойную гексагональную структуру с тригонально-призматической координацией атомов халькогена типа 2H–MoS_2 (MoS_2, $MoSe_2$, WSe_2, WS_2) и др. Положительное действие веществ (покрытий) этого типа не может быть объяснено каким-либо одним механизмом; оно связано с совокупностью многих свойств слоистых смазок и в первую очередь с анизотропией их кристаллического строения.

Разные типы связей – слабые Ван-дер-Ваальса между слоями и прочные ковалентные или ионные внутри слоя – приводят к легкому расщеплению кристалла при малой величине касательных сил, необходимых для сдвига слоев относительно друг друга. Прочность связей в кристалле твердых слоистых смазок можно оценивать через кристаллохимический параметр

$$K_x = c/a,$$

где a, c – соответственно наименьший и наибольший размеры элементарной ячейки.

Для дихалькогенидов тяжелых металлов K_x = = 2,5...4,5; прочность межслойных связей мала и их коэффициент трения находится в пределах 0,1...0,2 [1, 5].

Коэффициент трения твердых смазок в значительной степени определяется также пространственным расположением кристаллов в пленке, возникающей в процессе обработки или при трении скольжения, – ее текстурой. При этом чем выше степень текстурирования, например при ВН с усилиями 300...400 Н, тем ниже трение (см. таблицу). Обычно текстурой располагает только тонкий поверхностный слой толщиной до 0,1 мкм.

Эффективность действия ТСП определяется также соотношением сил адгезии к материалам основы и внутримолекулярных когезионных связей, определяемых адсорбированными газами или парами [1]. Силы адгезии, определяемые характером электронного обмена между металлом и халькогенидом (или электростатическими силами), должны быть больше когезионных, тогда на поверхности формируется устойчивая пленка и процесс трения будет стабилен [1], что подтверждается и исследованиями [9], а также результатами таблицы при оценке $\sigma_{отр}$ штифта и J_h.

Таблица

Результаты исследований физико-механических свойств ТСП и износостойкости (приведены средние значения измерений на 3...5 образцах)

Основа и марка связующего ТСП	P, Н	K_x	ρ, см$^{-2}$	$H_ц$, МПа	$\sigma_{отр}$, МПа	$E\cdot10^3$, МПа	$J_h\cdot10^{-2}$, мг/м	$f_{тр}$
MoS_2+ ЭП-074 (соотношение 7,3:2,7)	0	3,89	$0{,}2\cdot10^7$	320	4,35	1	12,4	0,125
	150	4,94	$0{,}28\cdot10^3$ / $4{,}5\cdot10^{11}$	415	25,4	1,2	5,2	0,11
	300	5,96	$0{,}32\cdot10^3$ / $5{,}6\cdot10^{12}$	490	34,8	1,25	4,1	0,081
MoS_2+Cu+ЭП-0,74 (соотношение 6,0:1,5:2,5)	0	3,41	$4{,}8\cdot10^8$	1100	11,5	85	10,5	0,12
	200	5,28	$8{,}6\cdot10^{11}$	1285	58,7	101,7	5,1	0,1
	400	5,76	$2{,}4\cdot10^{11}$	1350	67,4	107	4,2	0,075
MoS_2+Cu+Sn+ЭП-096 (соотношение 6,0:0,75:0,75:2,5)	0	3,75	$4{,}6\cdot10^8$	1150	12,7	86,5	9,8	0,115
	400	5,12	$8{,}8\cdot10^{12}$	1440	78,5	108,4	3,3	0,09
MoS_2 +Cd+ЭП-096 (соотношение 6,0:1,5:2,5)	0	3,18	$1{,}4\cdot10^7$	380	9,6	42,5	13,2	0,14
	200	3,82	$1{,}1\cdot10^3$ / $2{,}3\cdot10^{12}$	585	81,4	51,4	4,9	0,12
MoS_2+ЭД-5 (соотношение 7,5:2,5)	0	3,89	$0{,}4\cdot10^7$	325	4,5	1,05	11,2	0,12
	250	5,12	$6{,}5\cdot10^3$ / $4{,}4\cdot10^{12}$	510	33,4	1,24	10,7	0,115
MoS_2 +Zn+ЭД-5 (соотношение 6,5:1,0:2,5)	0	3,12	$1{,}8\cdot10^7$	1150	44,6	8,6	14,7	0,14
	200	4,58	$1{,}58\cdot10^3$ / $2{,}8\cdot10^{12}$	1340	288,6	12,3	5,8	0,12
	400	5,04	$1{,}7\cdot10^3$ / $2{,}5\cdot10^{12}$	1620	356,8	15,4	4,9	0,125

Обозначения: $\sigma_{отр}$ – предел прочности отрыва штифта, E – расчетное значение модуля упругости.

Изменением соотношения между силами адгезии и когезии можно добиться эффективного смазочного действия различных ТСП. Так, например, известно [1, 5], что антифрикционные добавки в составе ТСП улучшают их адгезионные свойства и приводят к существенному уменьшению коэффициентов и сил трения.

Установлено [3, 8], что нанесенные на поверхность заготовки порошки в составе ТСП, в частности дихалькогениды тяжелых металлов (MoS_2 и др.), в отдельных случаях могут образовывать с металлом основы сплавы, а сульфиды – соединения типа штейна (смесь сульфидов). Например, реакция между порошком MoS_2 и железом с образованием сульфида железа происходит при температуре около 720 °С. Особенно положительными реагентами для MoS_2, помимо Fe, являются Al, Zn, Cd и содержащие их сплавы. Такие реакции могут быть следствием не только прямого нагрева, но и механохимических процессов, происходящих при механической обработке или трении (трибохимические реакции), т.е. результатом повышения химической активности поверхностей из-за упругой деформации, разрушения микровыступов и повреждений кристаллической решетки металлов в приповерхностном слое и высоких локальных температур на площадках фактического контакта. Интенсивность трибохимических реакций определяется также скоростью перемещения дислокации.

Механизм прохождения подобных реакций хорошо изучен на примере действия серосодержащих присадок к маслам. Методами электронной и рентгеновской дифракции показано, что эффективность

присадок обусловлена возможностью образования слоя сульфидов на поверхности трения [1, 5]. Особенно заметно проявление взаимодействия твердых смазок с металлами при тяжелых условиях работы, высоких температурах, нагрузках и скоростях. Уже при 400 °С на трущихся стальных поверхностях появляется химический модифицированный граничный слой [1], т.е. АУПС, который препятствует заеданию и снижает коэффициент трения и износа.

Выполненные исследования показали, что при нанесении ТСП на заготовку происходит кристаллизация его на анизотропной стальной или титановой основе, поэтому имеет место когерентная кристаллогеометрическая связь в плоскости контакта между металлами покрытия и заготовки. В структуре большинства антифрикционных материалов (MoS_2, Cd, Cu и др.) наблюдаются гексогональной формы кристаллы, расположенные на базисной основе перпендикулярно плоскости металла основы.

После обработки ВН или ВВГ структура металла всех рассматриваемых покрытий приобретает определенную кристаллографическую ориентировку, появляются новые линии скольжения. Например, рентгеноструктурные исследования текстуры MoS_2-покрытия и стальной основы до обработки ППД показали, что в структуре стальной основы преобладают октаэдрические (111) компоненты, а основной кристаллографической ориентацией кристаллов в MoS_2-покрытии является "столбчатая" (по форме микронеровностей) структура с ориентацией (110).

Последующая обработка заготовки с покрытием ВН приводит к изменению кристаллографической текстуры покрытия, уменьшается (и даже совсем исчезает) количество кристаллов базисной ориентации и образуется текстура (1010).

Покрытие приобретает более ярко выраженное кристаллическое строение с размерами решетки a = = 3,171 А° и c = 18,851 А°, кристаллический параметр $K_x = c/a$ увеличивается с 3,89 (без упрочнения) до 5,96 после ВН (см. таблицу). Наблюдается существенное изменение ориентации и высокая степень текстурирования поверхностного слоя, приводящие к эффекту аномально низкого трения – коэффициент трения снижается до сотых и меньших долей (f = 0,08...0,01).

Высокая степень текстуры и резкое снижение коэффициента трения скольжения обусловлено также дегазацией плоскостей кристаллитов за счет удаления гидроксилсодержащих групп и уменьшения сил сцепления между отдельными кристаллами. Аналогичные изменения текстуры имели место и в слоях ТСП с другими компонентами (Cd, Zn, Cu) после обработки ВН или ВВГ.

Исследование дислокационной структуры (см. таблицу) показало, что плотность дислокаций в поверхностном слое образцов после ППД увеличивается на 3–4 порядка, а также в отдельных случаях наблюдается ее снижение на самой поверхности (в покрытии). Это объясняется тем, что дислокации, как и другие дефекты кристаллов металла, выходя на поверхность и являясь стоком для элементов покрытий, могут аккумулировать их, способствовать образованию локальных областей сплавления с металлом основы и росту нитевидных кристаллов. Однако это возможно только при благоприятном сочетании векторов Бюргерса и осей роста нитевидных кристаллов.

Исследования микроструктуры и микротвердости покрытий и металла основы подтвердили результаты рентгеноструктурного анализа. На поверхности образцов при прямом наблюдении отчетливо виден тонкий (3...5 мкм) диффузионный слой, представляющий собой твердый раствор внедрения атомов железа в кристаллическую решетку покрытий (Cd, Cu и MoS_2).

На глубине 6...60 мкм от поверхности исследованных образцов наблюдаются диффузионные слои, представляющие собой твердые растворы атомов покрытий в железе (см. рис. 1, *в*). Причем большая величина диффузионного слоя отмечается у образцов из стали 45 с покрытиями MoS_2, чем у всех других, что, по-видимому, связано с более высокой подвижностью атомов MoS_2, чем Cd, а также влиянием легирующих элементов (сталь 30ХГСН2А), в частности хрома, который увеличивает силы связи в кристаллической решетке железа, а это приводит к малой подвижности атомов и замедлению диффузии в стали 30ХГСН2А.

Повышение степени деформирования при ППД приводит к увеличению толщины диффузионного слоя. Так, у стали 30ХГСН2А диффузионный слой увеличивается с 10...15 мкм при P = 200 Н до 20...30 мкм при P = 400 Н, что объясняется ростом удельных давлений и мгновенных температур и связанной с этим подвижностью атомов покрытий. В поверхностном слое образцов на глубине 0,15...0,3 мм наблюдаются измельчение и искажение зерен, а также "размытие" их у поверхности.

Указанные изменения приводят к существенному упрочнению поверхностного слоя образцов с покрытиями. Микротвердость покрытий повышается на 15...25 %, что в значительной степени обусловлено диффузионными явлениями. А повышение микротвердости на 25...30 % стальной основы связано как с диффузионными явлениями, так и с другими физико-химико-механическими изменениями, происходящими в поверхностном слое металла основы при ППД.

Все эти изменения тем больше, чем выше величина усилия обработки ППД, однако увеличение P более 300...400 Н (в зависимости от ТСП) нецелесообразно, так как приводит к разрушению покрытий и металла основы вследствие перенаклепа.

Измененное состояние и стойкость ТСП после обработки ППД оценивали испытаниями на прочность сцепления методом отрыва штифта, сопротивление изнашиванию – на специальных установках по методикам, изложенным в [5, 6]. Как следует из таблицы прочность сцепления покрытий с металлом основы после ППД увеличивается в 4–8 раз в сравнении с исходной прочностью до упрочнения. Во всех случаях отрыв штифта происходит не по поверхности раздела покрытие–металл основы, а по самому покрытию.

Сравнительные испытания на износостойкость показали, что сочетание антифрикционного покрытия с последующим ВН или ВВГ в 2–3 раза и более повышает износостойкость трущихся пар, на 50...70 % снижает коэффициент трения. Это обеспечивается как улучшением характеристик микрорельефа (см. рис. 2), так и повышением прочности сцепления антифрикционных покрытий с основой, формированием за счет перераспределения химических элементов покрытия и металла основы нового интерметаллического соединения в поверхностном слое, отличающегося от исходного структурой, вязкостью и прочностью.

Полученные расчетным путем с использованием методики [7] значения модуля упругости E и коэффициента Пуассона μ в зависимости от условий обработки (P = 0...500 Н) составляют для:

– ТСП с дисульфидом молибдена – E = $= (1{,}0...1{,}25)\cdot 10^3$ МПа; μ = 0,42...0,33;

– ТСП с кадмием – $E = (42{,}5...51{,}4)\cdot 10^3$ МПа; μ = = 0,3...0,24;

– ТСП с медью – $E = (85...107{,}0)\cdot 10^3$ МПа; μ = = 0,32...0,28.

Эти данные могут быть использованы в расчетах прогнозирования долговечности изделий на стадии проектирования.

Предложенным методом обрабатывали высоконагруженные болты и оси шарнирных соединений шасси самолетов и других механических систем, что позволило повысить их эксплуатационную надежность и ресурс более чем в 5 раз [10].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гаркунов Д.Н.** Триботехника. Износ и безопасность. М.: Изд-во МСХА, 2001. 616 с.

2. **Сорокин В.М.** Комбинированная антифрикционно-упрочняющая обработка (КАУО) – как метод формирования и управления качеством поверхностного слоя и повышения долговечности деталей машин // Эффект безызносности и триботехнологии. 2003. № 1. С. 84–95.

3. **Макаров Ю.В.** Твердосмазачные покрытия на основе синтетического дисульфида молибдена для работы в экстремальных условиях // Вестник машиностроения. 1981. № 12. С. 33–35.

4. **Сорокин В.М., Тудакова Н.М.** Анализ причины отказов деталей механических систем самолетов и пути обеспечения их долговечности // Наука производству. Современные задачи управления, экономики, технологии и экологии в машино- и приборостроении: материалы Всерос. науч.-техн. конф. Арзамас: АфНГТУ, 1998. С. 63–65.

5. **Сорокин В.М.** Комбинированная антифрикционно-упрочняющая обработка деталей машин. Всесоюз. Совет науч.-техн. обществ. Горький, 1985. 91 с.

6. **Сорокин В.М.** Исследование прочности сцепления и долговечности антифрикционных покрытий после упрочнения ППД // Вестник машиностроения. 1982. № 11. С. 25–27.

7. **Михин Н.М., Горячева И.Г.** и др. Теоретическое и экспериментальное исследование напряженно-деформированного состояния в контакте индентор–твердое смазочное покрытие // Трение и износ. 1982. Т. 3. № 3. С. 490–494.

8. **Сорокин В.М.** Физико-механические свойства покрытий и стальной основы после ударно-импульсного воздействия // ФХОМ. АН СССР. 1983. № 3. С. 26–28.

9. **Сорокин В.М., Танчук С.С.** и др. Упрочнение поверхностей валов совмещенным натиранием антифрикционных покрытий и ППД // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 2. С. 38–43.

10. **Сорокин В.М.** Методы повышения надежности транспортных машин и оборудования. Н. Новгород: НГСХА, 2008. 213 с.

УДК 631.3.004.67:621.35.035.4

Ю.Е. Кисель *(Брянская государственная инженерно-технологическая академия)*
E-mail: YPK2@mail.ru

О взаимосвязи электрофизических свойств электрохимических покрытий с фазовыми превращениями при их термической обработке

Исследовано влияние термической обработки на некоторые электрофизические свойства композиционных электрохимических покрытий на основе железа с дисперсными включениями карбида бора. Показано, что контроль электросопротивления и термоЭДС гетерогенного материала в процессе термообработки позволяет достаточно точно определить температуру начала химического взаимодействия между его компонентами.

Ключевые слова: *композиционные электрохимические покрытия, структура, механические свойства, износостойкость, дисперсная фаза.*

Influence of thermal processing on some electrophysical properties of composite electrochemical coatings on the basis of iron with disperse inclusions of boron carbide was investigated. Also it was shown, that the control of electric resistance and thermoEMP of heterogeneous material during heat treatment is exact enough for definition of temperature of the beginning of chemical interaction between its components.

Keywords: *composite electrochemical coatings, structure, mechanical properties, resistance increase, dispersed phase.*

Введение

Структурно-чувствительные свойства металлов представляют большой интерес для анализа и контроля изменений их структуры в процессе модификации [1–4]. К ним относятся электрофизические свойства: электросопротивление и термоЭДС. Наличие зависимости между такими свойствами и структурой материала, в частности, полученного в форме электролитических покрытий, позволяет, с одной стороны, создавать покрытия с разными свойствами, а с другой – дает возможность изучать и контролировать процесс их модификации при различных видах обработки (например, с помощью ТВЧ, лазера и других методов).

Контроль электросопротивления и термоЭДС легко осуществим, не требует больших затрат и сложного оборудования. Поэтому **целью работы** было изучение изменения электрофизических свойств *композиционных электрохимических покрытий* (КЭП) и определение взаимосвязи этих свойств с фазовыми и структурными превращениями при термической обработке. Представляют интерес сопоставление данных статьи с литературой и попытка обобщения их на гетерогенные дисперсно-упрочненные материалы.

Методика проведения исследований

Электрофизические свойства, структурные и фазовые изменения изучали на примере КЭП Fe–B_4C.

Для получения КЭП на основе железа использовали раствор хлористого железа. В качестве *дисперсной фазы* (ДФ) служил микропорошок промышленного изготовления карбида бора марки М14. Образцы – пластины КЭП размером 10×10×1 мм, отделенные от подложки.

Подробная технология получения КЭП и образцов покрытий была разработана и изложена в работах [5–8]. После получения образцы покрытий стабилизировали в течение 10 сут хранения. Нагрев образцов ТВЧ проводили на установке типа ИЗ-250-10. Температуру нагрева (T = 200...1200 °С) контролировали пирометрически.

Электросопротивление КЭП R определяли с помощью одинарного моста типа Р333 с точностью до 10^{-5} Ом по четырехконтактной схеме [9], термоЭДС – по методике, изложенной в работе [10].

Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-3М по методике [11]. Объемное содержание ДФ $V_{ДФ}$, % об. в покрытии определяли методом

стереометрического анализа и микротвердости [7, 12], плотность КЭП $\gamma_{КЭП}$ – методом гидростатического взвешивания [10]. Плотность матрицы $\gamma_м$ для построения зависимости $\gamma_м = f(T)$ вычисляли по формуле

$$\gamma_м = \frac{\gamma_{КЭП} - \gamma_{ДФ} V_{ДФ}}{(1 - V_{ДФ})},$$

где $\gamma_{ДФ}$ – плотность ДФ.

Повторность испытаний в опытах составляла 3–10 раз. Опытные данные обрабатывали методами математической статистики. Для построения функциональных зависимостей использовали регрессионный анализ [13, 14].

Результаты исследований и их обсуждение

КЭП получались качественными, без слоев и трещин, с равномерным распределением ДФ. Содержание ДФ в покрытии составляло 20...24 % об. Изменение структуры КЭП при высокотемпературной обработке свидетельствовало о протекании в гетерогенном материале диффузионных процессов [15].

Известно, что электросопротивление боридов железа в КЭП значительно выше, чем чистых металлов [16]. Следовательно, процесс образования боридов при термической обработке должен сопровождаться ростом электросопротивления образцов. Однако при нагреве до 400...600 °С электросопротивление КЭП уменьшалось, а затем, пройдя через минимум при температуре 600...700 °С, несколько возрастало (рис. 1).

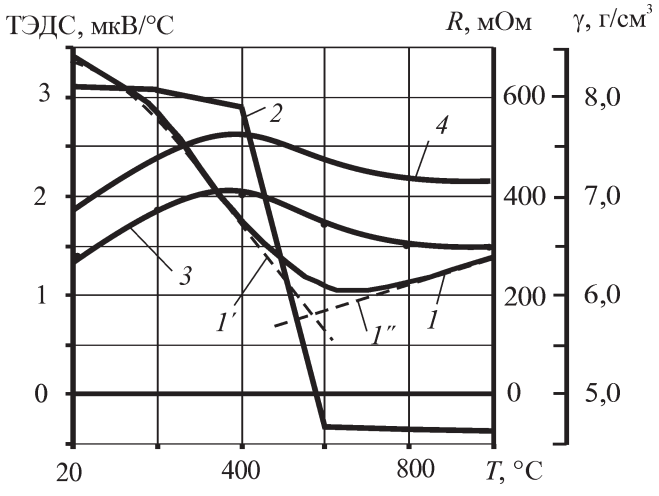


Рис. 1. Влияние термообработки образцов на электросопротивление (*1*), термоЭДС (*2*), плотность КЭП (*3*) и матрицы (*4*)

Анализ зависимости $R = f(T)$ показал, что на участке температур 20...600 °С она имела вид (см. рис. 1, кривая *1′*):

$$R = 682 - 0{,}762T - 0{,}002T^2, \quad (1)$$

а в области температур 600...1000 °С была близкой к линейной (см. рис. 1, кривая *1″*):

$$R = 0{,}242T + 38. \quad (2)$$

Термическая обработка КЭП приводила к изменению их термоэлектрических свойств. ТермоЭДС КЭП до температуры 20...400 °С плавно уменьшалась, что подтверждает отсутствие фазовых превращений в КЭП. При температуре 400...600 °С происходило резкое падение термоЭДС с изменением знака (см. рис. 1, кривая *2*).

Нагрев КЭП и взаимодействие их компонентов сопровождались изменениями плотности $\gamma_{КЭП}$. Так, с увеличением температуры нагрева 400...500 °С плотность железной матрицы $\gamma_м$ увеличивалась (см. рис. 1, кривая *3*). При температурах нагрева более 500 °С плотность матрицы уменьшалась вследствие взаимодействия наполнителя и матрицы, диффузии бора и углерода в кристаллическую решетку железа и образования новых фаз. Объемные изменения при образовании новых фаз сопровождались изменением внутренних напряжений и других свойств покрытий [17].

Изменения плотности $\gamma_м$ и $\gamma_{КЭП}$ являются следствием структурных и фазовых превращений. Действительно, для "чистых" металлов связь плотности дефектов кристаллической решетки ρ с электросопротивлением R может выражаться соотношением [18]:

$$R = C\rho, \quad (3)$$

где C – коэффициент пропорциональности.

Сопоставление результатов данных экспериментов и литературы [2, 19] показало, что связь между плотностью дефектов кристаллической решетки и плотностью "чистого" электролитического железа γ можно выразить зависимостью (рис. 2)

$$\rho = -0{,}002\gamma + 15{,}69. \quad (4)$$

Уравнения (3) и (4) позволили установить связь между электросопротивлением и плотностью "чистого" электролитического железа в форме:

$$R = A\gamma + B, \quad (5)$$

где A, B – коэффициенты пропорциональности.

Для установления связи электросопротивления с размерами блоков мозаики и микроискажениями кристаллической решетки "чистого" электролитического железа в первом приближении можно воспользоваться известным уравнением Смолмена.

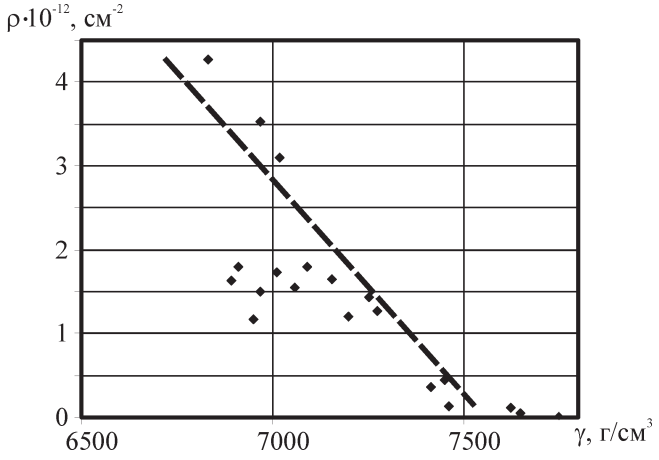


Рис. 2. Взаимосвязь между плотностью электролитического железа и плотностью дислокаций

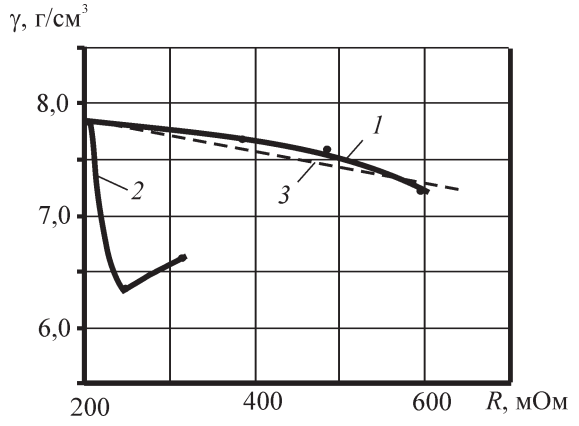


Рис. 3. Взаимосвязь между плотностью материала матрицы и его электросопротивлением:
1 – до фазовых изменений; *2* – после фазовых изменений; *3* – аппроксимированная уравнением типа (*5*)

Выражение (5) можно использовать для исследования изменений субмикроструктуры КЭП при термическом воздействии в области, предшествующей фазовым превращениям.

Действительно, полученную по результатам эксперимента кривую зависимости электросопротивления от плотности матрицы КЭП можно разложить на две составляющие: до фазовых превращений (рис. 3, кривая *1*) и после (рис. 3, кривая *2*). Они характеризуют различные процессы, происходящие между компонентами КЭП при нагревании. В области, где отсутствуют фазовые изменения, зависимость $\gamma = f(R)$ близка к линейной и может быть аппроксимирована уравнением (5) (рис. 3, кривая *3*):

$$\gamma_м = -0{,}001R + 7{,}96.$$

После нагрева образцов до 400...600 °С зависимость $\gamma = f(R)$ претерпевает резкий излом, свидетельствующий о начале и развитии химического взаимодействия между материалом матрицы и включениями. Это подтверждает наличие резкого изменения термоЭДС (см. рис. 1), а также появление характерных для боридов железа пиков на рентгенограммах образцов КЭП после термообработки (рис. 4). С ростом температуры обработки интенсивность пиков увеличивается, что свидетельствует о нарастании массы новообразований в КЭП (см. рис. 4, *б*, *в*).

Установленные характерные зависимости электросопротивления, термоЭДС и плотности осадков от температуры обработки и данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о начале химического взаимодействия между составляющими гетерогенного материала. Наблюдаемый процесс имеет место не только в КЭП, но и в других материалах, полученных различными способами, что можно установить по данным ряда работ, посвященных термообработке гетерогенных материалов [20, 21].

Таким образом, контроль термоЭДС и электросопротивления осадков в процессе термообработки гете-

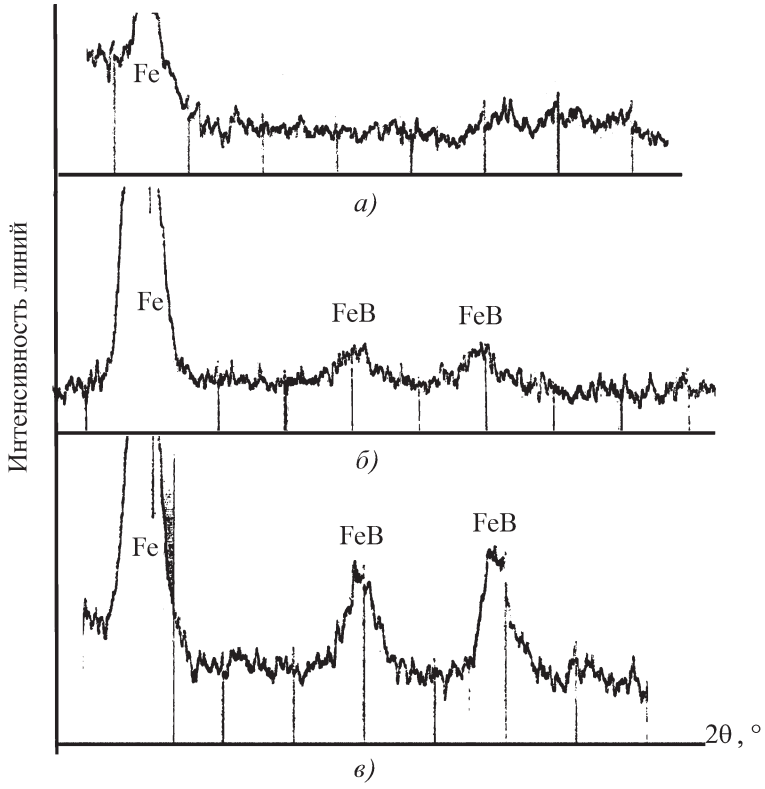


Рис. 4. Фрагменты рентгенограмм образцов КЭП после термообработки, °С:
а – 400; *б* – 600; *в* – 800

рогенных материалов позволяет более точно определить температуру начала химического взаимодействия между составляющими гетерогенного материала в сравнении с рентгеновским методом. При этом точность анализа можно повысить, получая экспериментальную зависимость $R(T)$ в виде уравнений (1) и (2) и находя их общее решение. Исследования нагрева и сопоставление полученных таким образом данных показали, что фазовые превращения в КЭП Fe–B_4C происходят при температурах 580...620 °С. Эти результаты позволяют уточнить температуру начала фазовых превращений в системе Fe–B_4C, установленную ранее на основе дилатометрического анализа [15].

Снижение электросопротивления и термоЭДС КЭП при нагреве до 580...620 °С объясняется изменениями субмикроструктуры матрицы и уменьшением микроискажений кристаллической решетки, которые обусловлены миграцией вакансий к свободным поверхностям и границам зерен и аннигиляцией на них, выходом из осадка протонированного и молекулярного водорода, разложением и миграцией из покрытий гидроксидов железа и других хемсорбированных соединений [2, 3].

Весьма характерно, что связь электросопротивления с плотностью железа с нагревом наиболее четко выявляется в области до фазовых превращений (см. рис. 3). При температуре нагрева более 580...620 °С линейная связь теряется.

Увеличение электросопротивления КЭП связано с проявлением химического взаимодействия дисперсных частиц карбида бора и железа. При этом образуются карбиды и бориды железа, имеющие электрофизические свойства, отличающиеся от "чистого" электролитического железа. Диффузия бора и углерода в кристаллическую решетку железа также приводит к увеличению ее микроискажений.

Выводы

Установлено, что контроль электросопротивления и термоЭДС гетерогенного материала в процессе термообработки позволяет достаточно точно определить температуру начала химического взаимодействия между его компонентами.

Для повышения эксплуатационных свойств гетерогенных материалов и КЭП (повышения износостойкости, микротвердости, прочности на растяжение и др.) следует проводить нагрев до температуры начала межфазных реакций, при которой формируется достаточно прочная связь между материалом матрицы и включениями.

Для снижения трудоемкости контроля фазовых превращений в гетерогенных материалах рекомендуется применять метод измерения электросопротивлений и термоЭДС вместо трудоемкого и менее чувствительного рентгеновского метода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Порошковая** металлургия. Спеченные и композиционные материалы / Под ред. В. Шатта. М.: Металлургия, 1983. 520 с.

2. **Петров Ю.Н., Гурьянов Г.В., Бобанова Ж.И.** Электролитическое осаждение железа. Кишинев: Штиинца, 1990. 195 с.

3. **Гурьянов Г.В.** Электроосаждение износостойких композиций. Кишинев: Штиинца, 1986. 240 с.

4. **Сурин В.И., Евстюхин Н.А.** и др. Структурный анализ пористых материалов методом измерения электросопротивления и термоЭДС // Испытания реакторных материалов. М.: Энергоатомиздат, 1988. С. 37–43.

5. **Кисель Ю.Е.** Повышение долговечности быстроизнашиваемых деталей сельскохозяйственной техники композиционными электрохимическими покрытиями на основе сплавов железа: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 2001. 18 с.

6. **Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В.** Повышение износостойкости деталей машин композиционными электрохимическими покрытиями // Тракторы и сельхозмашины. 2009. № 10. С. 39–42.

7. **Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В.** Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композиционных электрохимических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 13–21.

8. **Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В.** Структура и некоторые прочностные свойства электролитических сплавов железа // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 7. С. 25–30.

9. **Гамбург Ю.Д.** Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов. М.: Янус-К, 1997. 384 с.

10. **Костин П.П.** Физико-механические испытания металлов, сплавов и неметаллических материалов. М.: Машиностроение, 1990. 256 с.

11. **Миркин Л.И.** Рентгеноструктурный анализ. Индицирование рентгенограмм. М.: Наука, 1981. 328 с.

12. **Шаскольская М.П.** Кристаллография. М.: Высшая школа, 1984. 375 с.

13. **Колемаев В.А., Староверов О.В., Турундаевский В.Б.** Теория вероятностей и математическая статистика. М.: Высшая школа, 1991. 400 с.

14. **Юдин М.И.** Планирование эксперимента и обработка его результатов. Краснодар: КГАУ, 2004. 239 с.

15. **Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В., Кисель П.Е.** К структурным изменениям электрохимических покрытий при высокотемпературном нагреве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 8. С. 39–42.

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

17. **Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В.** и др. Лазерная обработка износостойких композиционных электрохимических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 9. С. 32–38.

18. **Штремель М.А.** Прочность сплавов. Ч. 1. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982. 280 с.

19. **Юдина Е.М.** Повышение ресурса восстановленных деталей сельскохозяйственной техники композиционными гальваническими покрытиями на основе железа: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Кишинев, 1993. 21 с.

20. **Кудинов В.В., Пекшев П.Ю., Белащенко В.Е.** Нанесение покрытий плазмой. М.: Наука, 1990. 215 с.

21. **Бахарев М.С., Миркин Л.И.** и др. Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях. М.: Изд-во Моск. ун-та, 1988. 224 с.

УДК 621.771.07

Е.Н. Сафонов, И.С. Дружинин, В.С. Демин, Л.В. Чадин
(Нижнетагильский технологический институт (филиал)
ФГАОУ ВПО "Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина")
E-mail: nti44@mail.ru

Плазменная закалка стали 20Х13

Исследованы структура, фазовый состав и твердость поверхностного слоя стали 20Х13, обработанного двумя последовательными проходами плазменной дуги. Показано, что плазменная обработка позволяет получить в структуре локальной зоны закалки мартенсит со значительной (30...50 %) долей остаточного аустенита, твердость термоупрочненного поверхностного слоя при этом составляет 650...700 HV, общая глубина локальной зоны упрочнения с модифицированной структурой достигает одного миллиметра.

Ключевые слова: *плазменная закалка, структура, свойства закаленной зоны.*

There have been researched the structure, phase composition and hardness of the steel blanket 20X13 machined with two consecutive passes of the plasma arc. It has been shown that plasma machining allows to get martensite with the considerable (30...50 %) fraction of the permanent austenite in the structure of the local zone hardening. At that the hardness of the heat-strengthened blanket makes 650...700 HV. The total depth of the local zone strengthening with the modified structure reaches one millimeter.

Keywords: *plasma hardening, structure, properties of hardened zone.*

Введение

Сталь 20Х13 предназначена для изготовления ответственных деталей с повышенной пластичностью, подвергающихся динамическим нагрузкам. Наряду с повышенными требованиями по сопротивляемости коррозии и жаростойкости такие детали, как правило, должны обеспечивать высокую износостойкость рабочей поверхности в условиях трения.

Для формирования заданного комплекса свойств после объемной термообработки обычно предусматривается последующее локальное термоупрочнение рабочей поверхности, например закалкой ТВЧ. Учитывая технико-экономические аспекты рационального применения высокочастотной технологии, анализировали поверхностное упрочнение плазменной закалкой.

Процесс плазменной поверхностной термообработки обеспечивает получение закаленных поверхностных слоев глубиной 0,5...2,5 мм с мелкозернистой мартенситно-аустенитной структурой, высокими микротвердостью, износо- и трещиностойкостью. Эти свойства достигаются за счет диспергирования и увеличения локальной неоднородности структуры пакетного и пластинчатого мартенсита с разным содержанием углерода, повышения плотности дислокаций, сохранения в поверхностном слое нерастворенных при нагреве карбидных частиц и остаточного аустенита, который способствует уменьшению выкрашивания и растрескивания на этапе приработки.

Износостойкость термообработанных плазменной дугой поверхностей увеличивается в 2–8 раз, возможна многократная послойная модификация структуры обрабатываемых участков, процесс упрочнения является безотходным, экологически чистым и легко встраиваемым в технологические схемы изготовления и ремонта деталей машин, являясь финишной операцией [1–3].

Использование плазменной закалки для поверхностного упрочнения деталей из стали 20Х13 выявило ряд особенностей, обусловленных существенным отличием ее теплофизических характеристик от соответствующих показателей для обычных углеродистых сталей, и потребовало исследования структуры, фазового состава и твердости зоны термического влияния.

Методика проведения исследований

Для экспериментов использовали образец размером 50×30×500 мм из стали 20Х13, содержащей 0,19 % С и 12,23 % Cr, концентрация остальных составляющих соответствовала ГОСТ 5632–72. Предварительная термообработка образца: закалка от 1050 °С в масло, отпуск 770 °С с охлаждением на воздухе.

На гранях образца с помощью плазматрона прямого действия [2] формировали области поверхностного упрочнения двумя последовательными проходами плазменной дуги с перекрытием локальных зон закалки на ~ 30 % их ширины (рис. 1, см. с. 2 обложки, 2). Режим обработки: сила тока плазменной дуги – 190...220 А; напряжение – 48...50 В; скорость перемещения плазматрона – 2; 2,5 и 3 см/с.

Структуру и твердость зоны плазменной закалки изучали на поперечных шлифах с использованием микроскопов "Olympus" и "Neophot-2" при увеличениях 50...1000. Измерение твердости производили на приборе "Duramin-2" под нагрузкой 4,9 Н[1].

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлено поперечное сечение термоупрочненного поверхностного слоя, сформированного двумя последовательными проходами плазменной дуги с погонной энергией (q/v) 0,4 МДж/м. Оплавления поверхности при этом не наблюдается и модификация исходной структуры (сорбит отпуска) происходит в твердой фазе.

Процесс плазменной термообработки характеризуется подводом тепловой энергии с поверхности и распространением ее во внутренние слои металла за счет теплопроводности. При этом микрообъемы, находящиеся на разном расстоянии от поверхности, нагреваются до разных температур, причем скорости нагрева и охлаждения этих микрообъемов тоже различны.

Выдержка при постоянной температуре, характерная для объемной термообработки, здесь также отсутствует, фазовые превращения происходят в условиях скоростного нагрева и охлаждения и отличаются различной степенью завершенности, поэтому в зоне термического влияния фиксируется широкий спектр структурных состояний (рис. 3).

Температурно-временные условия существования аустенита в условиях реализуемого термического цикла не обеспечивают его гомогенизации по углероду и при быстром охлаждении устойчивость аустенита в микрообъемах с различным содержанием углерода оказывается тоже различной. В областях с высокой его концентрацией, где точка Мн понижается, фиксируется остаточный аустенит. В участках с пониженным содержанием углерода, где точка Мн выше, формируется мартенсит.

Поскольку мартенситное превращение протекает в мелкозернистом аустените, формируется бесструктурный или типичный пакетный мартенсит, между рейками которого располагаются участки остаточного аустенита (рис. 4, *а*), доля которого вблизи поверхности может превышать 50 %. Характер распределения остаточного аустенита в мартенситной матрице качественно изменяется в сравнении с объемной закалкой – аустенитная фаза равномерно распределяется в виде тонких прослоек между кристаллами мартенсита, что способствует повышению пластичности интегрированной структуры.

[1] Исследования выполнены под руководством А.Е. Балуева.

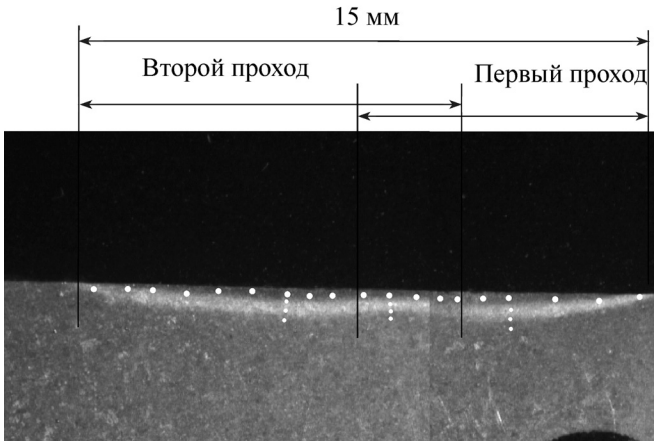


Рис. 2. Поперечное сечение термоупрочненного поверхностного слоя, сформированного двумя последовательными проходами плазменной дуги (точки – схема измерения твердости) (×10)

Не вызывает сомнения, что присутствие метастабильного остаточного аустенита в сталях желательно, поскольку позволяет реализовать энергопоглощающий процесс превращения $\gamma_{ост} \rightarrow \alpha_м$ в ходе эксплуатационного нагружения. Мартенситное превращение, протекающее в процессе контактно-ударного или аб-

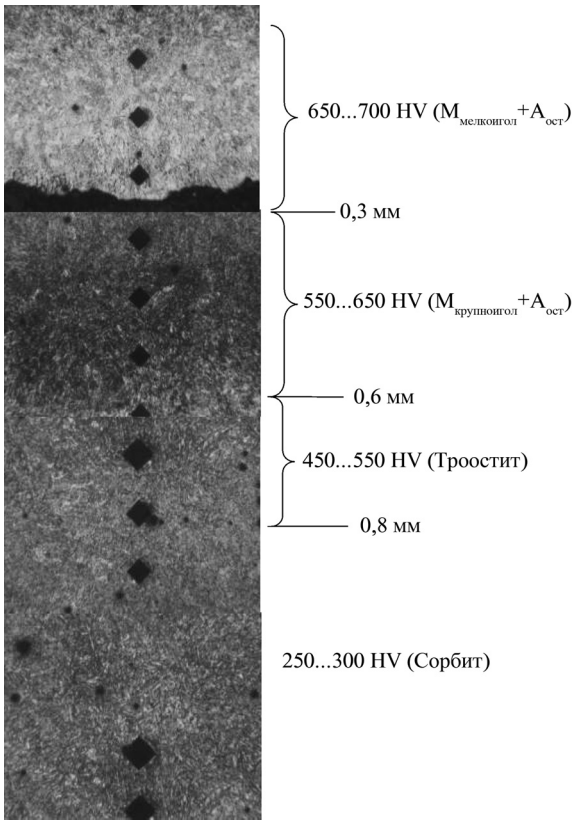


Рис. 3. Структура и твердость локальной зоны плазменной закалки (см. рис. 2 второй проход) (×160)

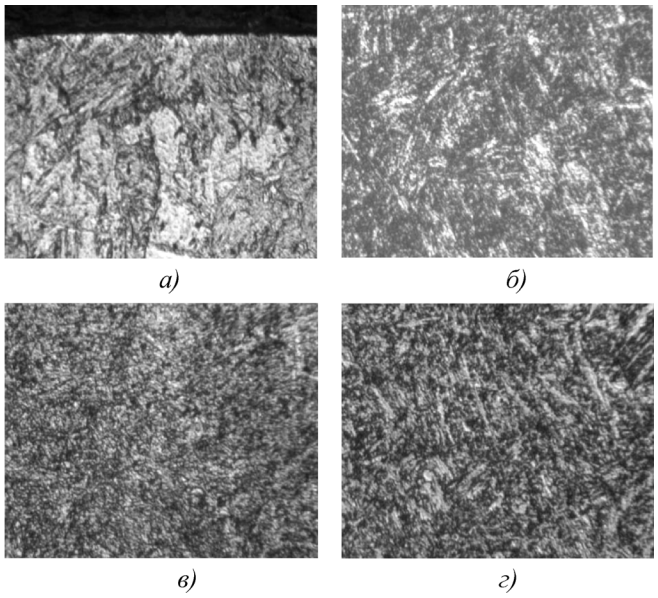


Рис. 4. Структура участков локальной зоны плазменной закалки (×100)

разивного взаимодействия рабочей поверхности с изнашивающей средой, обеспечивает не только упрочнение, но и частичную диссипацию энергии разрушения в сочетании с релаксацией напряжений при образовании кристаллов мартенсита деформации. Износостойкость поверхностного слоя, претерпевшего такое превращение, многократно возрастает. Аналогичный эффект проявляется и в поверхностном слое, упрочненном плазменной закалкой [2].

На глубине более 0,3 мм твердость снижается за счет образования крупноигольчатого мартенсита с уменьшением доли остаточного аустенита (рис. 4, *б*), еще ниже, на глубине более 0,6 мм, наблюдается зона неполной закалки со структурой мелкодисперсного троостита (рис. 4, *в*), плавно переходящая в структуру сорбита отпуска основного металла (рис. 4, *г*).

Таким образом, согласно экспериментальным данным, обработка плазменной дугой с погонной энергией 0,4 МДж/м позволяет получить в поверхностном слое стали 20Х13 мартенсит со значительной (30...50 %) долей остаточного аустенита. Твердость поверхностного слоя при этом составляет 650...700 HV, глубина упрочненной зоны – 0,8 мм.

Режимы с повышенным значением силы тока плазменной дуги и невысокой скоростью ее перемещения характеризуются увеличенным энерговложением и при обработке доэвтектоидных углеродистых сталей позволяют достичь максимальных значений глубины и твердости зоны закалки.

При плазменной закалке рассматриваемой стали погонная энергия 0,4 МДж/м, по-видимому, близка к предельной, поскольку ее повышение до 0,45 МДж/м,

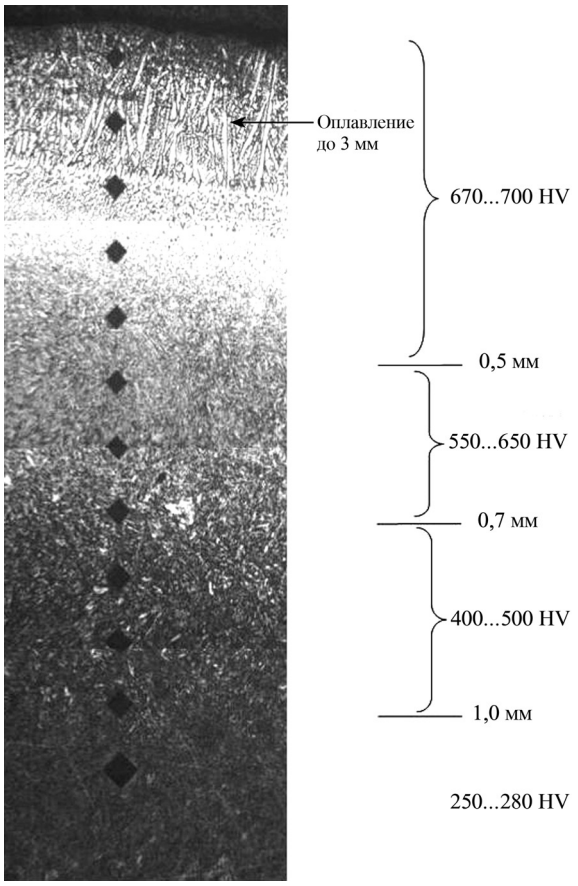


Рис. 5. Структура и твердость локальной зоны плазменной закалки после обработки дугой с удельной тепловой мощностью 0,45 МДж/м (×160)

хотя и обеспечивает некоторое увеличение глубины и твердости зоны закалки, сопровождается оплавлением поверхности (рис. 5), что не всегда приемлемо.

Изменение твердости в поперечном сечении термоупрочненного слоя на глубине ~ 0,3 мм (см. рис. 2) представлено на рис. 6. Крайние точки соответствуют твердости стали, не подвергавшейся плазменной обработке. Снижение твердости в области перекрытия локальных зон плазменного воздействия вызвано отпуском закаленной при первом проходе стали, происходящим в условиях повторного нагрева.

При формировании каждым последующим проходом плазменной дуги новой зоны термического воздействия в том участке зоны закалки, сформированной предыдущим проходом, где температура повторного нагрева превышает Ac_3, происходит полная фазовая перекристаллизация и повторная закалка, в результате которой по структурному составу эти части не отличаются, однако, согласно [3], возрастает плотность дислокаций, увеличиваются степень дисперсности структуры и твердость. В той части зоны закалки, сформированной предыдущим проходом ду-

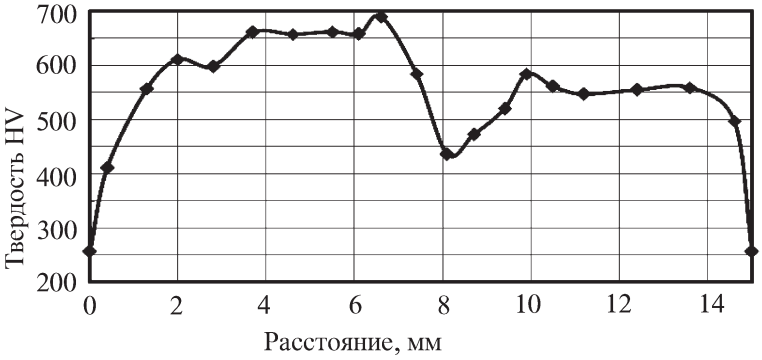


Рис. 6. Изменение твердости в поперечном сечении термоупрочненного слоя на глубине ~ 0,3 мм (см. рис. 2)

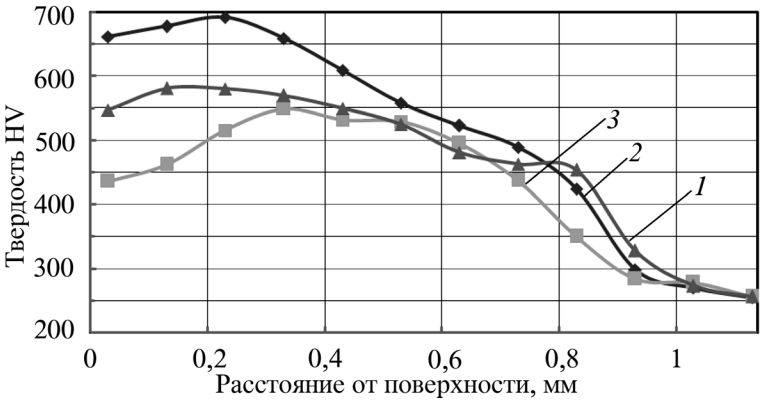


Рис. 7. Изменение твердости по глубине термоупрочненного слоя: *1* – первый проход (см. рис. 2); *2* – второй проход; *3* – зона отпуска

ги, где температура повторного нагрева не превышает Ac_1, происходит скоростной отпуск ранее возникшей закаленной структуры. Хотя твердость в зоне отпуска ниже, чем в закаленных зонах, она значительно превышает уровень, характерный для исходной структуры (рис. 7).

Зоны отпуска с дисперсной структурой и пониженной твердостью служат барьерами на пути распространения трещин, вызывая их временную остановку и ветвление траектории за счет более высокой вязкости разрушения структурных составляющих. Периодическое чередование твердых и пластичных прослоек в структуре рабочей поверхности позволяет эффективно увеличить эксплуатационную долговечность деталей, работающих в условиях динамических и термомеханических нагрузок [4].

Таким образом, в термообработанном плазменной дугой поверхностном слое стали 20Х13, сформированном последовательными проходами плазменной дуги с определенной степенью перекрытия, возникает регулярная структура с периодически изменяющимися фазовым составом и твердостью. Очевидно, что регулированием параметров режима обработки (сила тока плазменной дуги, скорость ее перемещения, степень перекрытия локальных зон закалки) можно целенаправленно формировать определенное структурно-фазовое состояние поверхностного слоя со свойствами, наиболее полно отвечающими условиям эксплуатации.

Выводы

1. Обработка плазменной дугой с погонной энергией 0,4 МДж/м позволяет получить в поверхностном слое стали 20Х13 мартенсит со значительной (30...50 %) долей остаточного аустенита. Твердость поверхностного слоя при этом составляет 650...700 HV, глубина упрочненной зоны – 0,8 мм.

2. В термообработанном плазменной дугой поверхностном слое стали 20Х13, сформированном последовательными проходами плазменной дуги с определенной степенью перекрытия локальных зон закалки, возникает регулярная структура с периодически изменяющимися фазовым составом и твердостью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Балановский А.Е.** Оценка возможности применения технологий поверхностного упрочнения рельсов для уменьшения бокового износа // Сварка в Сибири. 2002. № 2 (8). С. 16–21.

2. **Сафонов Е.Н.** Новые материалы и технологические процессы для продления ресурса прокатных валков. Нижний Тагил: НТИ (ф) УГТУ-УПИ, 2005. 212 с.

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

4. **Сафонов Е.Н.** Поверхностное упрочнение низкоуглеродистых сталей электродуговой обработкой // Вестник УГТУ-УПИ: сб. тр. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2004. № 16 (46). С. 172–180.

УДК 621.793

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

Рельеф поверхности и структура электровзрывных медных покрытий на электротехнических соединительных изделиях*

Изучены топография поверхности и особенности структуры медных покрытий, сформированных на алюминиевых контактных поверхностях электровзрывным способом. Показано, что за один импульс обработки способ позволяет наносить беспористые покрытия толщиной 15 мкм. При трехкратной обработке толщина покрытия составляет 45...50 мкм без границы между отдельными последовательно наносимыми слоями.

Ключевые слова: *электрический взрыв проводников, медные покрытия, микроструктура, топография, дефекты.*

Copper coatings on aluminium contact surfaces had spraying was investigated. By methods of profilometry, light microscopy and scanning electron microscopy surface topography and features of coating structure are studied. It is shown that a single pulse treatment is allowed coatings nonporous thickness of 15 μm. Coating thickness with repeatedly three times treatment of the is 45...50 μm without borders between individual layers inflicted.

Keywords: *electric explosion of conductions, copper coatings, microstructure, surface topography, trouble.*

Введение

Широко известна проблема совмещения электрического контакта алюминия с медью [1]. Типичным является контакт между медным проводом трансформатора и алюминиевым кабельным наконечником электрической сети. Под воздействием атмосферной влаги и электрического тока в такой контактной паре происходят активные электрохимические окислительные процессы, приводящие к росту сопротивления контакта и его разрушению.

Одним из наиболее удачных примеров решения этой проблемы является нанесение медного покрытия на алюминиевую контактную поверхность [1]. При этом устраняются условия, способствующие электрохимической коррозии.

Одним из способов нанесения электротехнических покрытий с низкой пористостью и высокой адгезией является холодное газодинамическое напыление [1, 2]. Пористость таких покрытий принципиально неустранима, так как при их формировании используется газопорошковая смесь. Пористость достигает 3...7 % [2] и является одним из недостатков структуры таких покрытий, нанесенных на контактные поверхности, поскольку она отрицательно сказывается на их электрической проводимости.

В работе [3] предложен другой способ решения этой проблемы – нанесение медного покрытия на алюминиевые контактные поверхности с помощью импульсного коаксиального магнитоплазменного ускорителя, – позволяющий формировать покрытия с высокой адгезией и низким переходным сопротивлением. Однако при его использовании на границе медного покрытия с основой формируется высокодефектный переходный слой, который согласно работе [4] ухудшает свойства покрытий.

В последнее время развивается способ электровзрывной обработки поверхности, который позволяет формировать беспористые покрытия, что имеет особое значение в случае нанесения покрытий электротехнического назначения.

Цель работы – формирование беспористых медных покрытий методом электрического взрыва проводников и изучение особенностей рельефа их поверхности, строения и структуры.

Методика проведения исследований

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [5], включающей емкостный накопитель энергии и импульсный

* Работа выполнена при поддержке ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевой системы электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумируемую технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник тока большой плотности при разряде накопителя.

Обработке подвергали зажимную часть алюминиевого кабельного наконечника площадью ≈ 4 см^2, которую ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. Для формирования медного покрытия в качестве материала взрываемого проводника использовали медные фольги массой 250 мг. Сформированная из продуктов электрического взрыва фольги плазменная струя обеспечивала на поверхности поглощаемую плотность мощности 3,7 ГВт/м^2. В режиме *1* обработку проводили однократно, в режиме *2* – троекратно, когда формирование покрытия происходило при последовательном нанесении слоев меди.

Исследования топографии поверхности осуществляли с использованием оптического интерферометра "Zygo NewViewTM 7300". Оптическую интерферометрию проводили на образцах, полученных в указанных режимах. *Сканирующую электронную микроскопию* (СЭМ) осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа "Carl Zeiss EVO50". Световую микроскопию проводили на оптическом микроскопе "Carl Zeiss AxioObserver A1m".

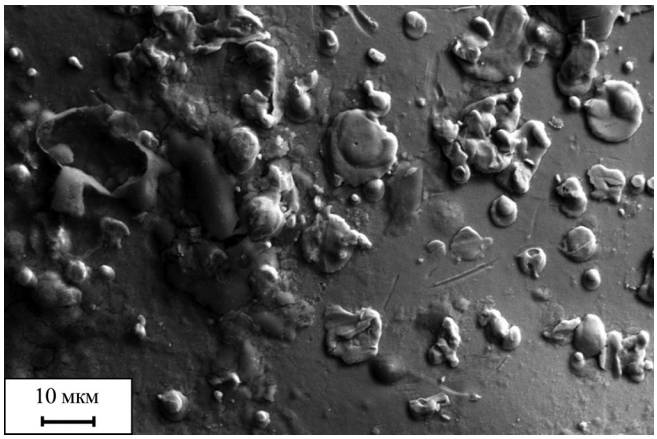


Рис. 1. Рельеф поверхности электровзрывного медного покрытия

Результаты исследования и их обсуждение

Методом СЭМ установлено, что после обработки как в режиме *1*, так и в режиме *2* на поверхности распределены многочисленные закристаллизовавшиеся деформированные капли диаметром 1...25 мкм, осевшие на ней из тыла струи (рис. 1).

Оптическая интерферометрия показала, что по всей площади покрытия параметры шероховатости

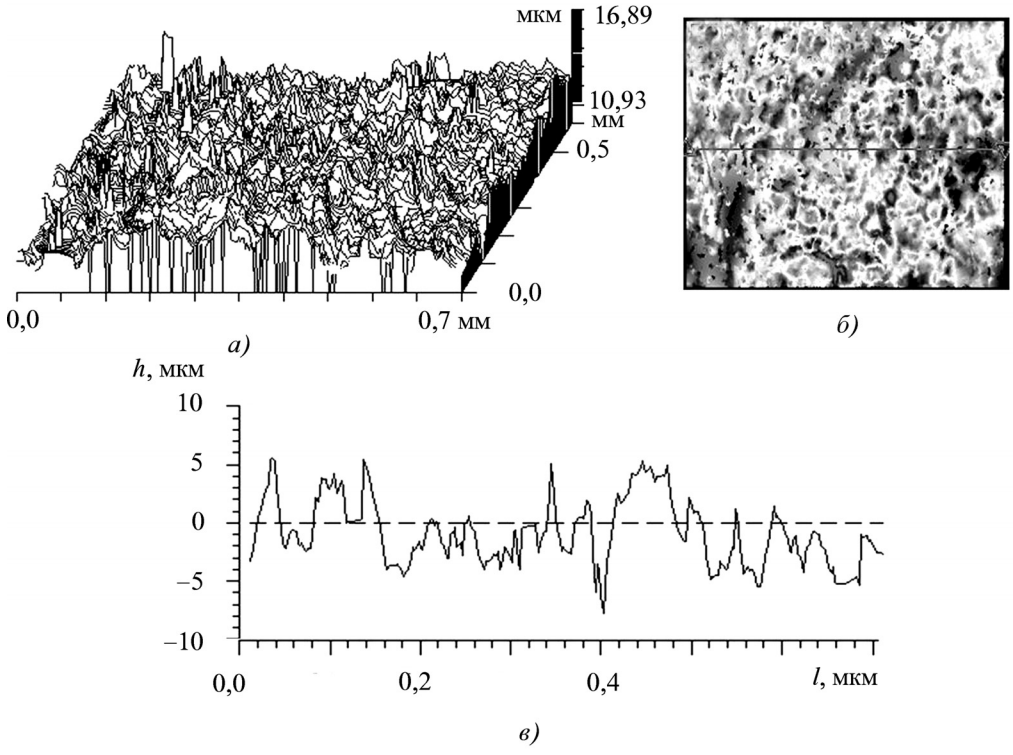
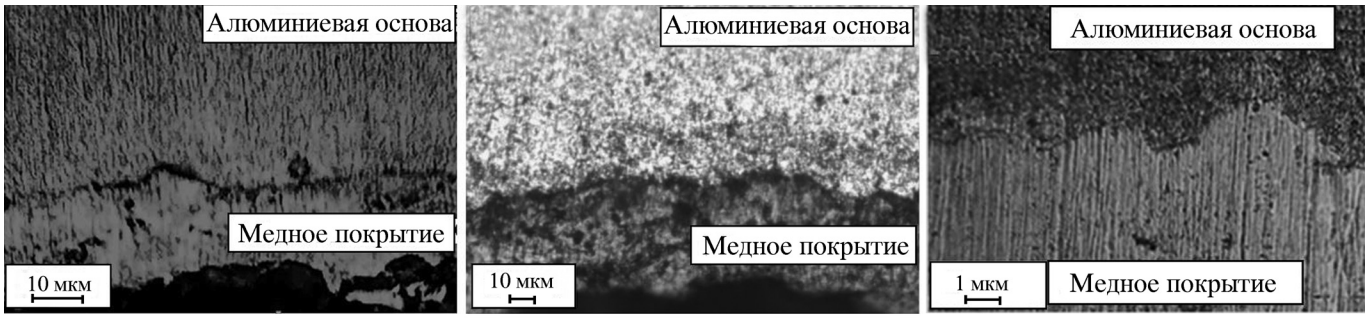


Рис. 2. Распределение неровностей рельефа по высоте (*а*), положение секущей (вид сверху) (*б*), распределение неровности вдоль базовой длины (*в*)



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Структура поперечного сечения медного покрытия:
а – покрытие сформировано в режиме *1*; *б* – покрытие сформировано в режиме *2*; *в* – мелкоразмерный рельеф на границе покрытия с основой

были одинаковыми. Среднее арифметическое отклонение профиля Ra = 2,2 мкм (рис. 2). Единичный выступ профиля высотой 16,9 мкм и впадина глубиной 10,9 мкм обусловливают высокие значения наибольшей высоты профиля для базовой поверхности Rmax = 27,8 мкм (см. рис. 2, *а*) и для базовой длины Rmax = 12,5 мкм (см. рис. 2, *б*, *в*). Средний шаг неровностей Sm = 45 мкм, средний шаг местных выступов Sm = 40 мкм.

Полученные значения параметров шероховатости обусловлены тем, что медные покрытия были получены при обработке, вызывающей нагрев поверхности до температуры плавления, осаждение на ней конденсированных частиц продуктов электрического взрыва фольги из тыла струи и последующую самозакалку [5].

Согласно результатам световой микроскопии прямых шлифов (рис. 3), при обработке в режиме *1* происходит формирование однородного по глубине беспористого покрытия толщиной 10...12 мкм. При обработке в режиме *2* формируются покрытия толщиной 45...50 мкм. При этом видимая граница между последовательно наносимыми слоями отсутствует. Это обусловливает возможность регулирования толщины покрытия.

На границе алюминиевой основы со слоем медного покрытия вследствие силового воздействия плазменной струи формируется волнообразный рельеф с характерным размером 1...2 мкм (см. рис. 3, *в*), позволяющий повышать адгезию.

Увеличение интенсивности термосилового воздействия на поверхности при электровзрывном напылении покрытия нецелесообразно, поскольку при этом имеет место оплавление контактной поверхности, вследствие чего на границе покрытия с основой возможно образование промежуточного интерметаллидного слоя.

Наличие интерметаллидов ухудшает электрическую проводимость покрытий [4]. Кроме того, интерметаллиды – хрупкие промежуточные соединения, которые в условиях теплосмен, характерных для работы контактных поверхностей, под действием термических напряжений способны приводить к разрушению и отслаиванию покрытия.

Заключение

Таким образом, способом электровзрывного нанесения покрытий при однократной обработке получены поверхностные медные слои толщиной 15 мкм, применяемые в электротехнике для совмещения электрического контакта алюминия с медью. Повторная обработка приводит к пропорциональному увеличению толщины слоя. Сформированная структура характеризуется отсутствием пор.

Результаты позволяют рекомендовать электровзрывной способ нанесения покрытий для практического использования с целью формирования медного покрытия на плоских контактных частях электротехнических соединительных изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Научные** основы технологии холодного газодинамического напыления (ХГН) и свойства напыленных материалов / А.П. Алхимов. Новосибирск: НГТУ, 2006. 280 с.

2. **Клюев О.Ф., Каширин А.И., Буздыгар Т.В.** и др. Оборудование "ДИМЕТ" для нанесения металлических покрытий при производстве и ремонте деталей машин // Сварочное производство. 2005. № 9. С. 43–47.

3. **Сивков А.А., Корольков Л.В., Сайгаш А.С.** Нанесение медного покрытия на алюминиевые контактные поверхности с помощью магнитоплазменного ускорителя // Электротехника. 2003. № 8. С. 41–46.

4. **Ким В.А., Якубов Ф.Я.** Влияние термических режимов припекания на электрические свойства твердосплавного покрытия и прочность его с основой // Междунар. симпозиум "Образование, наука и производство: проблемы, достижения и перспективы": материалы Междунар. науч.-практ. конф. "Современное материаловедение и нанотехнологии": в 5-ти т. Т. 1. Комсомольск-на-Амуре: ГОУ ВПО "КнАГТУ", 2010. С. 116–119.

5. **Физические** основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: СибГИУ, 2007. 301 с.

УДК 621.793:31.17.15

Ф.И. Пантелеенко[1], А.М. Столин[2], Л.В. Маркова[3], В.В. Саранцев[1], П.М. Бажин[2], Е.Л. Азаренко[1]
([1]Белорусский национальный технический университет, г. Минск,
[2] Учреждение РАН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка,
[3]Институт порошковой металлургии, г. Минск)
E-mail: BNTU_MTF@MAIL.RU

Нанесение карбидных покрытий на режущий инструмент с использованием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискрового легирования

Приведены исследования работоспособности покрытий на основе TiN, Cr с ультрадисперсными алмазами, TiC–Ni, нанесенных на сверла диаметрами 8 и 12 мм, при обработке вязких материалов. Установлена целесообразность использования технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискрового легирования для создания композиционных покрытий TiC–Ni, представляющих собой металлическую матрицу в виде твердого раствора Fe–Ni с достаточно равномерным распределением дисперсных карбидов титана по всему объему. Созданные композиционные покрытия на режущем инструменте работают по принципу пилообразования, что позволяет повысить скорость резания вязких материалов.

Ключевые слова: *электроискровое легирование, режущий инструмент, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композиционное покрытие, состав, структура, свойства.*

The work is devoted to studying of working capacity the coats: TiN, Cr with superdispersed diamond, TiC–Ni, to coat on drills with diameters 8 and 12 mm at machining of ductile steel. The expediency use of technology self-propagating high-temperature syn thesis and electrospark discharge processing of producing composite coatings TiC–Ni formed from disperse carbides titanium and solid solution of nickel in iron is determined. Producing composite coatings on cutting tool work by a principle saw-shape, that allows to raise velocity of cutting of ductile steel.

Keywords: *electrospark discharge processing, cutting tool, self-propagating high-temperature synthesis, composite coating, composition, structure, property.*

Введение

На сегодняшний день проблема увеличения эксплуатационных характеристик различных деталей машин и *режущего инструмента* (РИ), подвергающихся интенсивному изнашиванию, решается различными способами. Одним из наиболее экономически выгодных и технологически перспективных методов для локальной обработки является *электроискровое легирование* (ЭИЛ).

Немаловажным является решение задачи по увеличению скорости резания при обработке вязких материалов (коррозионно-стойкая сталь, многие цветные металлы и сплавы). Как известно, при обработке вязких материалов образуется нарост на режущей кромке инструмента, что увеличивает передний угол и, как следствие, уменьшает режущую способность.

Для снижения наростообразования на режущей кромке инструмента используют различные методы:

– уменьшение значения переднего угла за счет заточки;

– введение СОЖ, снижающих адгезию обрабатываемого материала к материалу инструмента;

– нанесение покрытия для снижения коэффициента трения и легкого схода стружки.

В качестве покрытий, наносимых на РИ, наиболее успешно используемых в производстве, можно выделить: нитрид титана, хром, сложные керамические материалы. В качестве способов нанесения покрытий применяются *катодно-ионная бомбардировка* (КИБ), *гальваническое осаждение* (ГО), ЭИЛ.

Постановка задач. Увеличение стойкости РИ является одной из актуальных проблем, так как режущие части быстро затупляются вследствие больших удельных нагрузок и температур, а также образования нароста на передней поверхности и их приходится часто перетачивать. Работа же с затупленными резцами связана с ухудшением качества обработки материалов и дополнительными энергозатратами. Образование нароста на передней части инструмента наблюдается зачастую при обработке вязких материалов.

В работе [1] было предложено создать *композиционные покрытия* (КП), работающие по принципу пилообразования затачивающихся лезвий, согласно которым зубцы на лезвии формируются автоматически при изнашивании зернистого материала режущего слоя (рис. 1).

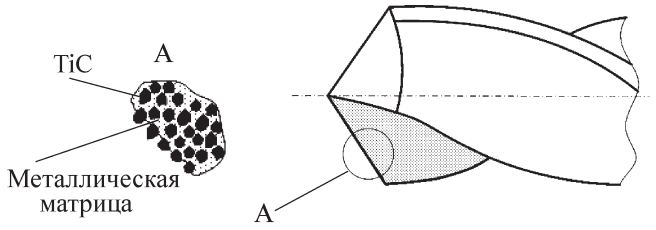


Рис. 1. Сверло с КП

При работе РИ с такими КП будет происходить постоянное возобновление режущей способности за счет износа металлической матрицы и выпадения тугоплавких зерен, что постоянно поддерживает на режущей кромке пилообразную схему. Это позволит снизить наростообразование, а следовательно, и энергосиловые затраты при резании.

Методика проведения исследований

Для исследований эффективности резания вязких материалов была подготовлена опытная партия инструмента, состоящая из сверл диаметром 8 и 12 мм из стали Р18 с покрытиями: TiN, Cr с *ультрадисперсными алмазами* (УДА), TiC–Ni.

1. Для нанесения покрытий TiN методом КИБ использовали вакуумное осаждение с использованием установки ННВ-6.6-И1 [2]. Толщина напыленного покрытия составляла 8...12 мкм. Контроль толщины покрытия производили на магнитном толщиномере МТЦ-2М.

2. Нанесение покрытий на основе хрома с добавками УДА проводили ГО [3, 4]. В качестве наполнителя для гальванической ванны использовали алмазно-графитную шихту УДАГ (ТУ РБ 28619110.001–95) производства НПО "Синта" (Беларусь) с соотношением алмазной и неалмазной форм углерода 75:25. Размерность зерен порошков составляла соответственно 1...5 и $(4...6)\cdot10^{-3}$ мкм.

3. Нанесение покрытий 90TiC–10Ni проводили по технологии ЭИЛ по слою СВС-реагентов, состоящих из смеси порошков титана, сажи и никеля (рис. 2). *Самораспространяющийся высокотемпературный синтез* (СВС) проходил в межэлектродном промежутке в виде теплового взрыва с образованием на поверхности КП [5, 6].

Покрытие наносили с помощью медного электрода, который в процессе электроискровой обработки практически не плавился (медь обнаруживается в поверхностном слое в количестве не более 5 % [5]). Микроструктуру КП исследовали на образцах, полученных на подложках из инструментальных сталей У8 и 9ХСА.

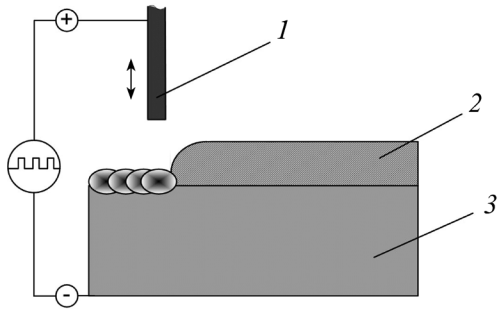


Рис. 2. Схема процесса нанесения КП СВС с ЭИЛ:
1 – электрод; *2* – слой СВС-реагентов; *3* – основа

Микроструктурный анализ покрытий проводили на поперечных шлифах с помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения "Mira" фирмы Tescan (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором "INCA Energy 350". Исследования выполняли как по точкам (точечный микрорентгеноспектральный анализ) с концентрационными кривыми распределения, так и съемкой в характеристическом рентгеновском излучении, что позволило определять характер распределения элементов по сечению.

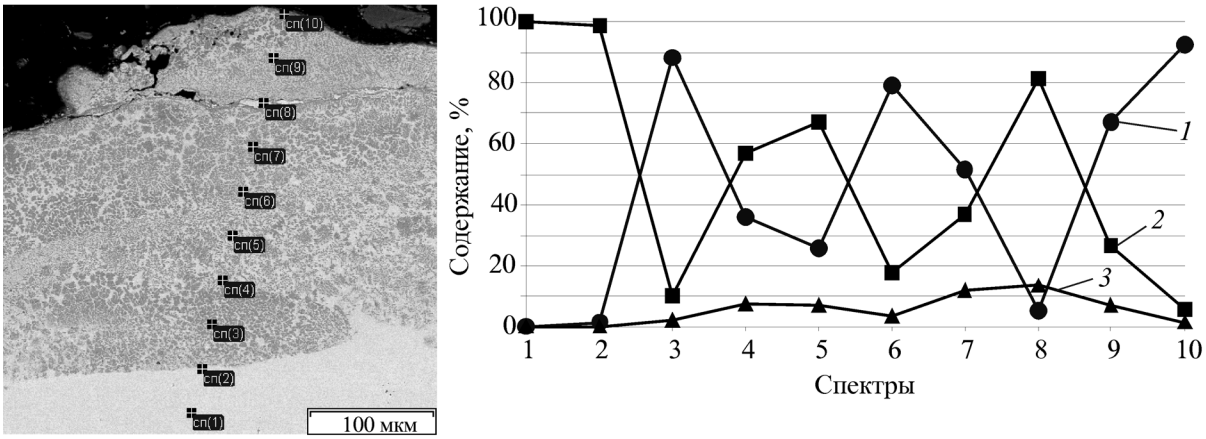
Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 3 представлены микроструктура и концентрационные кривые распределения элементов в поперечном сечении покрытия, сформированного на стали марки 9ХСА. Из полученных результатов видно, что в данном случае формируется плотное беспористое мелкозернистое покрытие.

Макроструктура покрытия по всей толщине однородна: в легированной матрице присутствуют дисперсные частицы карбида титана. Точечный *микрорентгеноспектральный анализ* (МРСА) показал, что в точках, где наблюдалось уменьшение содержания титана, увеличивается концентрация железа и никеля.

Это говорит о том, что материал подложки и никелевая добавка образуют металлическую матрицу в виде твердого раствора и не образуют соединений с карбидом титана. Присутствие железа в покрытии свидетельствует об оплавлении части материала основы.

Детальное изучение КП (рис. 4) выявило наличие нескольких участков. В верхней части (*1*) присутствуют карбиды с дендритообразной структурой, вытянутой в направлении охлаждения, т.е. к поверхности. Ниже (*2*) карбиды имеют округлую мелкозернистую форму (1...3 мкм). В средней части (*3*, *4*) наблюдается скопление крупных карбидов (~ 10 мкм) с небольшим количеством металлической матрицы вокруг них. В приграничной с основой зоне находятся карбиды



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура (*а*) и концентрационные кривые распределения элементов (*б*) в КП (основа – сталь 9ХСА)

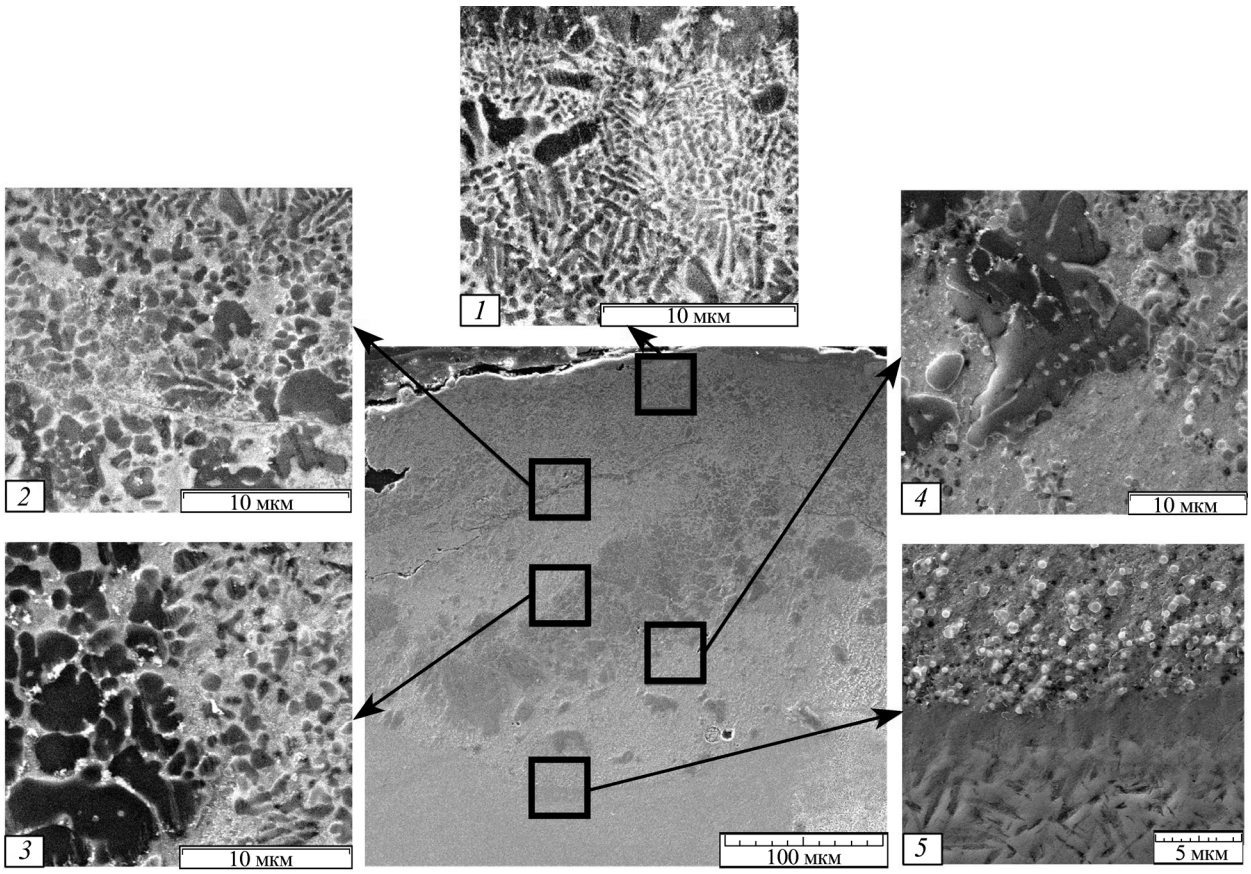


Рис. 4. Микроструктура КП (основа – сталь 9ХСА)

округлой формы, равномерно распределенные по металлической матрице.

Рост зерен в центральной части КП связан с особенностью кристаллизации покрытия из расплава. Укрупнение зерна происходит из-за более медленной скорости охлаждения центральной части расплава по отношению к периферии. Мелкозернистая структура образуется в поверхностном слое за счет ускоренного теплоотвода в окружающую среду, а также в приповерхностном слое детали за счет теплоотвода в глубь изделия.

Однако в верхней зоне (*1*) структура представлена коллективизированными зернами карбида титана, вы-

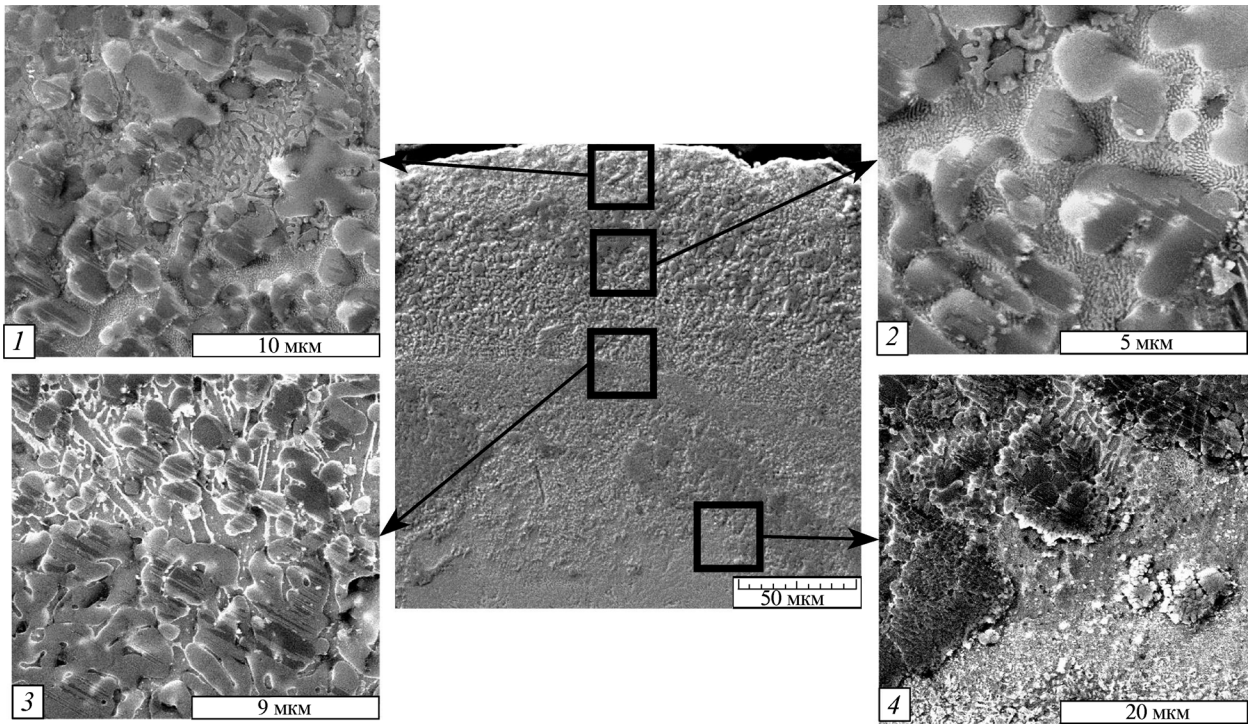


Рис. 5. Микроструктура КП (основа – сталь У8)

тянутыми к поверхности. Объединение зерен происходит при наличии небольшого количества жидкой фазы (не более 10 %) (см. рис. 3). В условиях наличия обильного расплава зерна TiC не коллективизируются и распределены равномерно по металлической матрице Fe–Ni . Такая структура характерна для пограничной с основой зоной (*5*), где находится большое количество железа, попавшее при оплавлении подложки.

Исследование КП, нанесенного на сталь марки У8, с характерными участками представлено на рис. 5. Видно, что в центральной (*3*) части КП наблюдается коллективизация зерен карбида титана. Крупнозернистая структура наблюдается также на границе покрытие–основа (*4*).

Полученные данные исследований структуры в характеристическом рентгеновском излучении поперечного сечения покрытия свидетельствуют о том, что границы зерен карбида титана не ярко выражены. При наложении распределения Fe и Ti видно, что по краям зерен присутствует железо (рис. 6, см. с. 2 обложки). Границы карбидов размыты и наблюдается частичная диффузия Fe в карбиды Ti.

При рассмотрении картины распределения углерода видно, что края зерен карбида титана более светлые, а это означает, что концентрация углерода по краям несколько ниже.

Металлическая матрица, в которой располагаются карбиды, напоминает перлитную структуру в сталях (см. рис. 5, *1*). Исходя из полученных данных, можно сделать вывод, что и C, и Ni, которые не участвуют в формировании карбидов, образуют твердый раствор с железом.

Между зернами карбида наблюдается мелкодисперсная структура твердого раствора Fe с Ni (см. рис. 6 с. 2 обложки). Образование металлической матрицы в виде твердого раствора подтверждается также распределением Ni и Fe. В процессе исследований установлено, что распределение никеля полностью повторяет распределение железа, что свидетельствует о том, что данные элементы образуют твердый раствор. Диффузия никеля в карбиды титана отсутствует.

Эксплуатационные испытания

Испытания эффективности резания вязких материалов проводили на образцах из коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т по числу просверленных отверстий до последующей переточки и средней силе резания при сверлении. Результаты испытаний приведены в таблице.

Очевидно, что нанесение покрытий повышает стойкость инструмента и снижает энергозатраты при обработке вязких сталей. Однако характер поведения инструмента при обработке неоднозначный. Наибольшая стойкость получена у сверл с покрытиями, сформированными при ГО хрома с введенным УДА.

Таблица

Результаты испытаний режущей способности сверл с разными типами покрытий

Покрытие	Способ нанесения	Число отверстий до переточки, шт.	Усилие резания, Н	Скорость резания, м/мин
–	–	280/320	390/440	15/12
TiN	КИБ	290/340	360/400	16/13
Cr+УДА	ГО	620/890	240/260	17/14
90TiC–10Ni	ЭИЛ+СВС	560/800	270/300	24/21

Примечание. В числителе приведены значения для сверла $d = 8$ мм, в знаменателе – для сверла $d = 12$ мм.

Частицы УДА, в отличие от обычных мелкодисперсных порошков, являются структурообразующими элементами. В связи с тем что их размеры чрезвычайно малы (1...6 нм), содержание их в покрытии обычно невелико – 0,1...1,5 %. Частицы нанонаполнителя являются при осаждении хрома центрами кристаллизации. В результате покрытие формируется мелкодисперсным и плотным. Недостатком данных покрытий является их высокая стоимость.

Покрытия из TiN обладают пониженным коэффициентом трения, в результате чего уменьшается значение нароста по передней поверхности и, как следствие, снижается усилие резания в сравнении со сверлами без покрытия. Однако толщина покрытий невелика (не более 8 мкм) и оно быстро изнашивается до основы.

Снижение усилия резания у инструмента с покрытиями 90TiC–10Ni, полученными при ЭИЛ и СВС, обусловлено геометрией режущей кромки, которая имеет пилообразный профиль, позволяющий повысить скорость резания. Также данный тип покрытия при выкрашивании из более мягкой никелевой матрицы зерен TiC постоянно обновляется и не требует частых переточек.

Заключение

Совместное использование технологии СВС и ЭИЛ позволяет сформировать покрытие, представляющее собой металлическую матрицу в виде твердого раствора с достаточно равномерным распределением дисперсных карбидов титана по всему объему.

Созданные КП на РИ работают по принципу пилообразования, что позволяет повысить скорость резания вязких материалов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Саранцев В.В.** Технология получения композиционных покрытий электроискровой обработкой обмазок из СВС-реагентов // Ремонт, восстановление, модернизация. 2007. № 2. С. 13–17.

2. **Карпенко Г.Д., Лойко В.А.** Исследование структуры покрытий на основе нитрида титана // Известия АН БССР. Сер. физ.-техн. наук. 1986. № 1. С. 31–34.

3. **Витязь П.А., Жорник В.И.** Перспективы применения нанокристаллических алмазов при создании машин и технических систем // Материалы Междунар. науч.-техн. конф. "Надежность машин и технических систем": в 2-х т. Минск: ИТК НАНБ, 2001 (1). С. 30–34.

4. **Формирование** композиционных покрытий на основе железа при электрохимическом осаждении из растворов-электролитов с керамическими наполнителями / Ф.И. Пантелеенко и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 4 (52). С. 27–33.

5. **Реут О.П.** и др. Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и электроискровой обработки для нанесения композиционных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 12. С. 49–56.

6. **Способ** электроэрозионного упрочнения: пат. 10997 Респ. Беларусь, МПК B 23 H 9/00 / Саранцев В.В., Маркова Л.В.; заявитель БНТУ – № a20060508; заявл. 25.05.06; опубл. 22.05.08 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. 2008.

УДК 621.785

А.К. Денисюк, С.В. Загуляева, Е.Н. Потуткина
(Ярославский государственный технический университет)
E-mail: potutkinaen@ystu.ru

Влияние условий борирования на структуру и твердость борированного слоя

Исследовано влияние плотности засыпки порошкового боризатора и толщины засыпки на структуру борированного слоя углеродистой стали при местном борировании. Установлено, что чем больше глубина и плотность засыпки, тем глубже борированный слой. Выявлено, что на поверхности после борирования образуется пористый слой глубиной до 0,02 мм.

Ключевые слова: *борирование, волока, борированный слой, структура, глубина слоя, углеродистая сталь, боризатор, пористый слой, твердость.*

The effect of density of powder borator charging and its thickness on the structure of the borated layer of carbon steel has been studied under local borating. The bigger the depth and density of the charging, the deeper is the borated layer is stated. After borating a porous layer to 0,02 mm deep is formed on surface.

Keywords: *borating, die, borated layer, structure, depth of layer, carbon steel, borator, porous layer, hardness.*

Введение

В волочильном производстве, листовой штамповке при операциях вытяжки и других инструмент интенсивно работает на износ. Волочильный инструмент является наиболее затратным в его изготовлении. Волоки для получения точных профилей из металлических сплавов часто изготавливают из дорогих твердосплавных материалов марок ВК6, ВК8, ВК10, ВК15, запрессовывают или запаивают в обоймы из легированных сталей. Далее волочильный инструмент монтируют в опорные плиты волочильных станов.

Удешевление волочильного инструмента может быть достигнуто за счет уменьшения стоимости материала волок. Снижение затрат на их изготовление при обеспечении достаточного уровня стойкости волок может быть достигнуто путем применения упрочняющих методов для поверхности волок.

Методика проведения исследований

В данной работе исследовали влияние условий борирования на свойства борированного слоя стали марки У8А.

Образец для исследования – кольцо из стали марки У8А с наружным диаметром 49 мм, внутренним 15,35 мм, высотой 32 мм, параметром шероховатости поверхности отверстия Ra = 0,08 мкм, т.е. с размерами, идентичными параметрам волоки из сплава ВК8 для получения стальных прутков с диаметром $15{,}5_{-0{,}11}$ мм.

Насыщение бором поверхностей образца проводили методом местного борирования в порошковом боризаторе марки БМБ [1]. Для осуществления процесса борирования использовали камерную электропечь сопротивления. С целью предупреждения вспучивания боризатора при нагреве (из-за его влажности) он был подвергнут сушке в печи при температуре 450 °С в течение 30 мин с последующим разломом.

До борирования образец был закален и отпущен на твердость 62 HRC. Такая подготовка образца позволяла получить в процессе шлифования поверхности отверстия заданную шероховатость, а после процессов борирования, закалки и отпуска – предполагаемые исходные геометрические размеры [2].

Борирование образца осуществляли в контейнере цилиндрической формы, изготовленного из листовой коррозионно-стойкой стали с толщиной листа 2 мм. Диаметр контейнера и его высота были несколько больше размеров образца, обеспечивая зазор по периметру образца и стенкой контейнера в пределах 10 мм.

На дно контейнера устанавливали подставку (кольцо) высотой 10 мм из той же стали, насыпали слой боризатора, равномерно распределяли его по дну контейнера до полного покрытия подставки и

слегка уплотняли ступкой. Затем на подставку по центру контейнера устанавливался торцем образец. Зазор по периметру образца и отверстие в нем засыпали боризатором до верхнего торца образца, после этого боризатор в отверстии уплотнялся ступкой. Далее по верху образца насыпали боризатор слоем 10 мм без уплотнения.

Наиболее важным местом в отверстии волоки является ее калибрующий участок, где при волочении возникают значительные удельные давления и износ. Поэтому для образца основное внимание уделяли отверстию, где должны быть обеспечены надлежащие толщина борированного слоя, его твердость, а также твердость основы материала образца. Покрытие торцев образца и его наружной поверхности боризатором защищало их от окисления при нагреве в печи, и в то же время в указанных зонах боризатор находился при разной плотности и разных условиях расположения.

Борирование проводили при температуре 950 °С в течение 4 ч. После борирования контейнер вместе с образцом извлекали из печи и без предварительного подстуживания полностью погружали в проточную воду до полного охлаждения. Затем образец извлекали из контейнера и промывали водой. Пригара боризатора к поверхности образца не наблюдалось. Далее был проведен низкий отпуск при температуре 170 °С в течение 2 ч.

Диаметр отверстия образца после борирования составил 15,33 мм. Но с учетом снятия шлифованием дефектного слоя толщиной 0,02...0,025 мм диаметр отверстия составит 15,37...15,38 мм, что будет соответствовать диаметру калибрующего отверстия в волоке [3]. А с учетом упругого последействия материала заготовки, после ее выхода из отверстия предполагаемой волоки, диаметр калиброванной заготовки будет соответствовать заданному.

Для изучения свойств и структуры образца его разрезали вдоль оси и изготавливали микрошлифы. Местами изучения структуры образца являлись края сечения, относящиеся к поверхностям средней части отверстия и обоих торцев образца, и его средняя часть.

Твердость борированных слоев измеряли прибором "Микромет": поверхностей слоев при нагрузке 10 Н, а по глубине – при нагрузке 1 Н.

Результаты исследований

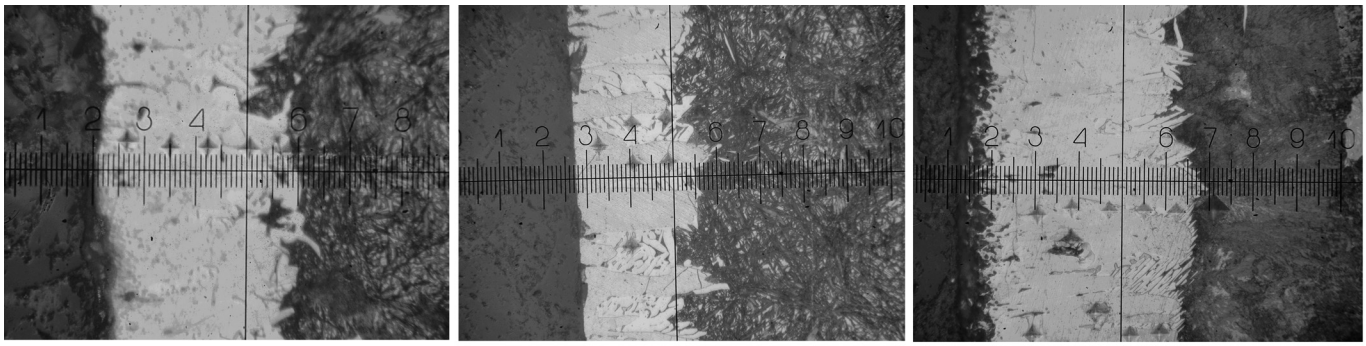
Исследование микроструктуры борированных слоев показало, что борированные слои состоят из игл боридов, проникающих вглубь от поверхностей образца к середине сечения образца (рисунок). Толщина борированных слоев по исследуемым поверхностям разная. Наименьший по толщине борированный слой образовался по верхнему торцу образца, где была малая засыпка и боризатор находился без уплотнения.

На поверхностях образца сформировались слои с микропористостью (см. рисунок, *в*). Твердость пористой поверхности отверстия образца составила 1320 $HV_{1,0}$ (73 HRC), а по поверхности верхнего и нижнего торцев образца, где образовалась меньшая толщина пористого слоя, твердость несколько выше: по нижнему торцу – 1530 $HV_{1,0}$ (76 HRC), по верхнему – 1609 $HV_{1,0}$ (76,5 HRC).

После удаления шлифованием пористого слоя на глубину 0,02 мм твердость поверхности отверстия составила 1498 $HV_{1,0}$ (75 HRC).

Результаты замеров твердости по глубине борированного слоя в разных местах образца представлены в таблице.

По результатам измерений глубины борированных слоев и замеров микротвердости от поверхности вглубь слоев установлено, что наибольшая глубина



а) *б)* *в)*

Микроструктура борированного слоя образца (×1000, цена деления 0,0025 мм):
а – нижний торец; *б* – верхний торец; *в* – поверхность отверстия (средняя часть)

Таблица

Зависимость твердости по глубине борированного слоя от места замера

Место замера	Твердость	Нагрузка, Н	Расстояние от поверхности, мм						
			0,02	0,04	0,06	0,08	0,1	0,12	0,14
Нижний торец	HV	1	–	1627	1673	1657	1133	913	849
		10	1537	–	–	–	–	–	–
	HRC	1500	76	77	77,5	77	69,5	64	63
Верхний торец	HV	1	–	1500	1365	849	849	849	849
		10	1623	–	–	–	–	–	–
	HRC	1500	77	75	73,5	63	63	63	63
Средняя часть поверхности отверстия	HV	1	–	1664	1609	1755	1594	1547	905
		10	1498	–	–	–	–	–	–
	HRC	1500	75	77	76,5	78,5	76,5	75,5	64

слоя (0,12 мм) получена по поверхности отверстия. Глубина слоя по нижнему торцу составила 0,1 мм, по верхнему торцу – 0,06 мм.

На поверхности отверстия, где получен наиболее глубокий борированный слой, образовался и более глубокий пористый слой (см. рисунок, *в*).

После удаления пористого слоя с указанных выше поверхностей образца на глубину в пределах 0,02 мм на поверхности отверстия сохраняется более глубокий и качественный борированный слой, чем на верхнем и нижнем торцах.

Микроструктура по всему сечению образца – крупноигольчатый мартенсит с небольшим количеством остаточного аустенита. Твердость середины сечения образца составила 63 HRC, что соответствовало твердости до начала борирования.

Заключение

Глубина и структура борированного слоя зависят от толщины засыпки и плотности порошка-боризатора в месте борирования: чем плотнее порошок и больше толщина его засыпки, тем глубже борированный слой при одном и том же режиме борирования. Кроме того, при борировании на поверхности изделия образуется пористый "изъеденный" слой глубиной до 0,02 мм, который в процессе эксплуатации инструмента быстро сойдет с его рабочей поверхности, и поэтому при изготовлении инструмента с учетом последующего борирования в порошковом боризаторе этот фактор необходимо учитывать.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Применение** боризатора марки БМБ для местного борирования штампов: методические рекомендации / С.Н. Пикалов, Н.В. Денисова, Н.В. Тарасенко. М.: ВНИИТЭМР, 1989. 12 с.

2. **Применение** боризатора марок БКБ и БТС для контейнерного борирования: методические указания. Запорожье: УкрВНИИАШ, 1989. 11 с.

3. **Денисюк А.К., Загуляева С.В., Потуткина Е.Н.** Структура борированных слоев в углеродистых сталях // СТИН. 2010. № 11. С. 39.

УДК 621.785.53:621.793.4

А.А. Шматов *(Белорусский национальный технический университет, г. Минск),*
С.В. Побережный *(ГНУ "Институт порошковой металлургии", г. Минск)*
E-mail: shmatov@cosmostv.by

Моделирование процесса оптимального формирования карбидного слоя при химико-термической обработке твердого сплава

Выполнена оптимизация составов насыщающих смесей в системе на основе Cr–V–Mo по микротвердости и износостойкости диффузионных карбидных слоев, полученных на твердом сплаве Т15К6 высокотемпературным методом химико-термической обработки (1100 °С). Выявлено, что обработка в оптимальных составах порошковых сред позволяет увеличить износостойкость твердого сплава более 6,6 раза в сравнении с необработанным. Установлено, что оптимизированное Cr–V–Mo карбидное покрытие имеет гетерогенную структуру, состоящую из взаимно растворимых карбидов насыщающих металлов. Проведено термодинамическое моделирование процесса формирования диффузионного Cr–V–Mo карбидного слоя на твердом сплаве.

Ключевые слова: *моделирование, оптимизация, химико-термическая обработка, многокомпонентное карбидное покрытие.*

For three-component Cr–V–Mo system optimization of the powder mixtures was performed with respect to the wear resistance and microhardness of the diffusion carbide coatings, producing by high-temperature (1100 °C) thermochemical heat treatment of hard alloy T15K6. Treatment with optimal compositions of the powder media permits increasing the wear resistance of hard alloy by the factor of more 6,6 as compared with untreated hard alloy is investigated. The optimal Cr–V–Mo carbide coating has heterogeneous microstructure containing complex alloyed carbides is stated. New thermodynamic model for forming diffusion Cr–V–Mo carbide coating on hard alloy is proposed.

Keywords: *modulation, optimization, thermochemical heat treatment, multicomponent carbide coating.*

Введение

Многокомпонентные карбидные покрытия представляют большой научный интерес, поскольку карбиды в отличие от других тугоплавких соединений обладают комплексом высоких физико-химических и механических свойств. Также согласно закономерностям Н.С. Курнакова экстремум свойств достигается в системах из взаимно растворимых карбидов [1].

В данной работе для получения многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий на твердом сплаве применили наиболее простой и недорогой метод *химико-термической обработки* (ХТО) с использованием герметичных контейнеров [2, 3]. Этот способ позволяет сформировать на твердых сплавах диффузионные покрытия, состоящие из нескольких карбидов переменного состава и сложнолегированных [4–6].

Если вопросам кинетики и термодинамики многокомпонентного карбидообразования при ХТО сталей посвящен ряд работ [3, 7–10], то структурные аспекты и механизмы формирования многокомпонентных диффузионных карбидных слоев на твердых сплавах остаются пока мало изученными [9–12].

Авторы данной статьи ранее исследовали микроструктуру, морфологию строения, химический и фазовый составы двух- и трехкомпонентных карбидных покрытий на твердых сплавах, полученных при их диффузионном насыщении *карбидообразующими* (КО) элементами в системах на основе Cr–Ti–V, Cr–V–Mo, Cr–Ti–Mo и Cr–V–Nb [4–6].

В данной работе поставлены задачи: оптимизировать процесс диффузионного насыщения твердого сплава хромом, ванадием и молибденом; смоделировать процесс формирования на твердом сплаве трехкомпонентного Cr–V–Mo карбидного слоя с максимальной износостойкостью.

Методика проведения исследований

Одно-, двух- и трехкомпонентные карбидные покрытия в системе на основе Cr–V–Mo были получены на твердом сплаве Т15К6 (79 % WC, 15 % TiC и 6 % Co) высокотемпературным методом ХТО. Твердосплавные образцы помещали в контейнер из жаропрочной стали, заполненный специально приготовленной насыщающей смесью, которую при нагреве герметично защищали плавким затвором. Этот контейнер загружали в электрическую печь, разогретую до температуры 1100 °С, где выдерживали в течение 6 ч.

Насыщающую смесь получали методом *самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* (СВС) путем восстановления алюминием оксидов металлов в порошковых смесях следующего состава, % мас.: 98 % (50 % Al_2O_3+35 % Me_xO_y+15 % Al)+2 % NH_4Cl, где оксиды Me_xO_y = Cr_2O_3, V_2O_5, MoO_3 являлись поставщиками КО-металлов. Предварительно

восстановленную смесь размалывали и просеивали. После добавления в нее активатора (2 % NH_4Cl) смесь для ХТО считалась готовой.

Структуру и фазовый состав карбидных слоев изучали методами микроструктурного, дюрометрического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа. Испытания на износостойкость твердосплавных режущих пластин с карбидными покрытиями проводили путем токарной обработки конструкционной стали 40Х (0,4 % С, 1 % Cr) при следующих условиях резания: скорость резания – 100 м/мин, подача – 0,2 мм/об, глубина резания – 1 мм. Показатель относительной износостойкости карбидных покрытий определяли по формуле

$$K_w = t_1 / t_2,$$

где t_1, t_2 – время работы твердосплавных режущих пластин соответственно без покрытий при критериальном значении лунки износа 0,8 мм и с покрытиями при критериальном значении лунки износа 0,5 мм.

Оптимизацию составов насыщающих смесей по износостойкости твердых сплавов осуществляли методом симплекс-планирования по 19 экспериментальным опытам [3, 13]. На основании рассчитанных математических моделей построены диаграммы состав–свойство.

Для выяснения химизма процессов ХТО были проведены *термодинамические* (ТД) расчеты. О возможности самопроизвольного протекания реакции судили по величине изменения изобарно-изотермического потенциала (энергии Гиббса) ΔG_T^0; реакция считается ТД возможной, если $\Delta G_T^0 < 0$. ТД-анализ проводили двумя способами [3]: классическим способом по методу Л.П. Владимирова путем вычисления ΔG_T^0 большого числа предполагаемых химических реакций карбидообразования в температурном интервале 500...1100 °С с использованием справочных данных и методом *термодинамического моделирования* (ТДМ) с использованием универсальной программы АСТРА-4 [14] для вычисления состава активной газовой фазы и газотранспортных реакций при температуре 1100 °С.

Результаты исследований

Все исследования проведены на карбидных слоях, полученных в системе насыщающих компонентов Cr_2O_3–V_2O_5–MoO_3, в которой сплав Т15К6 приобретает максимально износостойкие свойства (рис. 1).

Оптимизация процессов многокомпонентного насыщения твердого сплава КО-элементами. Сравнительные данные по свойствам, толщине и фазовому составу одно-, двух- и трехкомпонентных карбидных слоев, полученных на сплаве Т15К6 в соответствии с матрицей планирования в системе на основе Cr–V–Mo, представлены в табл. 1, причем сумма оксидов Me_xO_y: Cr_2O_3+V_2O_5+MoO_3 в порошковой смеси была постоянной, равной 100 % (1 в долевом соотношении).

Отмечено, что трехкомпонентные Cr–V–Mo диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости и микротвердости одно- и двухкомпонентные. В результате оптимизации в исследуемой системе выявлена только одна область оптимальных составов порошковой среды, в которой при ХТО твердого сплава Т15К6 его стойкость повышается более 6,5 раз, а микротвердость выше 33 ГПа (рис. 2).

Оптимальные Cr–V–Mo диффузионные карбидные покрытия на твердом сплаве Т15К6 имеют более

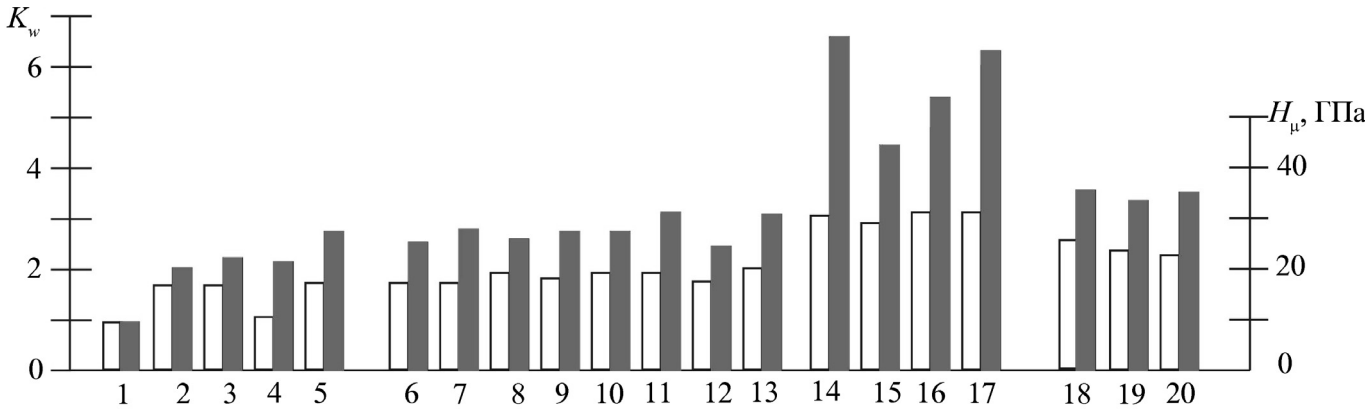


Рис. 1. Сравнение микротвердости (□) и стойкости (■) карбидных покрытий на твердом сплаве Т15К6, полученных при насыщении металлами (*1–17*) и методом КИБ (*18–20*):
1 – Mo; *2* – Cr; *3* – Nb; *4* – Ti; *5* – V; *6* – Cr + Mo; *7* – V + Mo; *8* – Cr + Ti; *9* – Cr + Nb; *10* – Cr + V; *11* – Ti + V; *12* – Ti + Mo; *13* – V + Nb; *14* – Cr + V + Mo; *15* – Cr + Ti + V; *16* – Cr + V + Nb; *17* – Cr + Ti + Mo; *18* – TiC; *19* – TiN; *20* – MoN

Таблица 1

Результаты исследования толщины, фазового состава и свойств карбидных слоев в системе Cr–V–Mo, полученных при ХТО твердого сплава Т15К6

Состав оксидов, доли единицы			Микротвердость H_μ, ГПа	Относительная стойкость покрытия K_w	Фазовый состав карбидной зоны диффузионного слоя			Толщина сплошной карбидной зоны, мкм
Cr_2O_3	V_2O_5	MoO_3			карбиды хрома	карбиды ванадия	карбиды молибдена	
1	0	0	15	2,0	Cr_3C_2, Cr_7C_3	–	–	10
3/4	1/4		19	2,3	**			7
1/2	1/2		21,4	2,7	**			4
1/4	3/4		19	2,6	**			6
0	1		17	2,8	–	VC, V_2C	–	5
	3/4	1/4	17,4		**			
	1/2	1/2	15,3	2,0	**			4
	1/4	3/4	13,2	1,2	**			6
	0	1	–	1,0	**			–*
1/4		3/4	15	2,0	$Cr_{23}C_6$	–	–	4
1/2		1/2	17,4	2,6	Cr_3C_2, Cr_7C_3	–	MoC	
3/4		1/4	19,2	2,4	Cr_3C_2, $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3	–	–	7
1/2	1/4		28	5,0	$Cr_{23}C_6$	–	MoC	6
1/4	1/2		33	6,6	Cr_3C_2, $Cr_{23}C_6$	VC	Mo_2C	4
	1/4	1/2		6,5	$Cr_{23}C_6$	VC	–	3
1/3	1/3	1/3	32		**			4
3/4	1/8	1/8	15	2,0	**			10
1/8	3/4		18		**			6
	1/8	3/4	11	1,2	**			7

* Зона карбидов в диффузионном слое отсутствует при насыщении твердого сплава Mo.

** Фазовый состав данных карбидных слоев не исследовали.

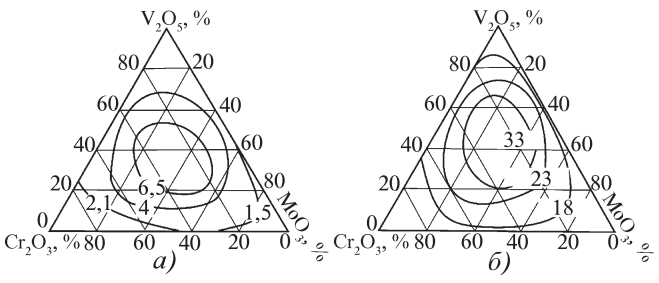


Рис. 2. Зависимости относительной износостойкости (*а*) и микротвердости (*б*) карбидных слоев на твердом сплаве Т15К6 от состава насыщающей смеси в системе Cr–V–Mo (режим ХТО: T = 1100 °С; τ = 6 ч)

высокие эксплуатационные свойства, чем покрытия, полученные методом КИБ (см. рис. 1).

Для изучения вопроса структурообразования при ХТО твердого сплава выбрано оптимизированное по свойствам покрытие, полученное в насыщающей смеси при соотношении оксидов: 50 % V_2O_5:25 % MoO_3:25 % Cr_2O_3. Сформированное диффузионное покрытие имеет гетерогенную структуру, состоящую из сложнолегированных взаимно растворимых карбидов (рис. 3, табл. 2).

Многокомпонентное диффузионное насыщение сплавов в порошковых смесях включает несколько основных стадий [3, 9, 10]: образование активной га-

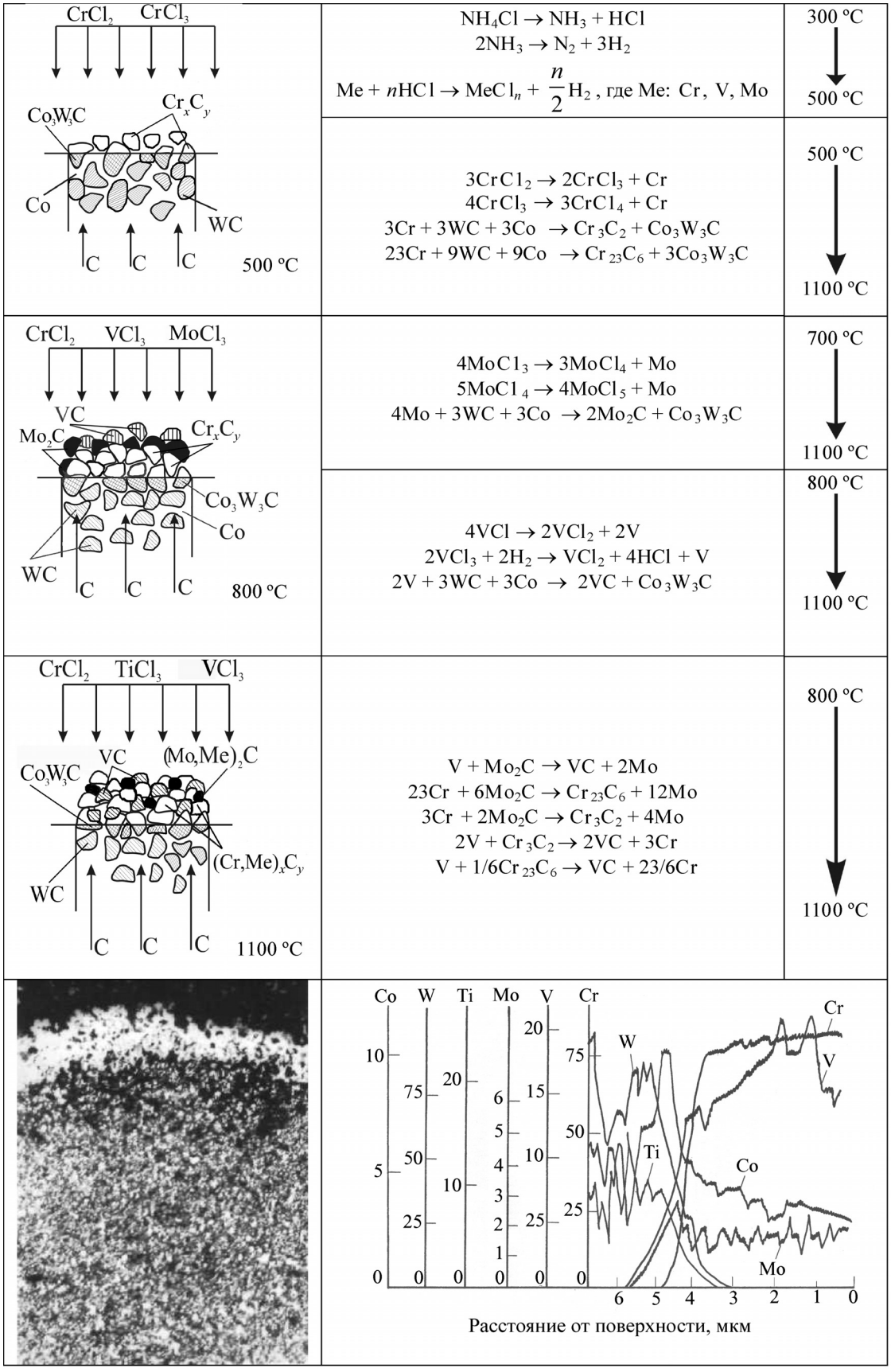


Рис. 3. Схема процесса формирования диффузионного Cr–V–Mo карбидного покрытия на твердом сплаве Т15К6

Таблица 2

Структурный, химический и фазовый анализ оптимизированного Cr–V–Mo карбидного слоя, полученного на твердом сплаве Т15К6

Химический состав покрытия, %			Фаза	Параметры решетки, нм						Состав фазы
				a		*в*		*c*		
Cr	V	Mo		опыт.	табл.	опыт.	табл.	опыт.	табл.	
Диффузионное насыщение Cr+V+Mo (50 % V_2O_5:25 % MoO_3:25 % Cr_2O_3)										
75	17	3	VC	0,41437	0,41655	–	–	–	–	$VC_{0,78}$
			Mo_2C	0,29346	0,30120			0,48639	0,47360	$[Mo_{70}(Cr,V)_{30}]_2C$
			$Cr_{23}C_6$	1,05733	1,0660			–	–	$Cr_{23}C_{5,86}$
			Cr_3C_2	0,54824	0,5545	0,29752	0,2830	1,15907	1,1470	$[Cr_{81}(V,Mo)_{19}]_3C_2$

зовой фазы и перенос ее к поверхности сплава; физико-химические процессы, проходящие на границе насыщаемый сплав–насыщающая газовая среда; диффузия насыщающих элементов в насыщаемый сплав; формирование и рост диффузионного слоя.

ТД-анализ процессов многокомпонентного насыщения твердого сплава КО-элементами. ТДМ осуществляли в несколько этапов: сначала определяли продукты алюминотермического восстановления оксидов насыщающих смесей, затем равновесные составы этих сред. На их базе были предложены газотранспортные механизмы доставки атомов насыщающих элементов к поверхности сплава.

Результаты ТДМ показали [3], что: алюминотермически восстановленные смеси определенных составов могут содержать до 2,6 % свободного (не вступившего в реакцию) алюминия; многокомпонентная газовая среда находится в ТД-равновесии с частицами всех конденсированных (твердых и жидких) соединений в данной системе; равновесный состав газовой среды, ответственной за газотранспортные процессы, зависит от наличия тех или иных конденсированных фаз; из-за взаимодействия различных фаз состав насыщающей среды со временем меняется до полного ее истощения; основные газотранспортные механизмы переноса к поверхности атомов КО-металлов осуществляются через газовую фазу их хлоридов; на начальной стадии ХТО, когда процессы зародышеобразования карбидов зависят от локальной структуры и состава поверхности, других причин, превалирует кинетический фактор и формирование зерен новой карбидной фазы не всегда определяется ТД-параметрами; последовательность образования фаз может отклоняться от равновесной диаграммы; стадия роста карбидов, которая осуществляется за счет твердофазной диффузии, является значительно более медленным процессом, чем зародышеобразование; при достаточно длительном времени на межфазных границах устанавливается термодинамическое равновесие; лимитирующей стадией формирования карбидных диффузионных покрытий является преимущественно диффузионный массоперенос углерода через слой образующейся карбидной фазы на поверхности стали, поскольку коэффициент диффузии углерода на несколько порядков выше, чем металла; при этом рост слоя карбида происходит на его внешней поверхности за счет взаимодействия атомов углерода основы с активными атомами КО-металла или его хлоридов.

Образование карбидов на поверхности сплава происходит в результате выделения из хлоридов переходных металлов и их взаимодействия с углеродом матрицы. Поскольку основным источником углерода в твердом сплаве является карбид вольфрама, то характер зародышеобразования карбидов иной, чем в стали. ТД-расчеты позволили установить химические реакции карбидообразования при Cr+V+Mo насыщении твердого сплава (рис. 4, *а*, реакции *1–11*).

Особенности протекания химических реакций в многокомпонентной насыщающей среде. Процессы насыщения сплава КО-элементами осложняются взаимодействием:

– хлоридов металлов между собой, заключающимся в восстановлении высших хлоридов одних металлов низшими хлоридами других:

$$Me'Cl_n + Me''Cl_m \leftrightarrow Me'Cl_m + Me''Cl_n,$$

где n, m – целые числа.

ТД-вероятность восстановления высших хлоридов металла низшими хлоридами тем выше, чем левее в периоде и ниже в группе *периодической системы элементов* (ПСЭ) располагается второй металл по отношению к первому;

– карбидных фаз с металлами (рис. 4, *б*, реакции *12–22*). На границах карбидных фаз возможно ТД-протекание химических реакций восстановления ранее образованных карбидов металлами, причем их восстановительная способность тем выше, чем левее они расположены в ПСЭ.

Общий химизм процессов формирования карбидных слоев при многокомпонентном насыщении твердого сплава. ТД-анализ позволил установить следующие этапы протекающих процессов:

1. Образование активной хлорирующей среды [3, 9, 10, 15]:

$$NH_4Cl \rightarrow NH_3 + HCl;$$

$$2NH_3 \rightarrow N_2 + 3H_2.$$

2. Хлорирование насыщающих металлов [3, 9, 10, 15]:

$$Me + nHCl \rightarrow MeCl_n + \frac{n}{2}H_2,$$

где n – целое число.

3. Выделение на поверхности твердого сплава атомов металлов из их хлоридов:

$$mMeCl_n \rightarrow (m-n)Me + nMeCl_m,$$

где $m > n$ – целые числа.

4. Зародышеобразование карбидов на поверхности твердого сплава путем взаимодействия атомов насыщающих металлов с углеродом основы:

$$2nMe + 3mWc + 3mCo \rightarrow 2Me_nC_m + mCo_3W_3C.$$

5. Взаимодействие выделившихся на поверхности атомов насыщающих металлов с уже образовавшимися карбидными фазами:

$$nqMe' + mMe''_kC_q \rightarrow qMe'_nC_m + mkMe'',$$

где Me′ – насыщающий металл 1, более сильный карбидообразователь;

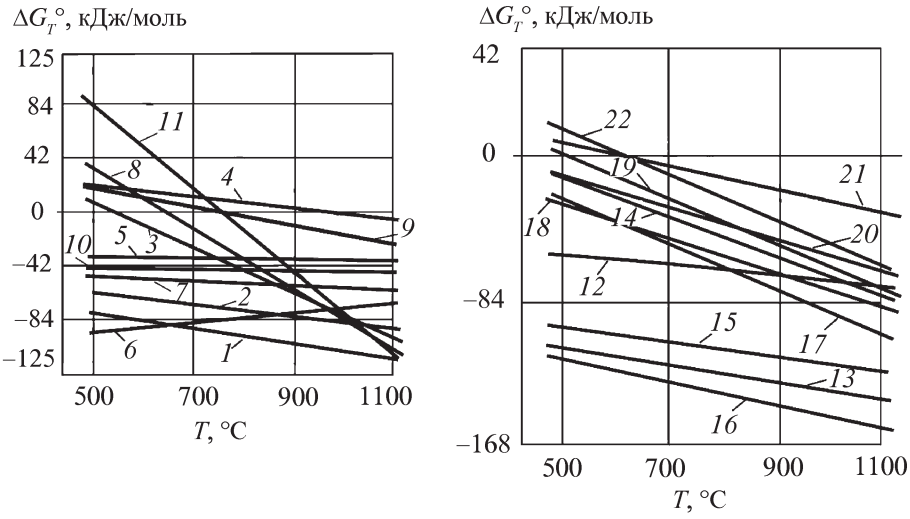
Me″– насыщающий металл 2, менее сильный карбидообразователь.

Кинетика формирования многокомпонентных диффузионных карбидных покрытий. С помощью ТД-анализа можно предсказать химический состав лишь конечного равновесного состояния системы; термодинамика не дает каких-либо сведений о времени и механизме достижения этого состояния. В процессе термодиффузионного насыщения (особенно в начальной стадии) состояние системы далеко от равновесного [7–12, 15, 16]. Кинетика формирования на стали двух- и трехкомпонентных карбидных покрытий изучена в работе [3].

Так как скорость адсорбции насыщающих металлов прямо пропорциональна парциальной концентрации их хлоридов, активных составляющих газовой фазы, то температура начала хлорирования металлов $T_{н.х}$ определяет порядок возникновения фаз на поверхности в начальный период насыщения [17]:

Элемент	Mn	Cr	Ti	V
$T_{н.х}$, °C	200	250	340	460

Кинетические исследования на стали [3] показали, что независимо от числа насыщающих элементов при нагреве до 1100 °C в той же последовательности



№ п/п	Химическая реакция
1	$4CrCl_3 \rightarrow 3CrCl_4 + Cr$
2	$3CrCl_2 \rightarrow 2CrCl_3 + Cr$
3	$3Cr + 3WC + 3Co \rightarrow Cr_3C_2 + Co_3W_3C$
4	$23Cr + 9WC + 9Co \rightarrow Cr_{23}C_6 + 3Co_3W_3C$
5	$14Cr + 9WC + 9Co \rightarrow 2Cr_7C_3 + 3Co_3W_3C$
6	$4MoCl_3 \rightarrow 3MoCl_4 + Mo$
7	$5MoCl_4 \rightarrow 4MoCl_5 + Mo$
8	$4Mo + 3WC + 3Co \rightarrow 2Mo_2C + Co_3W_3C$
9	$4VCl \rightarrow 2VCl_2 + 2V$
10	$2VCl_3 + 2H_2 \rightarrow VCl_2 + 4HCl + V$
11	$2V + 3WC + 3Co \rightarrow 2VC + Co_3W_3C$

а)

№ п/п	Химическая реакция
12	$2V + Cr_3C_2 \rightarrow 2VC + 3Cr$
13	$V + 1/6Cr_{23}C_6 \rightarrow VC + 23/6Cr$
14	$4V + Cr_3C_2 \rightarrow 2V_2C + 3Cr$
15	$2V + 1/6Cr_{23}C_6 \rightarrow V_2C + 23/6Cr$
16	$V + Mo_2C \rightarrow VC + 2Mo$
17	$23Cr + 6MoC \rightarrow Cr_{23}C_6 + 6Mo$
18	$7Cr + 3MoC \rightarrow Cr_7C_3 + 3Mo$
19	$3Cr + 2MoC \rightarrow Cr_3C_2 + 2Mo$
20	$23Cr + 6Mo_2C \rightarrow Cr_{23}C_6 + 12Mo$
21	$7Cr + 3Mo_2C \rightarrow Cr_7C_3 + 6Mo$
22	$3Cr + 2Mo_2C \rightarrow Cr_3C_2 + 4Mo$

б)

Рис. 4. Изменение изобарно-изотермического потенциала ТД вероятных химических реакций карбидообразования (*а*) и восстановления карбидов насыщающими металлами (*б*)

на насыщаемой поверхности появляются зародыши карбидной фазы с простой кубической решеткой $Me_3C \rightarrow Cr_{23}C_6 \rightarrow TiC \rightarrow VC$.

Со временем при многокомпонентном насыщении стали образование карбидов с высокой энергией связи (карбидов Ti, V) подавляет зарождение и рост менее ТД устойчивых карбидов (карбидов Mn, Mo, Cr). Гексагональный карбид V_2C может образоваться лишь в результате длительной выдержки при температуре 1100 °С.

Возможный механизм формирования Cr–V–Mo карбидного слоя на твердом сплаве. Считается [3, 9, 10], что лимитирующей стадией формирования карбидных диффузионных слоев является встречная диффузия взаимодействующих элементов в образующейся фазе, причем диффузионные процессы носят преимущественно односторонний характер – в основном происходит диффузия углерода. В отличие от однокомпонентных формирование многокомпонентных карбидных слоев зависит от равновесного состава насыщающей среды, который меняется с течением времени и температурой процесса.

По структуре, кинетике и механизму формирования многокомпонентные диффузионные карбидные слои условно можно разделить на две группы [3]: покрытия, образованные из взаимно растворимых карбидов металлов IV–VI групп; покрытия, образованные на базе карбидов, не имеющих взаимной растворимости – из карбидов металлов IV и VII групп). Первый механизм реализуется при диффузионном насыщении твердого сплава Cr+V+Mo.

ТД-анализ, кинетика образования карбидных фаз [3, 16] и современная методология [18] позволили смоделировать процесс ХТО твердого сплава в насыщающей смеси оптимального состава (25 % Cr_2O_3:50 % V_2O_5:25 % MoO_3); он включает следующие стадии (см. рис. 3):

1. В интервале температур 300...500 °С происходит разложение хлористого аммония с образованием газообразного водорода, азота и сухих паров, вытеснение ими воздуха из реакционного пространства, разрушение оксидных пленок на поверхности сплава, формирование активной хлорирующей среды.

2. Дальнейшее нагревание контейнера до 700 °С приводит к появлению на обрабатываемой поверхности первых зародышей карбидных фаз хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_3C_2. Этому предшествует образование в насыщающей среде хлоридов всех насыщающих металлов. Однако только хлориды хрома имеют высокое парциальное давление, при котором возможен газотранспорт его атомов на поверхность сплава. Наиболее вероятно образование зародышей карбидов хрома в местах выхода на поверхность зерен карбида вольфрама. Рост центров этих фаз в плоскости стыка приводит к образованию на обрабатываемой поверхности сплошной карбидной "корочки". Скорость формирования слоя определяется сродством КО-металла к углероду, диффузионной подвижностью углерода в карбидных фазах, скоростью подвода хлоридов металлов к поверхности и отвода продуктов реакции. Диффузия углерода наиболее предпочтительна по границам и поверхности карбидных зерен [3, 9, 10].

3. С повышением температуры в объеме насыщающей среды изменяется соотношение активных составляющих в смеси: выше 700 °С повышается парциальное давление хлоридов молибдена, а выше 800 °С – хлоридов ванадия, достаточное для их газопереноса и зародышеобразования сначала карбида молибдена Mo_2C, затем карбида ванадия VC на поверхности карбидной "корочки". Продолжается рост первоначальных карбидов хрома $Cr_{23}C_6$, Cr_3C_2.

4. Содержание карбидов в покрытии зависит не только от соотношения парциальных давлений хлоридов металлов, но от их способности адсорбироваться на поверхности образовавшегося карбидного слоя и от ТД-стабильности различных карбидных фаз. В температурном интервале 800...1100 °С проходят процессы восстановления карбида молибдена более сильными карбидообразователями – хромом и ванадием, а карбидов хрома – ванадием, что способствует образованию легированных карбидов. Однако в Cr–V–Mo насыщающей смеси парциальное давление у хлоридов хрома более высокое, чем у хлоридов ванадия. Поэтому при 1100 °С формируется композиционное покрытие, состоящее на всю его глубину из комплексно легированных карбидов хрома (более 75 %) с отдельными включениями карбидов молибдена и ванадия.

Диффузионный Cr–V–Mo карбидный слой, оптимально формирующийся на твердом сплаве, отличается высокой плотностью и малой толщиной (см. рис. 3).

Выводы

1. В результате оптимизации выбран оптимальный состав насыщающей смеси Cr+V+Mo для ХТО твердого сплава Т15К6, обеспечивающий увеличение микротвердости карбидных покрытий выше 33 ГПа и повышение износостойкости твердого сплава более 6,6 раз в сравнении с исходным состоянием. Отмечено, что трехкомпонентные диффузионные карбидные слои превосходят по износостойкости одно- и двухкомпонентные.

2. Диффузионное Cr–V–Mo карбидное покрытие, полученное в оптимальной алюминотермической насыщающей среде, имеет гетерогенную структуру, состоящую из сложнолегированных взаимно растворимых карбидов.

3. Проведено термодинамическое моделирование процесса оптимального формирования Cr–V–Mo карбидного слоя на твердом сплаве. Показано, что карбидообразование при многокомпонентном насыщении сплава зависит от равновесного состава насыщающей среды (газовой и конденсированных фаз), который меняется с течением времени и температурой процесса, а рост слоя идет за счет диффузионного массопереноса углерода через образованную карбидную фазу. Отмечено, что в изотермических условиях насыщения твердого сплава несколькими КО-металлами и повышенных температурах процесса (1100 °С) фазовый состав покрытия постоянно меняется из-за растворения друг в друге образуемых карбидов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фетисов Г.П., Гарифуллин Ф.А.** Материаловедение и технология металлов. М.: Изд-во Оникс, 2007. 624 с.

2. **Химико-термическая** обработка металлов и сплавов / Под ред. Л.С. Ляховича. М.: Металлургия, 1981. 424 с.

3. **Многокомпонентные** диффузионные карбидные покрытия на железоуглеродистых сплавах / Л.Г. Ворошнин и др. Минск: БНТУ, 2007. 470 с.

4. **Шматов А.А., Побережный С.В.** Многокомпонентное диффузионное насыщение твердых сплавов карбидообразующими металлами // Порошковая металлургия (Минск). 2007. № 30. С. 252–257.

5. **Шматов А.А., Побережный С.В.** Взаимная растворимость карбидов в многокомпонентных диффузионных слоях, образованных на твердом сплаве // Вестник Белорус. нац. тех. ун-та. 2008. № 4. С. 43–51.

6. **Шматов А.А., Побережный С.В.** Износостойкие многокомпонентные карбидные покрытия на железоуглеродистых и твердых сплавах // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: сб. науч. тр. Донецк, 2009. Вып. 37. С. 277–285.

7. **Чуняева Л.О.** Кинетика насыщения углеродистых сталей карбидом хрома // Защита металлов. 2001. Т. 37. № 1. С. 50–54.

8. **Развитие** физико-химических аспектов технологии диффузионного карбидного поверхностного легирования / Л.Л. Товажнянский и др. // ITE: Интегров. технол. та енергозбереження. 2003. № 2. С. 127–135.

9. **Хижняк В.Г.** Разработка физико-химических и технологических основ нанесения на поверхность сталей и твердых сплавов двухкомпонентных покрытий на основе карбидов переходных металлов для повышения служебных характеристик изделий: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01. Киев: Нац. акад. наук Украины, 1998. 24 с.

10. **Лоскутова Т.В.** Комплексное насыщение углеродистых сталей и твердых сплавов ниобием и хромом: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01. Киев: Киев. политех. ин-т, 2004. 20 с.

11. **Бякова А.В.** Структурные аспекты прочности и пути повышения работоспособности карбидных покрытий // Порошковая металлургия. 2000. № 1. С. 97–105.

12. **Хижняк В.Г., Карпец М.В., Долгих В.Ю.** Нанесение защитных покрытий на безвольфрамовые твердые сплавы // Порошковая металлургия (Киев). 2003. № 9. С. 118–123.

13. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение, 1981. 304 с.

14. **Ватолин Н.А., Моисеев Г.К., Трусов Б.Г.** Термодинамическое моделирование металлургических процессов. М.: Металлургия, 1994. 432 с.

15. **Шатинский В.Ф., Нестеренко А.И.** Защитные диффузионные покрытия. Киев: Наук. думка, 1988. 272 с.

16. **Шматов А.А., Побережный С.В.** Формирование диффузионного поликарбидного покрытия на твердом сплаве // Порошковая металлургия (Минск). 2010. № 33. С. 297–305.

17. **Фурман А.А.** Неорганические хлориды. М.: Химия, 1980. 416 с.

18. **Петрова Л.Г.** Разработка технологий поверхностного упрочнения машин и инструмента на основе научно-методологического комплекса инженерии поверхности металлических материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 12. С. 28–39.

УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!

Научно-техническое издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

выпустило в свет полную подписку на журналы за 2007–2010 годы в электронном виде.

Стоимость одного номера составляет 100 рублей.

Полная подписка за 2007 г. выложена в открытом доступе

на нашем сайте **www.mashin.ru** бесплатно.

УДК 621.9.047

В.П. Смоленцев, В.Г. Грицюк, О.Н. Кириллов
(Воронежский государственный технический университет)
E-mail: smol@comch.ru

Формирование микроповерхности гранульных материалов при комбинированной обработке

Рассмотрены вопросы чистовой обработки гранульных материалов, имеющих различную величину гранул. Показано влияние физических характеристик материалов в многокомпонентных сплавах на формирование микроповерхности при использовании комбинированных методов обработки с механическим контактным воздействием инструмента.

Ключевые слова: *чистовая обработка, микроповерхность, комбинированные методы обработки, многокомпонентные сплавы.*

In the work was viewed questions finishing of granular materials, which have different size of granules. It was showed influence of physical characteristics materials in plural-component alloys on forming microsurface at using combined methods processing with mechanical contact influence of the instrument.

Keywords: *finishing, microsurface, combined methods of processing, plural-component alloys.*

Получение материалов с различными характеристиками в пределах одного элемента детали возможно с использованием гранул и порошков, составляющие которых (гранулы) могут иметь индивидуальную проводимость, размеры, обрабатываемость механическими и электрическими методами. Размеры гранул даже на соседних участках детали могут изменяться от величины молекул (нанопорошки) до макровеличин (несколько миллиметров).

Выполненные исследования показали, что, изменяя параметры гранул, можно в широком диапазоне улучшать качество поверхностного слоя, влияющее на эксплуатационные характеристики изделий, получаемых из гранул (в том числе мелких элементов-порошков).

Характеристики гранульных материалов приведены на рис. 1, где даны показатели, влияющие в основном на их обрабатываемость бесконтактными методами (электроэрозионными, электрохимическими, лучевыми, магнитными) – без непосредственного воздействия инструмента на зону удаления припуска.

При рассмотрении механизма электрических методов обработки [1, 2] установлено, что шероховатость и измененный слой металлических материалов зависят от многих характеристик, основная часть которых приведена на рис. 1. Так, в случае электрохимической размерной обработки металлов с крупными гранулами (макровеличины) на высоту микронеровностей начинает влиять не только размер, но и форма, положение частиц относительно электрода-инструмента, что снижает стабильность технологических показателей процесса и ограничивает использование рассматриваемого метода, особенно при производстве наукоемких изделий.

Разработанные в последние годы новые способы [1, 2] с механическим воздействием инструмента дают возможность выровнять условия, например, анодного формообразования поверхностного слоя за счет механической депассивации, обеспечивающей равномерную высокую интенсивность съема материала и малую высоту неровностей даже у крупных составляющих материала при существенном отличии физических характеристик гранул (см. рис. 1).

Проведенные авторами исследования показали, что при использовании для депассивации в качестве инструмента электрода-щетки [2] можно получить детали, отвечающие требованиям чистовой обработки, из материалов со структурными составляющими любых (в том числе различных) размеров и широким диапазоном проводимости.

Влияние на качество поверхностного слоя геометрических параметров гранул (порошков). Изменения

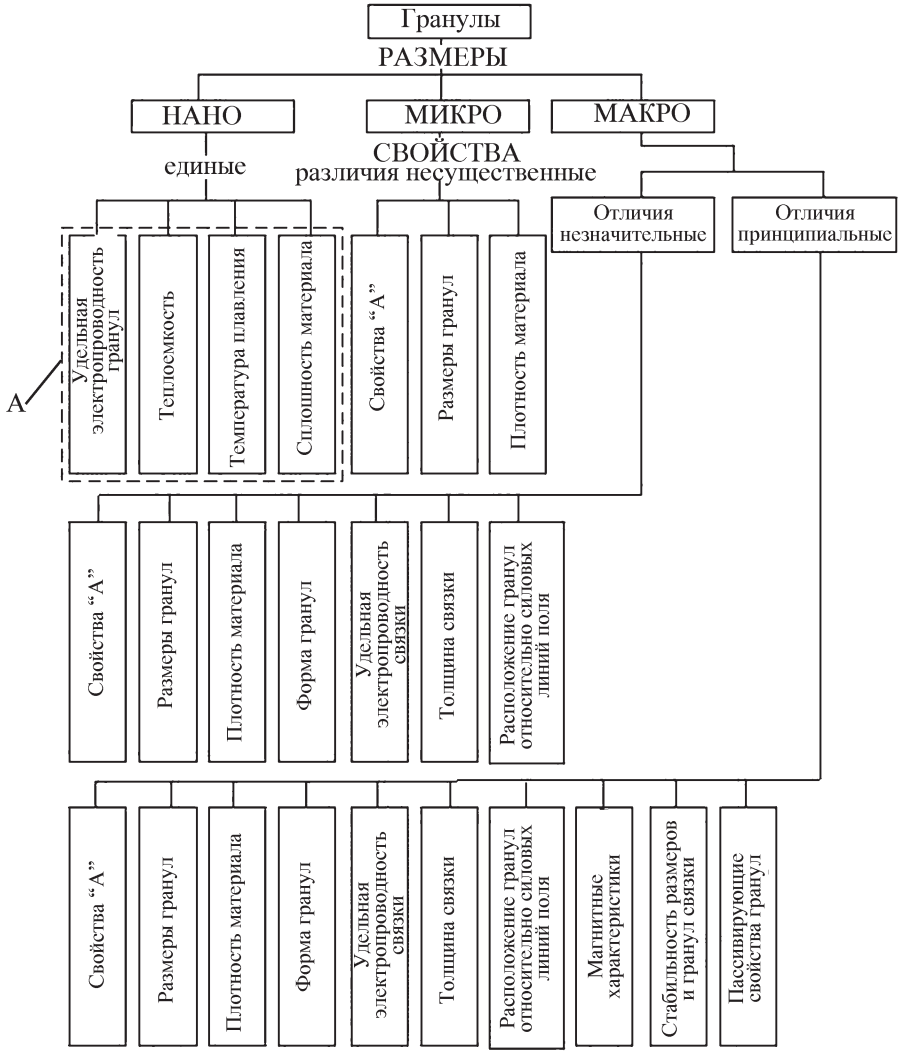


Рис. 1. Характеристики гранул

размеров гранул или порошков в пределах соседних участков деталей, а также их концентрации на отдельных участках (см. рис. 1) влияют на производительность аналогично случаям, рассмотренным выше, что может сильно ухудшить чистоту поверхности. Это следует учитывать при назначении состава материала деталей и в процессе разработки технологии, а также при технологическом обслуживании изделий, содержащих детали из гранул и порошка.

Если анодное поведение сплава детали и гранульных или порошковых материалов (удельная электропроводность, сплошность на рис. 1) имеет значительные различия, то необходимо согласовать в технических условиях возможность появления в изделиях участков с аномальной шероховатостью и плавных переходных участков в местах сопряжения материалов. Такие вопросы решаются совместно разработчиками, изготовителями в процессе эксплуатации (иногда по результатам испытаний или опыту работы в аналогичных машинах).

Влияние режимов получения гранул (порошков) на технологические показатели анодной составляющей комбинированного процесса. На рис. 2 показаны зависимости

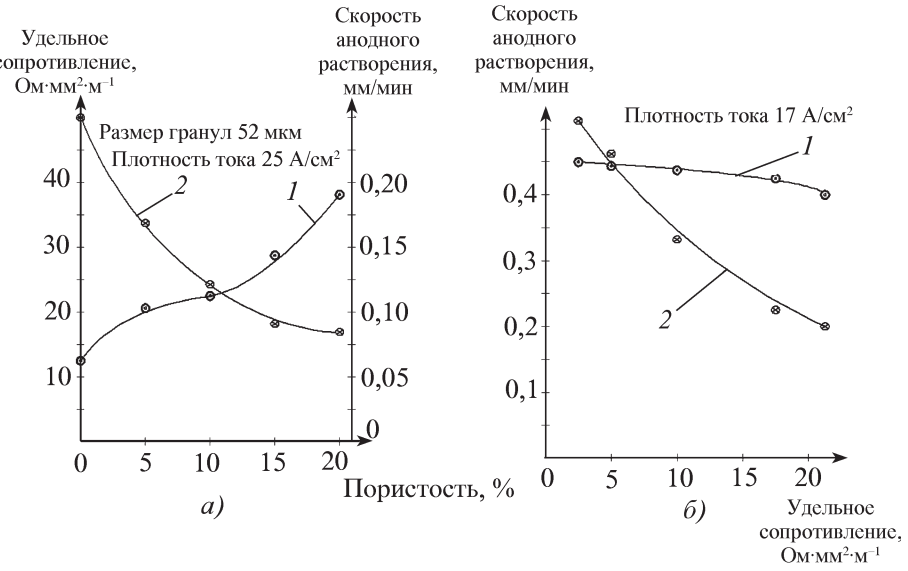
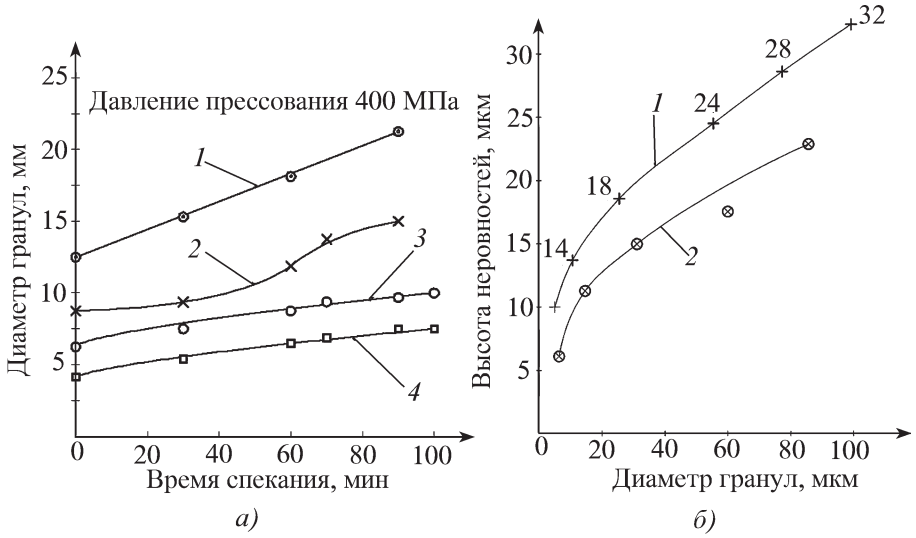


Рис. 2. Зависимости удельного сопротивления (*1*) и скорости анодного растворения (*2*) порошкового материала ЖГр3Цс4 (железографит + 4 % сернистого цинка) (*а*) от пористости и зависимости скорости анодного растворения порошкового сплава ПР-НХ17СР4 от удельного сопротивления материала по основной обрабатываемой поверхности (*1*), на кромках и в местах сопряжения с цельным металлом (*2*) (*б*)



а) *б)*

Рис. 3. Размер гранул, получаемых при спекании никелевых сплавов (*а*) и их влияние на высоту неровностей (*б*) при температуре спекания, К:
1 – 1700; *2* – 1650; *3* – 1550; *4* – 1480

удельного сопротивления гранул (порошкового материала) и скорости его анодного растворения от пористости структуры после прессования, определяющей плотность материала. В зависимости от условий получения такого материала изменяются его плотность, удельное сопротивление (рис. 2, *а*, кривая *1*). Чем выше пористость, тем больше удельное сопротивление гранул и ниже скорость анодного растворения материала (см. рис. 2, *б*, кривая *1*), особенно на кромках (см. рис. 2, *б*, кривая *2*).

На рисунке показано изменение скорости анодного растворения для гранульного хромоникелевого сплава вдоль направления действия силы при прессовании. Наблюдается снижение интенсивности съема (см. рис. 2, *б*), что влияет на шероховатость поверхности. Эксперименты показали, что высота неровностей снижается до 20 %.

Режимы получения изделий из гранул (порошка) необходимо рассматривать как единую структуру получения показателей процесса комбинированной обработки, так как от степени пористости (зависящей от давления прессования), температуры спекания, размеров гранул будут зависеть технологические показатели формируемых поверхностей (рис. 3).

Время спекания [3] зависит от размеров детали, марки материала, давления, направления прессования, температуры нагрева материала.

С учетом особенностей электрических методов обработки гранульных материалов для получения малой шероховатости размеры гранул должны быть в пределах до 50...60 мкм, так как они оказывают большое влияние на высоту неровностей обработанной поверхности. Это видно на рис. 3, *б*, где даже для близких по составу материалов (кривые *1*, *2*) наблюдаются большие различия (до 25 %) при оценке параметра шероховатости *Rz*.

Технология получения требуемой шероховатости гранульных (порошковых) материалов. Если требуется получить заданную шероховатость, то необходимо:

– по зависимостям (см. рис. 3, *б*) установить для каждого материала предельный размер гранул, получаемых при заданной температуре нагрева;

– для такой температуры и размеров гранул найти (см. рис. 3, *а*) время спекания;

– определить (см. рис. 2) скорость анодного растворения порошкового материала;

– установить режимы обработки, обеспечивающие получение расчетной скорости съема при поддержании заданной шероховатости поверхности.

Режимы спекания должны назначаться в зависимости от удельного сопротивления материала, которое требуется снизить до минимального значения (рис. 4).

Однако увеличение давления прессования требует специального оборудования, больших затрат энергии, что не всегда может быть реализовано практически. Спекание (см. рис. *4*, кривая *2*) выравнивает удельное

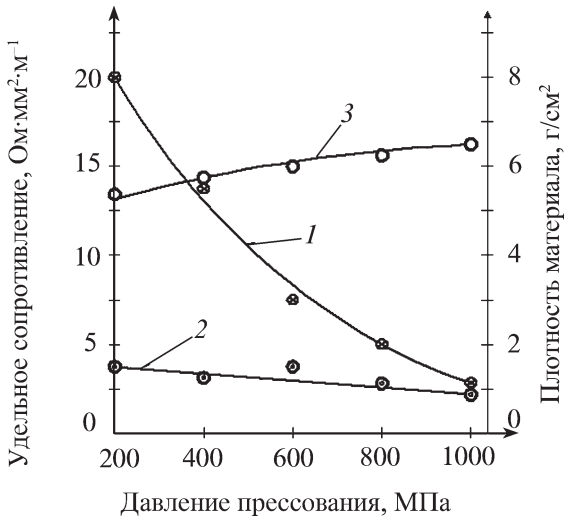


Рис. 4. Зависимости удельного сопротивления (*1*, *2*) порошкового материала на базе железа и его плотности (*3*) от давления прессования:
1 – после прессования; *2* – после спекания

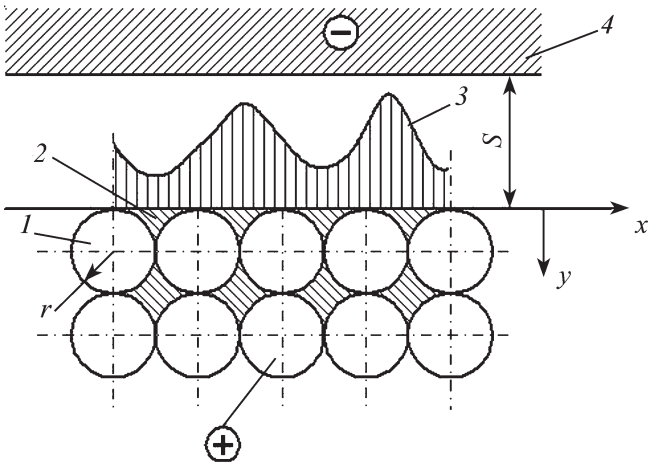


Рис. 5. Расчетная схема формирования микроуглублений, определяющих высоту неровностей:
1 – гранула порошка; *2* – связующее, диффундирующее в пространство между гранулами; *3* – напряженность поля в межэлектродном пространстве; *4* – катод-инструмент; *S* – межэлектродный зазор

сопротивление, что способствует повышению чистоты поверхности.

Механизм формирования микроповерхности гранульных (порошковых) материалов. Приведенные в [3] и на рис. 1 сведения о свойствах прессованных материалов позволяют раскрыть закономерности формирования микроповерхности (рис. 5) порошковых материалов после комбинированной обработки с анодной составляющей, что ранее в литературе не рассматривалось.

Как видно из рис. 5, напряженность поля возрастает на границах гранул, где образуются углубления, характеризующие величину параметра шероховатости. Величина *Rz* будет зависеть от межэлектродного зазора *S*: чем меньше *S*, тем выше неравномерность электрического поля в зазоре. Однако из-за различного удельного сопротивления соседних гранул профиль поверхности детали после обработки может выравниваться и величина *Rz* может снижаться.

В [3] приведены исследования, показывающие возможность проектирования гранульных (порошковых) материалов с применением рассмотренного механизма и получения качества поверхности, не требующей последующей чистовой обработки.

Выводы

1. Использование комбинированных методов обработки с анодным растворением припуска позволяет достичь показателей качества материала, задаваемых в технической документации. При этом наиболее эффективно использовать механическую депассивацию зоны обработки непрофилированным инструментом в форме электрода-щетки.

2. Показано влияние режимов получения деталей из гранульных (порошковых) материалов на показатели качества изделий с учетом специфики комбинированной обработки, включающей анодное удаление припуска.

3. Приведенные материалы позволяют разработчикам закладывать в конструкцию наукоемких изделий более высокие эксплуатационные требования и снижать нежелательное уменьшение механических показателей высоконагруженных деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М.: Машиностроение, 2005. 511 с.

2. **Кириллов О.Н.** Технология комбинированной обработки непрофилированным электродом. Воронеж: ВГТУ, 2010. 254 с.

3. **Грицюк В.Г.** Обеспечение качества поверхности при электрохимической обработке биметаллических заготовок // СНО-2004: сб. тр. Междунар. науч.-практ. конф. Воронеж: ВГУ, 2004. С. 259–262.

УДК 621.9.025

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, С.Н. Власов, А.А. Романов, М.А. Осипов
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: wlasow-stas@mail.ru

Влияние комбинированной упрочняющей обработки на параметры структуры и механические свойства многослойных износостойких покрытий режущего инструмента

Представлены результаты исследований комбинированной упрочняющей обработки режущего инструмента с использованием лазерного излучения. Приведены данные о влиянии воздействия лазерного излучения, толщины и состава слоев на структурные параметры и физико-механические свойства одно- и двухслойных покрытий различного состава.

Ключевые слова: *режущий инструмент, износостойкое покрытие, комбинированная обработка, лазерное излучение, структурные параметры, микротвердость, коэффициент отслоения, интенсивность износа.*

In the article results of researches of the combined strengthening processing of the cutting tool with use of laser radiation are presented. The data about influence of influence of laser radiation, a thickness and structure of layers on structural parameters and physicomechanical properties of single- and two-layer coatings of various structure is in detail cited.

Keywords: *cutting tool, wearproof coating, combined processing, laser radiation, structural parameters, microhardness, peeling factor, intensity of deterioration.*

Одним из эффективных методов повышения работоспособности *режущих инструментов* (РИ) является применение износостойких покрытий. Известно, что нанесение многослойных покрытий различного состава позволяет повысить работоспособность режущего инструмента в несколько раз в сравнении с однослойными покрытиями. Несмотря на существенный вклад покрытий в уменьшение износа РИ, их эффективность в ряде случаев недостаточна.

Разрушение износостойкого покрытия носит хрупкий характер и происходит в результате образования и развития трещин на контактных площадках РИ [1]. В свою очередь, процесс трещинообразования определяется способностью режущего клина РИ сопротивляться упругопластическим деформациям под действием термомеханических нагрузок, возникающих в процессе резания, прочностью адгезионной связи покрытия с инструментальной основой и прочностью материала покрытия.

Для дальнейшего повышения работоспособности РИ с покрытиями применяют методы комбинированной поверхностной обработки [2–4], сочетающие процессы ионно-плазменного нанесения покрытий и поверхностной упрочняющей обработки, в частности лазерная обработка.

Предварительная поверхностная обработка способствует росту сопротивляемости режущего клина РИ упругим прогибам и повышению его формоустойчивости, что отражается в дальнейшем на повышении работоспособности РИ [2, 3]. В то же время такая предварительная поверхностная обработка не оказывает влияния на свойства материала покрытия и прочность адгезионной связи его с инструментальной основой, которые, как было отмечено выше, существенно влияют на процесс разрушения покрытия. Повышение указанных характеристик может быть достигнуто путем дополнительной (после нанесения покрытия) упрочняющей обработки.

В работе изучено влияние воздействия лазерного излучения на РИ с одно- и двухслойными покрытиями. В исследованиях использовали неперетачиваемые твердосплавные пластины формы 03111–120408 (ГОСТ 19049–80) из сплавов Т5К10 и МК8, которые были взяты из одной партии. Однослойные износостойкие покрытия состава TiN, (Ti, Zr)N толщиной 6 мкм и двухслойные покрытия системы TiN–TiCN суммарной толщиной 6 мкм наносили на установке "Булат-6М".

Лазерную обработку покрытий проводили на импульсной лазерной установке "Квант-15" при плотности мощности лазерного луча $q = (1{,}4...2{,}6)\cdot 10^4$ Вт/см^2, длительности импульса излучения $\tau_и = 4$ мс, диаметре пятна лазерного излучения $d = 1$ мм.

Структурные параметры (период кристаллической решетки a, показатель текстурированности – отношение интенсивностей рентгеновских линий J_{111}/J_{200}, ширина рентгеновской линии β_{111}, остаточные напряжения $\sigma_о$), механические свойства покрытий (микротвердость $H_μ$ и прочность сцепления покрытия с ин-

струментальной основой K_0) определяли по методикам [1, 3, 5].

Работоспособность РИ оценивали по интенсивности износа:

$$J = \frac{h_з}{L} \cdot 10^{-3},$$

где $h_з$ – размер площадки износа по задней поверхности, мм;

L – путь резания, м.

Исследования работоспособности проводили в условиях торцового фрезерования на вертикально-фрезерном станке 6Р12 однозубыми торцовыми фрезами. Геометрия режущей части твердосплавных пластин Т5К10: передний угол $\gamma = -11°$; главный задний угол $\alpha = 11°$; главный угол в плане $\varphi = 67°$.

Некоторые результаты исследований структурных параметров покрытий представлены в табл. 1.

Анализ полученных данных позволяет отметить, что параметр кристаллической решетки однослойного покрытия после лазерной обработки несколько уменьшается, что свидетельствует о получении структуры более плотного кристаллического строения. Обработка покрытий лазерным излучением приводит к повышению полуширины рентгеновской линии для покрытия TiN на 20 %, для покрытия (Ti,Zr)N на 16 %. Увеличение полуширины рентгеновской линии свидетельствует о повышении дефектности кристаллического строения и разориентации микрообъемов композиции.

Лазерная обработка покрытия ведет к снижению параметра текстуры и величины остаточных напряжений. Изменение текстуры, вызванное преимущественно уменьшением интенсивности линии (111), объясняется разориентацией кристаллических плоскостей материала покрытия при воздействии на него лазерного излучения. Для покрытия TiN снижение показателя текстурированности составило 60 %, для (Ti,Zr)N – 41 %. Уменьшение остаточных напряжений, которое для покрытия TiN составило 40 %, а для (Ti,Zr)N – 50 %, объясняется их релаксацией на границе раздела покрытие–основа в результате высокоскоростного лазерного нагрева–охлаждения.

Для многослойных покрытий наблюдается аналогичное влияние лазерной обработки на структурные параметры. С увеличением толщины слоя TiCN в многослойных покрытиях несколько возрастает период кристаллической решетки, ширина рентгеновской линии и величина остаточных напряжений.

Известно [1], что покрытие TiCN в сравнении с TiN имеет бóльшие значения периода кристалличе-

Таблица 1

Влияние лазерной обработки на структурные параметры покрытий

Покрытие (толщина)	a, нм	β_{111}, °	J_{111}/J_{200}	σ_o, МПа
TiN* (6 мкм)	0,4241 / 0,4244	0,59 / 0,56	62 / 74	–(520 ± 110) / (660 ± 180)
(Ti,Zr)N* (6 мкм)	0,4258 / 0,4273	0,47 / 0,44	37 / 48	(2079 ± 160) / (2499 ± 160)
TiCN (1,5 мкм)–TiN (4,5 мкм)	0,4232 / 0,4236	0,36 / 0,34	–	–(280 ± 180) / –(530 ± 110)
TiCN (3,0 мкм)–TiN (3,0 мкм)	0,4234 / 0,4241	0,39 / 0,37		–(240 ± 80) / –(870 ± 100)
TiCN (4,5 мкм)–TiN (1,5 мкм)	0,4231 / 0,4242	0,49 / 0,46		–(610 ± 160) / –(1260 ± 110)
TiN (1,5 мкм)–TiCN (4,5 мкм)	0,4248 / 0,4255	0,53 / 0,51	12 / 21	–(750 ± 60) / –(1340 ± 120)
TiN (3,0 мкм)–TiCN (3,0 мкм)	0,4241 / 0,4248		18 / 23	–(800 ± 110) / –(1110 ± 80)
TiN (4,5 мкм)–TiCN (1,5 мкм)	0,4237 / 0,4242	0,51 / 0,47	19 / 35	–(440 ± 30) / –(770 ± 60)

*Инструментальная основа МК8.

Примечание. В числителе приведены параметры покрытия после лазерной обработки, в знаменателе – параметры покрытия до лазерной обработки.

Таблица 2

Влияние лазерной обработки на микротвердость покрытий

Покрытие (толщина)	$H_μ$, ГПа, без ЛО**	$H_μ$, ГПа, с ЛО при q, Вт/см^2		
		1,6	2,1	2,4
TiN* (6 мкм)	23,7 ± 1,5	25,53 ± 1,4	26,6 ± 1,2	26,9 ± 1,5
(Ti,Zr)N* (6 мкм)	28,9 ± 1,2	31,2 ± 1,5	32,24 ± 1,4	32,47 ± 1,7
TiCN (1,5 мкм)–TiN (4,5 мкм)	21,2 ± 1,5	22,7±1,1	23,4±1,2	23,8 ± 1,4
TiCN (3,0 мкм)–TiN (3,0 мкм)	23,3 ± 1,0	24,5 ± 1,2	25,9 ± 1,4	26,3 ± 1,2
TiCN (4,5 мкм)–TiN (1,5 мкм)	25,6 ± 1,2	26,7 ± 1,5	27,0 ± 1,5	27,6 ± 1,4
TiN (1,5 мкм)–TiCN (4,5 мкм)	26,0 ± 0,9	27,4 ± 2,2	27,8 ± 1,7	28,1 ± 1,7
TiN (3,0 мкм)–TiCN (3,0 мкм)	24,5 ± 1,1	26,0 ± 1,7	26,7 ± 1,6	27,0 ± 1,5
TiN (4,5 мкм)–TiCN (1,5 мкм)	22,2 ± 1,2	23,8 ± 1,6	24,8 ± 1,5	25,1 ± 1,6

*Инструментальная основа МК8.

**ЛО – лазерная обработка.

ской решетки, ширину рентгеновской линии и остаточные напряжения. Повышение толщины слоя TiCN увеличивает его массовую долю в общей толщине многослойного покрытия, что, по-видимому, и повышает исследуемые характеристики. Последующая обработка покрытия лазерным излучением не изменяет характера зависимости данных параметров от толщины слоя TiCN, но приводит к изменению их значений.

Исследованиями установлено, что для двухслойных покрытий дополнительная лазерная обработка уменьшает период кристаллической решетки для всех исследуемых соотношений толщин покрытий. Изменение периода кристаллической решетки для всех составов не превышает 0,5 %.

Лазерная обработка покрытий с верхним слоем TiN приводит к увеличению полуширины рентгеновской линии покрытия на 5,5...6,5 %, для покрытий с верхним слоем TiCN максимальное повышение данного параметра достигает 8,5 %.

Результаты исследования текстуры J_{111}/J_{200} показывают, что для многослойных покрытий после лазерной обработки данный параметр ниже, чем у таких же покрытий до лазерной обработки, свидетельствуя об увеличении доли кристаллитов с ориентацией в плоскости (111). Снижение параметра текструры составило 21...45 % в зависимости от толщины верхнего слоя многослойного покрытия.

Лазерная обработка двухслойных покрытий, как и в случае с однослойными, ведет к снижению уровня остаточных сжимающих напряжений. Уменьшение остаточных напряжений составило 30...70 % в зависимости от конструкции многослойного покрытия.

Как видно из табл. 2, для исследуемых одно- и двухслойных покрытий TiN–TiCN, TiCN–TiN с увеличением толщины более твердого слоя из карбонитрида титана наблюдается рост микротвердости покрытия. При этом для покрытий TiN–TiCN микротвердость $H_μ$ выше, чем для покрытий TiCN–TiN с такими же значениями толщин слоя TiCN, что хорошо согласуется с изменением периода кристаллической решетки, полуширины рентгеновской линии и величины остаточных напряжений.

Для покрытий TiN–TiCN и TiCN–TiN с толщиной каждого слоя 3 мкм микротвердость составила соответственно 24,5 и 23,3 ГПа. После лазерной обработки микротвердость покрытий на 10...15 % выше, чем микротвердость обычных покрытий при той же толщине слоя TiCN.

С ростом плотности мощности лазерного излучения от 1,6 до 2,4 Вт/см^2 микротвердость покрытий монотонно увеличивается. Отмечено, что микротвердость покрытия зависит от объемной доли более твердого слоя в покрытии.

Результаты исследований коэффициента отслоения для исследуемых покрытий представлены в табл. 3. Лазерная обработка однослойных покрытий ведет к повышению их прочности сцепления с инструментальной основой о чем свидетельствует снижение коэффициента отслоения. При этом с увеличением плотности мощности лазерного излучения с 1,6 до 2,4 Вт/см^2 коэффициент отслоения монотонно сни-

Таблица 3

Влияние лазерной обработки на коэффициент отслоения покрытий

Покрытие (толщина)	K_0, без ЛО	K_0 с ЛО при q, Вт/см^2		
		1,6	2,1	2,4
TiN* (6 мкм)	1,3	1,2	1,15	1,1
(Ti,Zr)N* (6 мкм)	1,5		1,1	
TiCN (1,5 мкм)–TiN (4,5 мкм)	5,7	5,4	5,2	4,1
TiCN (3,0 мкм)–TiN (3,0 мкм)	5,2	5,1	5,0	4,5
TiCN (4,5 мкм)–TiN (1,5 мкм)	3,3	3,0	2,7	2,0
TiN (1,5 мкм)–TiCN (4,5 мкм)	3,6	3,5	3,5	2,7
TiN (3,0 мкм)–TiCN (3,0 мкм)	4,8	4,1	3,7	3,6
TiN (4,5 мкм)–TiCN (1,5 мкм)	6,4	5,2	4,1	4,5

жается. Снижение коэффициента K_0 составило 17 и 25 % соответственно для покрытий TiN и TiCN.

Для многослойных покрытий прочность сцепления с инструментальной основой определяется составом и толщиной нижнего слоя. Большую прочность сцепления имеют покрытия с нижним слоем TiN, которая увеличивается с уменьшением толщины данного слоя, о чем свидетельствует снижение коэффициента отслоения.

Большая прочность сцепления многослойных покрытий с нижним слоем TiN объясняется меньшей величиной коэффициента K_0 для однослойных покрытий TiN в сравнении с покрытием TiCN.

Лазерная обработка многослойных покрытий существенно влияет на величину коэффициента отслоения K_0. Для покрытий, не обработанных лазерным излучением, коэффициент отслоения существенно выше, чем для покрытий такого же состава после лазерной обработки при равной толщине слоев.

С увеличением плотности мощности лазерного излучения от 1,6 до 2,4 Вт/см^2 наблюдается снижение коэффициента отслоения на 25...40 % в зависимости от конструкции многослойного покрытия.

Исследованиями установлено, что зависимость интенсивности износа РИ с исследуемыми покрытиями после лазерной обработки является эквидистантой зависимости интенсивности износа РИ с покрытиями аналогичного состава и толщины без лазерной обработки, отличаясь меньшими их значениями. Минимальная интенсивность износа РИ с покрытиями TiCN–TiN имеет место при толщине внешнего слоя TiN 1,5 мкм.

Сравнение результатов данных исследований для двухслойных покрытий TiN–TiCN и TiCN–TiN показало, что снижение интенсивности износа РИ связано с увеличением толщины более твердого слоя TiCN. При этом для РИ с покрытиями TiN–TiCN интенсивность износа выше, чем с покрытиями TiCN–TiN.

Выявленное поведение инструментальных композиций объясняется следующим. Во-первых, наличие в покрытии TiCN–TiN верхнего слоя TiN приводит к возникновению более низких температур на задней поверхности РИ. Во-вторых, в случае с покрытием TiCN–TiN слой TiCN на задней поверхности инструмента вступает в контакт с обрабатываемым материалом раньше, чем слой TiN, и находится в области более высоких контактных напряжений.

При использовании покрытия TiN–TiCN первым вступает в контакт с заготовкой слой TiN, который в меньшей степени сопротивляется абразивному и адгезионно-усталостному износу, чем TiCN. Интенсивность износа по задней поверхности инструмента с покрытием после лазерной обработки также зависит от расположения более твердого слоя TiCN.

Установлено, что минимальное значение интенсивности износа РИ с покрытиями, подвергнутыми лазерной обработке, соответствует одним и тем же соотношениям толщин слоев, как это имело место для покрытий без лазерной обработки. Применение лазерной обработки вызывает снижение интенсивности износа РИ на 20...50 % в зависимости от состава и конструкции покрытий. При этом плотность мощности лазерного излучения существенно влияет на интенсивность износа. Однако увеличение плотности мощности лазерного излучения выше 2,6 Вт/см^2 приводило к оплавлению инструментальной композиции, в том числе и из твердого сплава, что отрицательно сказывалось на работоспособности инструмента.

Выводы

1. Установлено влияние лазерной обработки многослойного покрытия на его механические свойства. Показано, что микротвердость многослойного покрытия определяется толщинами слоев в покрытии и их свойствами. Выявлено, что лазерная обработка многослойного покрытия увеличивает прочность связи покрытия с инструментальной основой и когезионную прочность покрытия.

2. Лазерная обработка покрытия излучением плотностью мощности 2,4 Вт/см^2 обеспечивает наиболее высокую микротвердость покрытия и низкий коэффициент отслоения в сравнении с другими режимами лазерной обработки.

3. Лазерная обработка покрытий обеспечивает снижение износа РИ как по передней, так и по задней поверхностям в сравнении с покрытиями без лазерной обработки.

4. Для двухслойных покрытий TiN–TiCN и TiCN–TiN минимальный износ РИ обеспечивают конструкции, прошедшие лазерную обработку при плотности мощности лазерного излучения 2,4 Вт/см^2, с толщиной внутреннего твердого слоя, составляющей 75 % от общей толщины покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.

2. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.

3. **Табаков В.П., Власов С.Н.** Комбинированная упрочняющая обработка режущего инструмента. Димитровград: ДИТУД, 2003. 124 с.

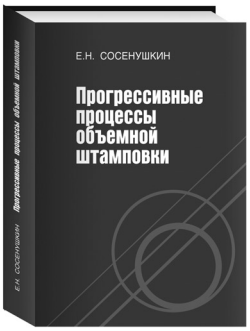
4. **Табаков В.П., Власов С.Н.** Повышение работоспособности режущего инструмента путем комбинированной упрочняющей обработки // Станки и инструмент. 2001. № 12. С. 5–9.

5. **Табаков В.П., Чихранов А.В.** Износостойкие покрытия режущего инструмента, работающие в условиях непрерывного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2007. 255 с.

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

Е.Н. Сосенушкин

ПРОГРЕССИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ



2011 г. 480 с. ISBN 978-5-94275-596-6 **Цена 600 р.**

Освещены концепции проектирования технологических процессов холодной и полугорячей объемной штамповки, системы представления и обработки знаний о деталях, автоматизации решений системных задач проектирования технологии, системного проектирования штамповой оснастки для формоизменяющих операций.

Для разных термомеханических условий и прочих факторов проанализирован ряд физических моделей выхода из строя рабочих деталей штампов, и на основе их математических аналогов построена система прогнозирования стойкости и выбора штамповых материалов.

Для специалистов и инженерно-технических работников, занимающихся разработкой и промышленным внедрением прогрессивных технологий, систем их проектирования и экспертной оценки. Монография будет полезна для аспирантов и студентов машиностроительных вузов.

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

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 29.11.11 г. Подписано в печать 12.01.12 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,57. Заказ 50. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15