

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14  
2018  
№ 8 (164)  
август

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного  
совета

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

Заместитель главного  
редактора

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя  
редакционного совета:

д.т.н., проф.  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д.т.н., проф.

А.В. КИРИЧЕК

д.т.н., проф.

О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.

В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.

В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:

О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА

Е.А. СЕРИКОВА

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

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

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Кабалдин Ю.Г., Власов Е.Е., Кузьмишина А.М. Квантово-механическое моделирование энергии адгезии наноструктурных покрытий с режущим инструментом и обрабатываемым материалом ..... 339



### ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Дворник М.И., Зайцев А.В., Михайленко Е.А., Мокрицкий Б.Я. Повышение трещиностойкости поверхностного ультрамелкозернистого слоя вольфрамокобальтового твердого сплава за счет миграции кобальта из среднезернистого слоя .... 344  
Михальченков А.М., Дьяченко А.В., Козарев И.В., Михальченкова М.А. Регулирование твердости поверхности при двухслойной наплавке изменением термического режима формирования покрытия ..... 349  
Руденко С.П., Валько А.Л. Определение параметров химико-термической обработки высоконапряженных зубчатых колес на основе расчетных моделей ..... 353



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Галышев С.Н., Зарипов Н.Г., Прокопец А.Д., Аверичева И.Р. Керамические электроискровые покрытия, полученные СВС-электродами на основе MAX-фазы Ti-Al-C ..... 359  
Самойлович Ю.А. Теплофизическая модель плазменной закалки гребня локомотивных колес ..... 362



### ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Балакай В.И., Шпанова К.А., Мурзенко К.В. Влияние тонкодисперсных соединений электросажаемого металла на свойства никелевых покрытий ..... 372



### УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Каракулов Р.А., Панфилов Ю.В., Ильин В.Н. Повышение адгезионной прочности металлизации диэлектриков перед пайкой с арматурой СВЧ-приборов ..... 378  
Филатов Е.А., Гадалов В.Н., Ерохин Р.Ю., Макарова И.А., Ельников Е.А. Повышение работоспособности клапана двигателей внутреннего сгорания методом ионно-плазменного нанесения наноструктурного покрытия (TiAlSi)N ..... 382

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий  
для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных  
специальностей: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение;  
05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиностроение;  
05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts,  
в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14

2018

No 8 (164)

August

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 Assistant

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

## Chairman Assistants:

Dr. of Eng. Sci.  
V.Yu. BLUMENSTEIN  
Dr. of Eng. Sci.  
A.V. KIRICHENK  
Dr. of Eng. Sci.  
O.V. CHUDINA

## Editorial council:

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

## Edition:

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

Journal is spreaded on a subscription,  
which can be issued in any post office  
(index on the catalogue "Pressa Rossii" 39269)  
or in publishing office.

Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.  
E-mail: realiz@mashin.ru, uth@mashin.ru

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

## CONTENTS



### GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Kabaldin Yu.G., Vlasov E.E., Kuzmishina A.M. Quantum-mechanical modeling of adhesion energy of nanostructured coatings with cutting tool and with material to be processed ..... 339



### THERMAL PROCESSING

- Dvornik M.I., Zaytsev A.V., Mikhaylenko E.A., Mokritsky B.Ya. Increasing of toughness of surface ultrafine-grained layer of WC-Co hard alloy due to migration of cobalt from medium-grained layer ..... 344
- Mikhail'chenkov A.M., D'yachenko A.V., Kozarez I.V., Mikhail'chenkova M.A. Regulation of surface hardness for two-layer surfacing by changing of thermal regime of coating formation ..... 349
- Rudenko S.P., Val'ko A.L. Definition of parameters of chemical and heat treatment for high-stressed gear wheels on basis of computational models ..... 353



### PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Bazhin P.M., Stolin P.A., Stolin A.M., Galyshev S.N., Zaripov N.G., Prokopets A.D., Avericheva I.R. Ceramic electrospark coatings obtained by SHS electrodes based on MAX-phase of Ti-Al-C ..... 359
- Samoylovich Yu.A. Thermophysical model of plasma hardening of locomotive wheels' flange ..... 362



### CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Balakay V.I., Shpanova K.A., Murzenko K.V. Influence of fine compounds of electric surface metal on properties of nickel coatings ..... 372



### STRENGTHENING NANOTECHNOLOGY

- Karakulov R.A., Panfilov Yu.V., Il'in V.N. Increasing of adhesive strength of metallization for dielectrics before soldering with fixture of microwave devices ..... 378
- Filatov E.A., Gadalo V.N., Erokhin R.Yu., Makarova I.A., El'nikov E.A. Improving of serviceability of internal combustion engine valve by method of ion-plasma coating of nanostructure coating (TiAlSi)N ..... 382

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science;  
05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering;  
05.16.00 — Metallurgy and materials science,  
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



# ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

УДК 621.9

Ю.Г. Кабалдин, Е.Е. Власов, А.М. Кузьмишина

(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

E-mail: uru.40@mail.ru

## Квантово-механическое моделирование энергии адгезии наноструктурных покрытий с режущим инструментом и с обрабатываемым материалом

*Проведена оценка энергии адгезии износостойких покрытий на твердосплавном инструменте и энергии адгезии покрытий с обрабатываемым материалом. Определены эффективные составы покрытий, обеспечивающие их удержание на инструменте при резании.*

**Ключевые слова:** износостойкие покрытия, энергия адгезии, стойкость инструмента.

*The adhesion energy of wear-resistant coatings on carbide tool and the adhesion energy of coatings with the material being processed are estimated. Effective compositions of coatings ensuring their retention on the tool during cutting are established.*

**Keywords:** wear-resistant coatings, adhesion energy, tool life.

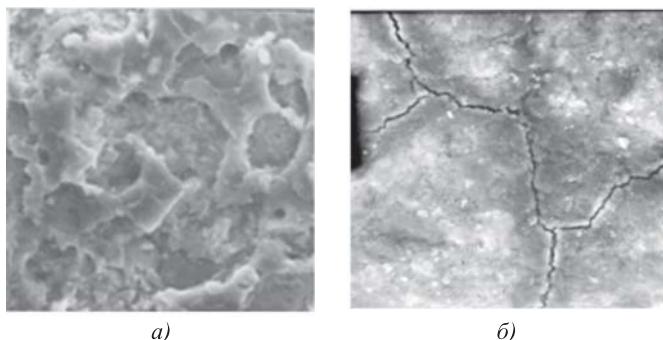
### Введение

Покрытия TiC, TiN и TiAlN широко применяются для повышения эффективности режущих инструментов при механической обработке различных железоуглеродистых, коррозионно-стойких сталей, жаропрочных сплавов и т.д. Экспериментальному исследованию их механических свойств посвящены работы [1, 2]. Однако известно, что свойства покрытий сильно зависят как от технологии нанесения, так и от состава и структуры твердосплавной пластины, играющей роль подложки при их осаждении.

Имеющиеся экспериментальные данные по оценке механических свойств отдельных тугоплавких соединений значительно разнятся. Вследствие этого необходимы новые теоретические исследования, которые могли бы ответить на многие имеющиеся вопросы. Однако надежных расчетов, основанных на квантовой механике и посвященных данной проблеме, имеется весьма ограниченное количество [3], поэтому они, по-прежнему, остаются актуальными.

Поскольку речь идет о покрытиях, предназначенных для повышения эффективности режущих инструментов, то поставлена задача оценить сопротивление их сдвиговым нагрузкам, т.е. вычисление модуля сдвига, так как именно он в значительной степени определяет рабочие характеристики покрытий под воздействием высоких контактных нагрузок при резании.

Другой важной характеристикой изучаемых систем является энергия адгезии, поскольку покрытие должно удерживаться на твердосплавной основе резца и не отрываться от него при резании. Очевидно, что она должна быть сопоставима с энергией отрыва зерен железа друг от друга ( $1,4\ldots4,7 \text{ Дж}/\text{м}^2$  [4] в зависимости от типа межзеренной границы). Если энергия адгезии покрытия с зернами железа при резании превышает энергию отрыва зерен железа друг от друга, то на покрытии остаются частицы железа в виде налипов. При осаждении на твердосплавную основу (система WC—Co) частицы покрытий в основном взаимодействуют с кобальтовой фазой, что вызывает островковый характер сцепления покрытия с подложкой.



**Рис. 1. Очаговый характер износа покрытия TiN при резании ( $\times 1000$ ) (а) и растрескивание покрытия TiN по границам зерен (б)**

Вследствие этого изнашивание покрытия при резании [5–7] имеет очаговый характер (рис. 1, а). Покрытия TiC и TiN были первыми, которые стали применять для режущих инструментов [8].

### Методы и модели исследований

Все расчеты проведены с помощью программного пакета FHI96spin, который является модификацией пакета FHI96md [4, 5] и был ранее успешно использован для изучения механических свойств многих наносистем, в том числе и содержащих TiC, TiN и TiAl, Fe и Co. Этот пакет основан на спин-поляризованной версии теории функционала плотности, методе псевдопотенциала и наборе плоских волн. В данной работе использовались псевдопотенциалы, построенные с помощью пакета FHI98PP. Все эти потенциалы являются сепарабельными, трансферабельными и нормо-сохраняющими. Они проверены на отсутствие так называемых "ложных" состояний (ghost states) и использованы для тестового определения равновесных параметров решетки и объемного модуля упругости. Во всех случаях для учета обменно-корреляционного взаимодействия применялась аппроксимация обобщенных градиентов (generalized gradient approximation) и выполнялась оптимизация атомной геометрии.

Для проведения вычислений использовали так называемые суперячейки, в которых размещались слоистые структуры (пластины), моделирующие тонкие покрытия на режущем инструменте. Поясним, что понятие "суперячейка" вводится при моделировании поверхности твердого тела, а также молекул и других нанообъектов, методами, ориентированными на системы, обладающие трансляционной симметрией. При изучении кристаллов в роли суперячейки выступает ячейка кристаллической решетки, которая программным

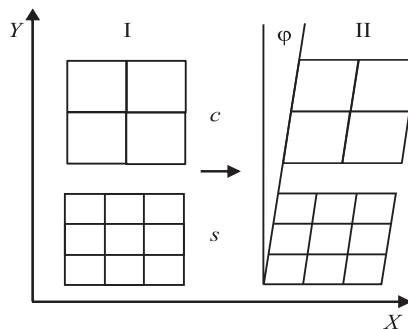
способом повторяется в трехмерном пространстве, описывая бесконечный кристалл. Для исследования поверхности или покрытия размеры суперячейки по двум направлениям (в плоскости поверхности) выбираются из соображений ее периодического повторения, а в перпендикулярном направлении размер суперячейки задается достаточно большим, чтобы обеспечить пренебрежимо слабое взаимодействие между изучаемой системой (заданной в виде пластины) и ее виртуальными отражениями (которые программа рассматривает как реальные).

В данном случае исследуемые системы представляли собой контакт двух пластин, одна из которых моделировала материал основы резца, а вторая — материал покрытия. Каждая из пластин состояла из трех атомных слоев. В качестве материала покрытия использовали кристаллы TiC, TiN и TiAlN. Основу резца моделировали либо слоями железа, либо слоями кобальта. Покрытия на основе карбидов и нитридов переходных металлов наносятся на твердые сплавы: нанокристаллиты, окруженные прослойками связки, в качестве которой обычно используется кобальт.

На рис. 2 приведена схема покрытий TiC (TiN) на железе со структурой  $\alpha$ -феррит. Кристаллическая структура  $\alpha$ -феррита представляет собой объемно-центрированную решетку со стороной 2,867 Å. Рассчитанная постоянная решетки составила 2,88 Å. Карбид и нитрид титана имеют кубическую решетку типа NaCl со стороной 4,33 Å, нитрид TiN — 4,24 Å.

На первый взгляд, имеется большое несоответствие решеток и затруднительно построить модель, имеющую общую периодичность в обеих частях пластины. Однако нетрудно заметить, что удвоенный период решеток TiC и TiN близок к удвоенному периоду решетки  $\alpha$ -Fe.

Таким образом, можно построить периодическую систему с дефектом типа ядра дислокации



**Рис. 2. Схема моделирования контакта материала покрытия (TiC, TiN и TiAlN) с поверхностью феррита при вычислении энергии адгезии (I) и модуля сдвига (II)**

ции, которая достаточно реально отображает возможную структуру границы покрытий TiC—Fe и TiN—Fe. Схема ячейки такой системы изображена на рис. 2.

Моделирование покрытия TiAlN — более сложная задача. Данное соединение представляет собой матрицу TiN, в которой часть атомов Ti заменена атомами Al. Соотношение числа атомов Ti и Al в данном соединении может варьироваться в широком интервале (от 0 до 1), а постоянная решетки при этом изменяется от 4,24 до 4,06 Å. В данной работе использовали структуру  $\text{Ti}_{0,5}\text{Al}_{0,5}\text{N}$ .

При выполнении всех вычислений фиксировали координаты нижнего слоя подложки, моделируя тем самым структуру приповерхностного слоя инструмента. Начальный этап вычислений заключался в нахождении равновесной структуры исследуемой системы и ее равновесной полной энергии. После этого проводили дальнейшие расчеты.

Для определения энергии адгезии  $E_{adh}$  сопоставляли энергию полной равновесной системы, состоящей из слоя подложки ( $s$ ) и покрытия ( $c$ ) —  $E(s + c)$ , с суммой энергий отдельных подсистем: энергии подложки  $E(s)$  и энергии покрытия  $E(c)$ :

$$E_{adh} = [E(s + c) - E(s) - E(c)]S_{XY},$$

где  $S_{XY}$  — площадь поверхности покрытия в плоскости  $XY$ .

Для определения модуля сдвига проводили серию вычислений, в ходе которой атомы верхнего слоя покрытия смешались вдоль направления  $X$  с шагом  $X = 0,4$  а.е. (1 а.е. = 0,0529 нм) и фиксировались на каждом шаге, в то время как остальным атомам (кроме атомов нижнего слоя подложки) позволялось смещаться под действием межатомных сил и находить свои новые равновесные положения. Таким образом находили зависимость энергии системы  $E$  от сдвиговой деформации и вычисляли модуль сдвига  $G$  по формуле:

$$G = \frac{\Delta E}{\Delta X} \frac{1}{S_{XY}} \frac{1}{\operatorname{tg}\phi},$$

где  $\operatorname{tg}\phi$  — тангенс угла сдвига.

### Энергия адгезии покрытий с железом

Значения энергии адгезии для изученных систем приведены в табл. 1, откуда следует, что TiAlN обладает меньшей энергией адгезии, чем TiC и TiN. Литературных данных по энергии адгезии покрытия TiAlN с железом не найдено. Результаты исследования реакции покрытий на сдвиговые нагрузки приведены на рис. 3.

Таблица 1  
Энергия адгезии для слоев TiC, TiN и TiAlN на  $\alpha$ -феррите

Система	TiC—Fe	TiN—Fe	TiAlN—Fe
$E_{adh}$ , Дж/м <sup>2</sup>	3,73	4,16	3,68

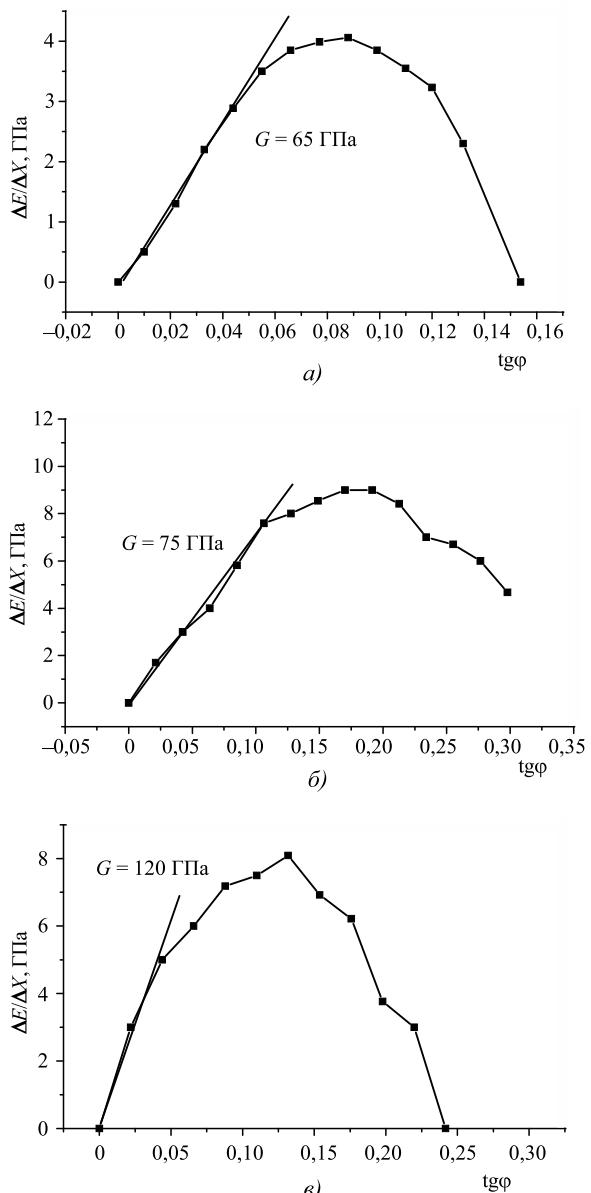


Рис. 3. Зависимость сдвигового напряжения ( $\Delta E/\Delta X$ ) от тангенса угла сдвига для исследованных покрытий, нанесенных на железо:  
а — TiC; б — TiN; в — TiAlN. Прямые наклонные линии указывают среднее направление производной, по которой определяли значение модуля сдвига  $G$

Из рис. 3 нетрудно увидеть, что модуль сдвига рассматриваемых покрытий заметно отличается:  $G(\text{TiC}-\text{Fe}) < G(\text{TiN}-\text{Fe}) < G(\text{TiAlN}-\text{Fe})$ . Сравнение с литературными данными показывает, что в массивном состоянии модуль сдвига соединения TiN заметно превышает модуль сдвига соединения TiAlN. Возможно, уменьшение этого модуля в покрытии связано с некоторыми особенностями взаимодействия азота с металлом подложки. Этот момент требует дальнейшего детального исследования.

### Энергия адгезии покрытий с кобальтом

При моделировании покрытий с кобальтом исходили из того, что кобальт не является основой твердосплавного режущего инструмента, а выступает лишь в качестве прослойки между кристаллитами твердых материалов. В частности, известно, что в сплаве WC—Co атомы кобальта выстраиваются на границе с карбидом вольфрама эпитаксиальным образом. По-видимому, такая же ситуация присутствует на границах с твердыми соединениями титана. Поэтому структуру слоев кобальта (рис. 4), играющих роль подложки, принимали подобной структуре слоев покрытия.

Результаты расчетов энергии адгезии приведены в табл. 2. Можно видеть, что величины энергии адгезии близки к таковым для случая, когда в качестве подложки выступает железо.

Таблица 2  
Энергия адгезии для слоев TiC, TiN и TiAlN на кобальте

Система	TiC—Co	TiN—Co	TiAlN—Co
$E_{adh}$ , Дж/м <sup>2</sup>	4,10	3,66	3,47

На рис. 5 представлена реакция исследованных покрытий на сдвиговые деформации. Как следует из рис. 5, величины модуля сдвига для покрытий TiC, TiN и TiAlN на кобальте близки к величинам, полученным для этих же покрытий на железе. В этом случае также выполняются соотношения:  $G(\text{TiC}-\text{Co}) < G(\text{TiN}-\text{Co}) < G(\text{TiAlN}-\text{Co})$ .

Суммарные результаты всех расчетов приведены в табл. 3 в сравнении с литературными данными, откуда следует, что расчетные данные близки к имеющимся литературным.

Проведенное квантово-механическое моделирование энергии адгезии покрытий с обрабатываемым материалом на основе железа и с кобальтовой

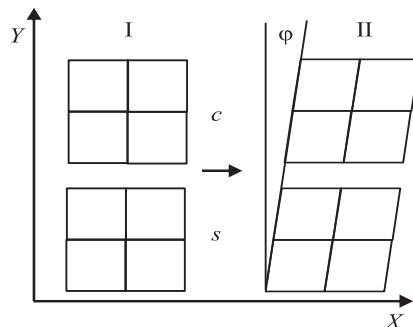


Рис. 4. Схема моделирования контакта материала покрытия (TiC, TiN и TiAlN) с поверхностью кобальта при вычислении энергии адгезии (I) и модуля сдвига (II)

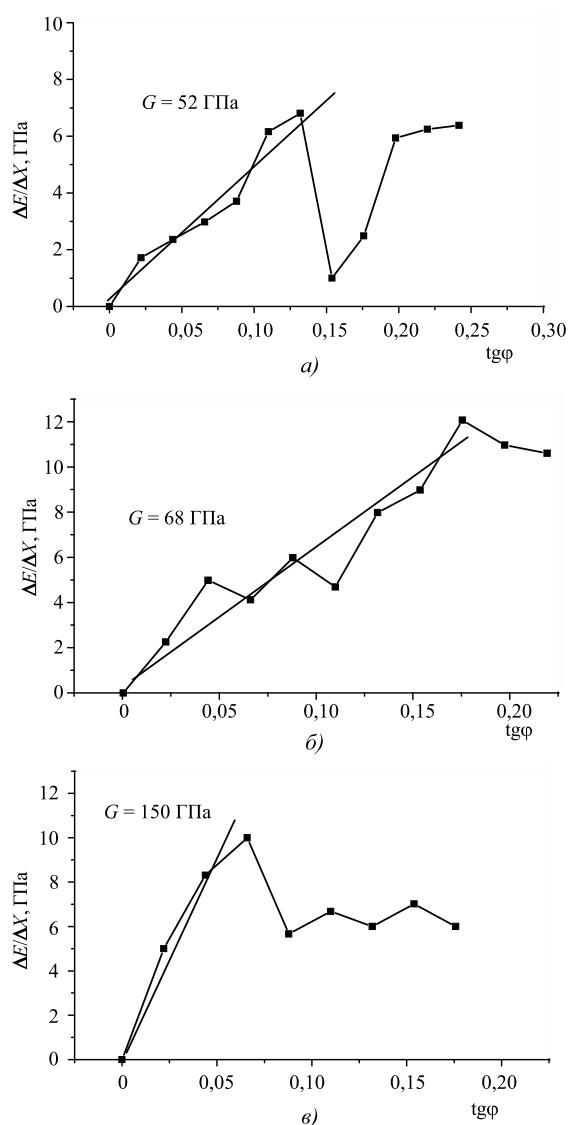


Рис. 5. Зависимость сдвигового напряжения ( $\Delta E/\Delta X$ ) от тангенса угла сдвига для исследованных покрытий, нанесенных на кобальт:  
а — TiC; б — TiN; в — TiAlN. Прямые линии указывают среднее направление производной, по которой определяли значение модуля сдвига  $G$

Таблица 3

## Значения энергии адгезии и модуля сдвига

Покрытие	Под- ложка	$E_{adh}$ , Дж/м <sup>2</sup>		G, ГПа	
		Расчет	Литера- турные данные	Расчет	Литера- турные данные
TiC	Fe	3,73	2,56 3,82	65	49,8
	Co	4,10	2,57...2,80	52	
TiN	Fe	4,16	3,79	75	202,3
	Co	3,66	—	68	140
TiAlN	Fe	3,68	—	120	133,3
	Co	3,47	—	150	160

связкой в твердых сплавах позволяет предложить двухслойное покрытие TiC + TiAlN. Как показали испытания, такие двухслойные покрытия после их осаждения на магнетронной установке толщиной 2 мкм в каждом слое позволяют повысить износостойкость инструмента в 1,5...2 раза по сравнению с однослойными покрытиями TiC и TiN.

Таким образом, для повышения износостойкости режущего инструмента на нем необходимо формировать двух- или трехслойные покрытия. Нижний слой таких покрытий должен иметь высокую энергию адгезии с подложкой, а верхний слой — обладать низкой энергией адгезии с обрабатываемым материалом [5–7].

Следует отметить, что в настоящее время существует большое количество косвенных экспериментальных методов оценки прочности адгезии покрытий с твердосплавной основой. Однако они не позволяют количественно оценить прочность адгезии покрытий с основой. Как показано выше, квантово-механические расчеты имеют такую возможность. Это открывает перспективы разработки новых составов и структуры покрытий для механической обработки широкой гаммы обрабатываемых материалов.

Как следует из рис. 1, б, покрытия обладают низкой трещиностойкостью. В этой связи другим важным функциональным свойством покрытий является прочность границ зерен. Предварительные расчеты показали, что нитридные покрытия имеют более высокую прочность границ зерен, чем карбидные.

## Выводы

1. Энергия адгезии покрытий TiC, TiN и TiAlN с кобальтом достаточно велика для обеспечения надежного сцепления этих соединений с режущим инструментом при резании и лежит в интервале 3,5...4,1 Дж/м<sup>2</sup>. Степень удержания покрытия на подложке можно охарактеризовать отношением энергии адгезии покрытия с кобальтом к энергии адгезии покрытия с железом. Наибольший коэффициент удержания покрытия на подложке наблюдается у карбида титана вследствие высокой энергии адгезии его с кобальтом, т.е. структурной составляющей твердых сплавов.

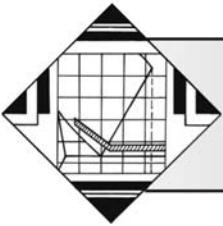
2. Модуль сдвига покрытий практически не зависит от типа подложки и близок к модулю сдвига материала покрытия.

3. Проведенные исследования по расчету энергии адгезии различных покрытий, позволили разработать концепцию формирования многослойных покрытий, обеспечивающих более существенное повышение износостойкости режущего инструмента при обработке широкой номенклатуры обрабатываемых материалов, чем однослойные.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2000. 224 с.
2. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства / под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
3. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник / под ред. Т.Я. Косолаповой. М.: Металлургия, 1986. 328 с.
4. Заводинский В.Г. Компьютерное моделирование наночастиц и наносистем. М.: Физматгиз, 2013. 351 с.
5. Кабалдин Ю.Г., Кретинин О.В., Шатагин Д.А., Власов Е.Е. Выбор состава и структуры износостойкихnanoструктурных покрытий для твердосплавного режущего инструмента на основе квантово-механического моделирования. М.: Инновационное машиностроение, 2017. 216 с.
6. Кабалдин Ю.Г., Власов Е.Е., Немцов Ю.Ю. Выбор состава и структуры покрытий для режущего инструмента на основе квантово-механических расчетов // Известия вузов. Машиностроение. 2015. № 9. С. 34–38.
7. Кабалдин Ю.Г. Компьютерное моделирование и исследование nanoструктур в процессах обработки резанием на основе квантово-механических расчетов: учеб. пособие / Ю.Г. Кабалдин, О.В. Кретинин, С.В. Серый и др. Н. Новгород: НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2014. 119 с.
8. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с покрытием. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.





УДК 621.762

М.И. Дворник, А.В. Зайцев, Е.А. Михайленко

(Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН),

Б.Я. Мокрицкий

(Комсомольский-на-Амуре государственный университет)

E-mail: [taxxxx80@mail.ru](mailto:taxxxx80@mail.ru)

## Повышение трещиностойкости поверхностного ультрамелкозернистого слоя вольфрамокобальтового твердого сплава за счет миграции кобальта из среднезернистого слоя

За счет миграции кобальта из среднезернистого слоя в процессе спекания при 1350...1390 °C повышаются содержание кобальта и трещиностойкость поверхностного ультрамелкозернистого слоя. Функциональный градиентный WC—Co твердый сплав, полученный при температуре 1390 °C, обладает наибольшей твердостью поверхности ультрамелкозернистого слоя (1680 HV) за счет малого среднего диаметра зерен (0,2 мкм) и повышенной трещиностойкостью по всей глубине материала (13,1...18,9 MPa $\sqrt{m}$ ) за счет высокого содержания кобальта и наличия среднезернистого слоя.

**Ключевые слова:** ультрамелкозернистый твердый сплав, твердость, трещиностойкость, функционально-градиентный твердый сплав.

*Due to the migration of cobalt from the medium-grained layer during sintering at 1350...1390 °C the content of cobalt and the toughness increase in the surface ultrafine-grained layer. The gradient WC—Co hard alloy obtained at temperature of 1390 °C has the highest hardness of the ultrafine-grained layer surface (1680 HV) due to the small mean grain diameter (0.2 μm) and has increased toughness along the entire depth of the material (13.1...18.9 MPa $\sqrt{m}$ ) due to the high content of cobalt and the presence of medium-grained layer.*

**Keywords:** ultrafine hard alloy, hardness, fracture toughness, gradient hard alloy.

### Введение

Вольфрамокобальтовые твердые сплавы были и остаются наиболее распространенным материалом металлорежущих инструментов [1]. Около 65 % всей стружки при механической обработке снимается твердосплавным инструментом [2]. Стремление производителей повысить эксплуатационную стойкость твердых сплавов за счет уменьшения среднего диаметра зерен привело к появлению ультрамелкозернистых иnanoструктурных твердых сплавов, твердость которых превышает 1650 HV [3], и по износостойкости они превосходят мелкозернистые и особомелкозернистые твердые сплавы [4].

Однако ультрамелкозернистые твердые сплавы уступают среднезернистым и особомелкозернистым сплавам по трещиностойкости при одинаковом содержании кобальта [7]. Для того чтобы ультрамелкозернистые твердые сплавы смогли

заменить менее твердые особомелкозернистые сплавы, которые близки по составу, структуре и назначению, необходимо, чтобы они как минимум не уступали им в трещиностойкости. Например, трещиностойкость наиболее твердого особомелкозернистого твердого сплава ВК6ОМ составляет  $(13,0 \pm 2,3)$  MPa $\sqrt{m}$ , а твердость — 1506 HV [5]. Другой проблемой является высокая стоимость изделий из ультрамелкозернистых твердых сплавов, связанная с большими затратами на получение химическими [9] и механическими методами [8] исходных nanoструктурных и ультрадисперсных порошков.

Для повышения износостойкости среднезернистых твердых сплавов наносят различные покрытия [10], упрочняют поверхность, разрабатывают градиентные материалы [6]. Создание двухслойного градиентного инструментального материала, состоящего из слоя ультрамелкозернистого

(УМЗ) твердого сплава и слоя среднезернистого (С3) твердого сплава, позволит одновременно повысить твердость поверхности и снизить затраты. Миграция кобальта в слой с меньшим диаметром зерен [6] должна обеспечить повышение его содержания в ультрамелкозернистом слое и, соответственно, увеличить его трещиностойкость.

Для определения условий, при которых трещиностойкость в УМЗ-слое будет повышенна, трещиностойкость в С3-слое останется не ниже, чем в УМЗ-слое, и твердость в УМЗ-слое останется достаточно высокой для соответствия функциональному назначению УМЗ твердых сплавов (более 1650 HV) необходимо провести исследование.

**Цель работы** — создание градиентного функционального твердого сплава, состоящего из УМЗ- и С3-слоев, обладающего твердостью поверхности более 1650 HV и не имеющего зон с трещиностойкостью менее 13 МПа $\sqrt{\text{м}}$  по всей глубине.

### Методика проведения эксперимента

Для создания С3-слоев WC—15Co порошок карбида вольфрама (ТУ 6-09-03-360-78) и кобальтовый порошок (чистота 99,9 %) смешивали в мельнице Retsch PM 400 в течение 6 мин при частоте вращения 250 мин<sup>-1</sup> и соотношении массы шаров к порошку 10:1. Для создания УМЗ-слоев WC—8Co—0,4VC—0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> смешивали нанодисперсный порошок карбида вольфрама компании Hongwu (заявленный диаметр частиц 100 нм), ко-

бальтовый порошок (чистота 99,9 %), порошок VC (чистота 99,9 %) и порошок Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> (ТУ 6-09-03-10-75) при тех же условиях в течение 80 мин. Для грануляции использовали 4 % мас. парафина в качестве пластификатора, масса каждого слоя составляла 6 г, прессовали под давлением 150 МПа.

Было создано три образца твердого сплава, состоящие из двух слоев: С3-слоя WC—15Co и УМЗ-слоя WC—8Co—0,4VC—0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. Схема расположения УМЗ- и С3-слоев, исходный состав и макроструктура показаны на рис. 1. Образцы спекали в вакуумной печи Carbolite STF при температурах 1350, 1370 и 1390 °C, выдержка при максимальной температуре составляла 60 мин.

Исследование гранулометрического состава порошков проводили на лазерном дифракционном анализаторе размеров частиц Analysette 22 Microtes (погрешность 5 %). Удельную поверхность частиц порошка определяли методом BET на анализаторе Sorbi № 4.1. Анализ микроструктуры образцов после шлифовки и полировки проводили на растровом микроскопе TESCAN VEGA 3. Средние диаметры зерен WC в образцах были определены методом секущих. Распределение массовой концентрации вольфрама и кобальта определяли на энергодисперсионном рентгеновском анализаторе X-Max 80 перпендикулярно к поверхности инфильтрации вглубь с шагом 5 мкм (см. рис. 1). Разброс значений при анализе определенных точек не превышал 0,2 %. С учетом высокого разброса концентрации кобальта на исследуемых отрезках

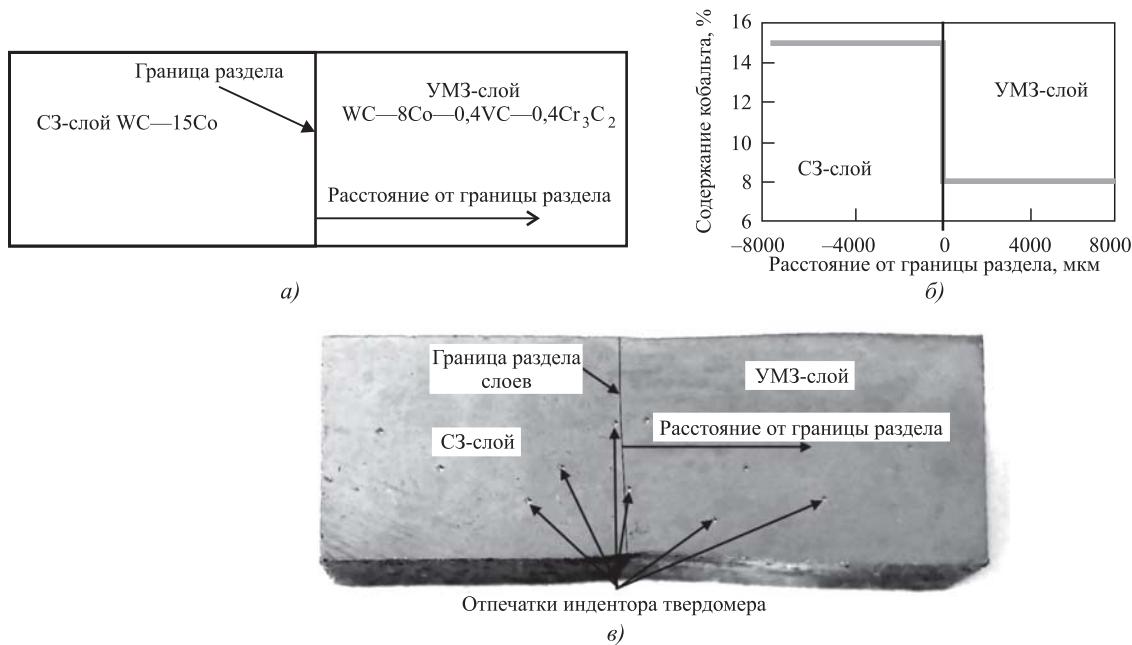
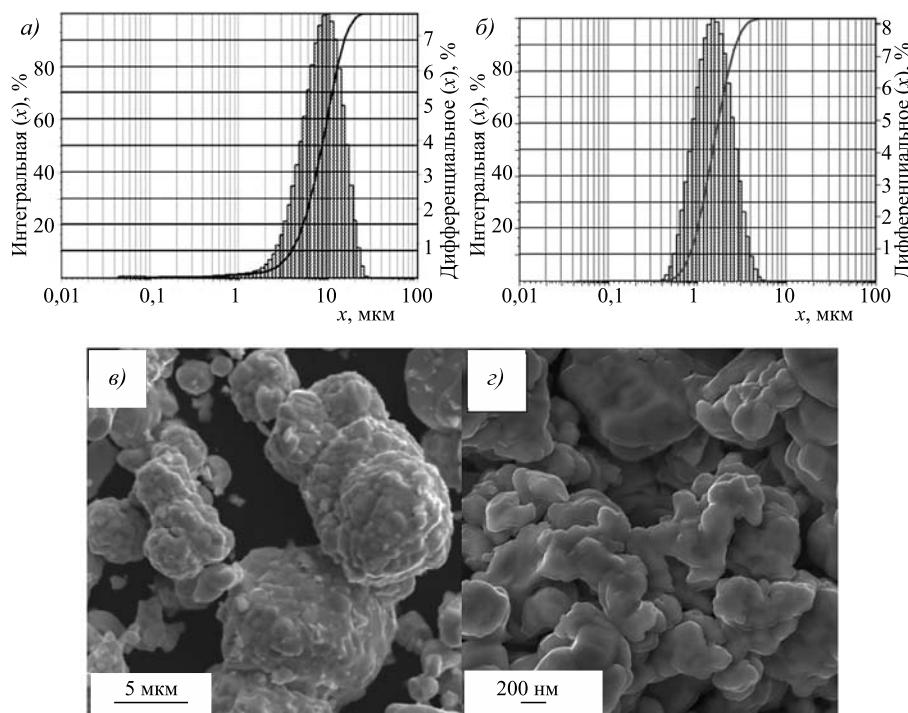


Рис. 1. Схема расположения слоев в прессовке (а), распределение кобальта в прессовке (б) и спеченный образец и расположение отпечатков индентора твердомера (в)

результаты измерения, представленные в статье, усреднили на отрезках длиной 50 мкм и округлили до целых значений процентов.

Твердость по Виккерсу всех сплавов измеряли с помощью твердомера HVS-50 (погрешность 2 %) при нагрузке  $P = 490,3$  Н (50 кгс). Трешиностойкость ( $K_{Ic}$ ) рассчитывали по суммарной длине трещин  $l$  по схеме Палмквиста (ИСО 28079) с помощью уравнения Шетти:

$$K_{Ic} = 0,028 \sqrt{HVP / \Sigma l}. \quad (1)$$

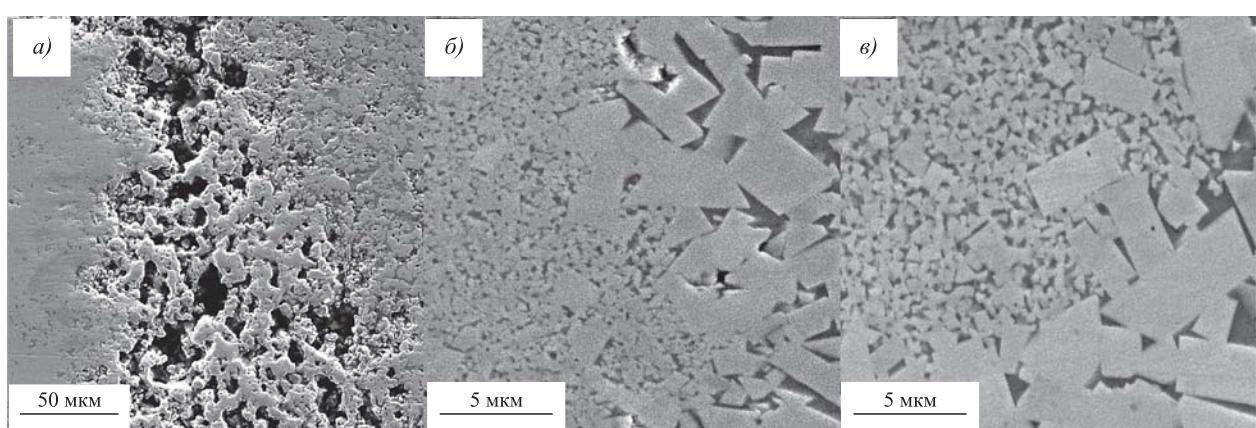


**Рис. 2.** Гранулометрический состав среднедисперсного (а) и ультрадисперсного (б) порошков WC, микроструктуры среднедисперсного (в) и ультрадисперсного порошка WC (г)

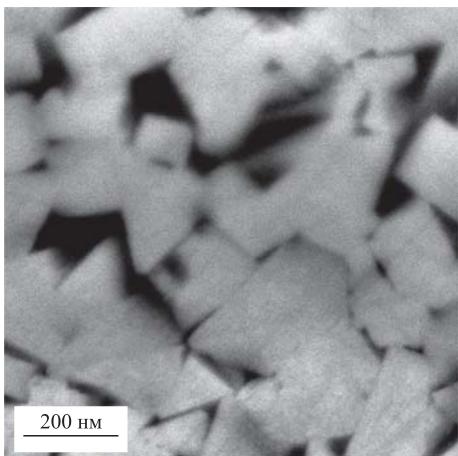
## Результаты эксперимента и их обсуждение

Миграция кобальта происходит из-за разного гранулометрического состава зерен WC в слоях исходного порошка. В результате гранулометрического анализа установлено, что средний диаметр частиц WC (10 мкм), из которых были получены С3-слои, в несколько раз больше среднего диаметра частиц, из которых получены УМЗ-слои (1,6 мкм). Следует учесть, что данный анализ показывает лишь диаметры агломератов, которые состоят из частиц. Средний диаметр реальных частиц нанодисперсного порошка (рис. 2, г), рассчитанный на основе анализа удельной площади поверхности ( $(2,4 \pm 0,10) \text{ м}^2/\text{г}$ ), составил 0,16 мкм. После смешивания он уменьшился до 0,11 мкм (площадь поверхности увеличилась до  $S_{\text{УМЗ}} = (3,5 \pm 0,2) \text{ м}^2/\text{г}$ ). Средний диаметр частиц исходного С3-порошка, рассчитанный по результатам измерения площади поверхности ( $(0,17 \pm 0,05) \text{ м}^2/\text{г}$ ), составил 2,3 мкм. После смешивания в течение 6 мин диаметр снизился до 1,3 мкм при увеличении площади поверхности до  $S_{\text{С3}} = (0,3 \pm 0,05) \text{ м}^2/\text{г}$ . Необходимо учесть, что в процессе спекания происходит рост зерен, который может уменьшить количество кобальта, перетекающего в УМЗ-слой.

Анализ микроструктуры показал, что в процессе спекания



**Рис. 3.** Микроструктуры границы раздела слоев функциональных градиентных твердых сплавов, полученных спеканием среднезернистого (WC–15Co, слева) и ультрамелкозернистого (WC–8Co–0,4VC–0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, справа) порошков при температуре, °С:  
а – 1350; б – 1370; в – 1390



**Рис. 4. Микроструктура УМЗ-слоя на удалении 8000 мкм от границы раздела УМЗ/С3-образца, спеченного при температуре 1390 °С**

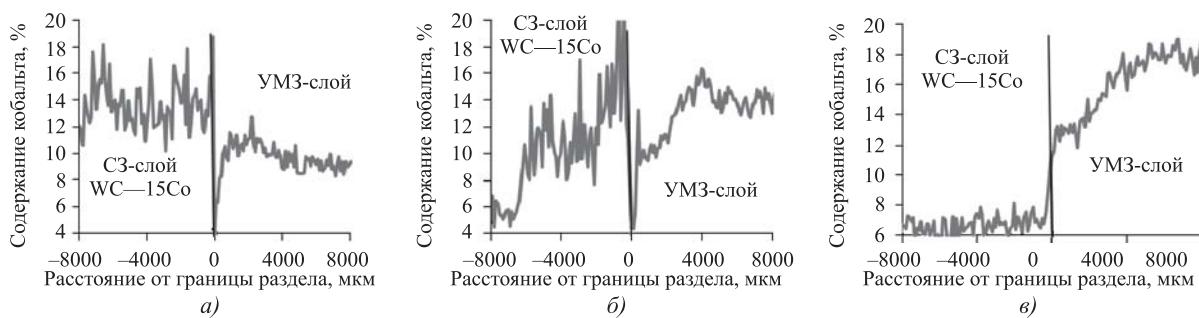
происходит рост зерен как в С3-, так и в УМЗ-слоях (рис. 3). При 1350 °С средний диаметр зерен в С3-слоях увеличивается до 1,5 мкм, при 1370 °С — до 1,8 мкм и при 1390 °С — до 1,9 мкм. При нагреве С3/УМЗ-образцов на начальной стадии спекания на границе раздела С3- и УМЗ-слоев формируется трещина толщиной 50...100 мкм (рис. 3, а), которая полностью застает при 1390 °С.

В УМЗ-слое возле границы раздела в результате миграции кобальта снижается концентрация ингибиторов роста зерен, которые при спекании растворяются в кобальте. Это приводит к росту среднего диаметра зерен в УМЗ-слое возле границы раздела до 0,4 мкм при 1370 °С, и до 0,5 при 1390 °С. На удалении 6...9 мм от границы раздела в УМЗ-слое интенсивного роста зерен не наблюдается. Средний диаметр зерен в этой области составляет  $(0,2 \pm 0,1)$  мкм при 1390 °С (рис. 4). Отсутствие роста зерен в этом слое можно объяснить повышенной концентрацией ингибиторов роста зерен.

Как показал энергодисперсионный анализ, миграция кобальта начинается при 1350 °С. Ми-

грация жидкой фазы при этой температуре приводит к изменению средней концентрации кобальта с 8,0 до 10,5 % в одном слое и с 15 до 14 % в другом (рис. 5, а). При температуре 1370 °С в результате миграции на наибольшем удалении от границы раздела формируются области с низким (6 %) и высоким (16 %) содержанием кобальта соответственно (рис. 5, б). При 1390 °С эти области распространяются на весь образец, что приводит к снижению концентрации кобальта до 7...11 % в С3-слое, а в УМЗ-слое концентрация кобальта возрастает до 14...18 % (рис. 5, в). Относительно высокая концентрация кобальта в С3-слое (11 %) сохраняется лишь на небольшом расстоянии от границы раздела (менее 200 мкм). В остальной части С3-слоя она составляет 7 %. Тем не менее миграция кобальта оказалась достаточной для перераспределения твердости и трещиностойкости.

Пористость в С3-слое С3/УМЗ образца, спеченного при температуре 1370 °С, остается относительно высокой (3,3 %). Неравномерное распределение кобальта в данном образце приводит к неравномерному распределению твердости. Твердость в УМЗ-слое вблизи границы раздела достигает максимума (1710 HV) и сохраняется высокой (более 1680 HV) на глубине до 5700 мкм, где концентрация кобальта остается наибольшей. На глубине более 5700 мкм, где содержание кобальта понижено, твердость резко снижается с 1680 до 1360 HV. Это снижение можно объяснить резким увеличением пористости данной области из-за нехватки кобальта. Распределение твердости С3-слоя данного образца также соответствует составу на участке вблизи границы раздела, где концентрация кобальта повышена (рис. 6). Трещиностойкость С3-слоя данного образца находится в диапазоне от 16,3 до 18,9 МПа $\sqrt{\text{м}}$  (рис. 7). Трещиностойкость УМЗ-слоя снижается с 12,0 до 8,8 МПа $\sqrt{\text{м}}$  по мере удаления от границы раздела, что также можно объяснить снижением концентрации кобальта.



**Рис. 5. Распределения концентраций кобальта в градиентных твердых сплавах, полученных спеканием среднедисперсного (WC—15Co, слева) и ультрадисперсного (WC—8Co—0,4VC—0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, справа) порошков при температурах, °С: а — 1350; б — 1370; в — 1390**

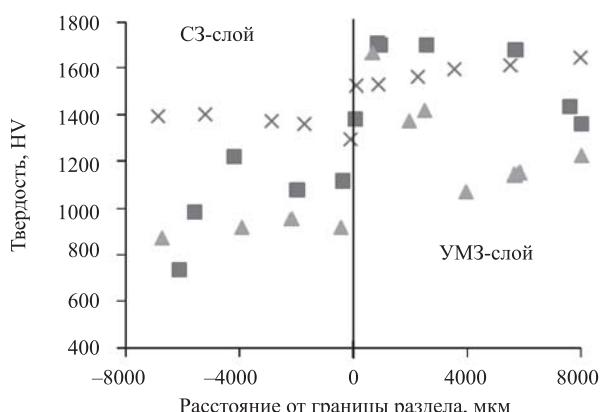


Рис. 6. Распределение твердости градиентных твердых сплавов, полученных спеканием среднезернистых (WC—15Co) и ультрамелкозернистых (WC8Co—0,4VC—0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>) порошков при температурах 1350 (▲), 1370 (■) и 1390 °C (×)

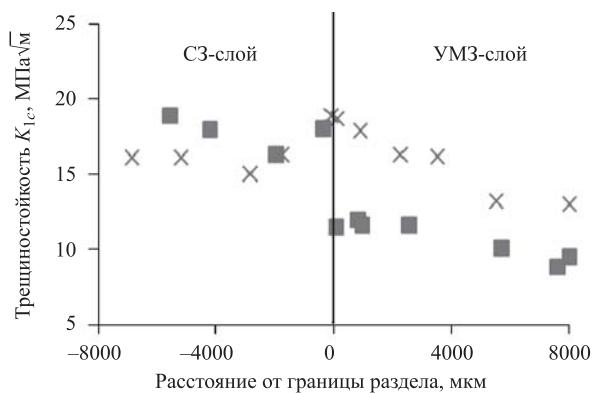


Рис. 7. Распределение трещиностойкости градиентного твердого сплава, полученного спеканием среднезернистого (WC—15Co) и ультрамелкозернистого (WC8Co—0,4VC—0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>) порошков при температурах 1370 (■), 1390 °C (×)

Благодаря низкой пористости (0,8 %) твердость (1300...1400 HV) и трещиностойкость (15,1...18,9 MPa $\sqrt{m}$ ) С3-слоя градиентного С3/УМЗ сплава, спеченного при температуре 1390 °C, соответствует пониженному содержанию кобальта в нем (7 %). Повышенное содержание кобальта (14,0...18,0 %), который мигрировал из С3-слоя, привело к повышению трещиностойкости УМЗ-слоя до 13,1—18,7 MPa $\sqrt{m}$ . Наибольшие значения трещиностойкости в С3-слое (18,9 MPa $\sqrt{m}$ ) и УМЗ-слое (18,7 MPa $\sqrt{m}$ ) наблюдаются вблизи границы раздела. Со стороны С3-слоя это можно объяснить небольшой прослойкой, в которой повышенна концентрация кобальта (см. рис. 5). Со стороны УМЗ-слоя на небольшой глубине наблюдается интенсивный рост зерен WC, средний диаметр которых достигает 0,5 мкм, что приводит к повышению трещиностойкости и сниже-

нию твердости. На наибольшем удалении от границы раздела в УМЗ-слое, где средний диаметр зерен WC составляет 0,2 мкм, твердость достигает максимального значения (1680 HV), а трещиностойкость, соответственно, — минимального (13,1 MPa $\sqrt{m}$ ).

Таким образом, за счет использования двух порошковых композиций, состоящих из УМЗ- и С3-порошков, можно обеспечить условия для миграции кобальта в УМЗ-слой, что увеличит его трещиностойкость (свыше 13 MPa $\sqrt{m}$ ). Полученный сплав обладает высокой твердостью поверхности (более 1650 HV) за счет создания УМЗ-структуры в ней и равномерным распределением трещиностойкости по всей глубине за счет перераспределения кобальта. Повышенные значения трещиностойкости на границе слоев могут служить дополнительным барьером на пути распространения трещин.

## Выводы

1. В результате спекания двухслойного градиентного твердого сплава при 1390 °C, состоящего из ультрамелкозернистого и среднезернистого слоев, получен образец, обладающий повышенной твердостью поверхности ультрамелкозернистого слоя (1680 HV) за счет малого среднего диаметра зерен (0,2 мкм) и повышенной трещиностойкостью по всей глубине материала (13,1...18,9 MPa $\sqrt{m}$ ).

2. Перераспределение кобальта происходит за счет его миграции из среднезернистого слоя в ультрамелкозернистый. В результате миграции при 1370 °C в среднезернистом и ультрамелкозернистом слоях на наибольшем удалении от границы раздела формируются области с низким (6 %) и высоким (16 %) содержанием кобальта соответственно, которые при 1390 °C распространяются по всей длине слоев, завершая формирование градиента.

3. Концентрация кобальта в ультрамелкозернистом слое увеличивается с 8 до 14...18 %, что приводит к росту трещиностойкости в нем до 13,1...18,7 MPa $\sqrt{m}$ .

4. Концентрация кобальта в среднезернистом слое снижается с 15 до 7 %, что приводит к снижению трещиностойкости до 16,1...18,9 MPa $\sqrt{m}$ .

5. Значения трещиностойкости в ультрамелкозернистом и среднезернистом слоях достигают максимальных значений (18,7 и 18,9 MPa $\sqrt{m}$  соответственно) вблизи границы раздела из-за того, что средний диаметр зерен в первом вырос до 0,5 мкм и во втором сохранилась относительно высокая концентрация кобальта (11 %).

6. Максимальные значения твердости и минимальные значения трещиностойкости в ультрамелкозернистом (1680 HV и 13,1 MPa $\sqrt{m}$ ) и среднезернистом (1400 HV и 15,1 MPa $\sqrt{m}$ ) слоях наблюдаются на поверхности образцов.

*Выражаем благодарность Хабаровскому инновационно-аналитическому центру за проведение исследований на растровом микроскопе.*

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2001. 452 с.
2. Григорьев С.Н., Табаков В.П., Волосова М.А. Технологические методы повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента. Старый Оскол: ТНТ, 2011. 380 с.
3. Панов В.С., Зайцев А.А. Тенденции развития технологии ультрадисперсных и наноразмерных твердых сплавов WC—Co // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2014. № 3. С. 38—48.
4. Krakhmalev P.V., Adeva Rodil T., Bergstrom J. Influence of microstructure on the abrasive edge wear of WC—Co hardmetals // Wear. 2007. № 263. Р. 240—245.

5. Дворник М.И., Михайленко Е.А. Получение ультрамелкозернистого твердого сплава WC—8Co—0,4VC—0,4Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> жидкофазным спеканием и сравнительный анализ его характеристик // Материаловедение. 2017. № 9. С. 7—12.

6. Лисовский А.Ф. Формирование градиентной структуры в спеченных твердых сплавах (Обзор) // Сверхтвёрдые материалы. 2010. № 4. С. 36—53.

7. Дворник М.И., Зайцев А.В. Изменение прочности, твердости и трещиностойкости при переходе от среднезернистого к ультрамелкозернистому твердому сплаву // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2017. № 2. С. 39—46.

8. Dvornik M.I., Zaytsev A.V. Research of surfaces and interfaces increasing during planetary ball milling of nanostructured tungsten carbide/cobalt powder // Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2013. Vol. 36. P. 271—277.

9. Bock A., Zeiler B. Production and characterization of ultrane WC powders // International Journal of Refractory-Metals & Hard Materials. 2002. № 20. Р. 23—30.

10. Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В. Разработка технологий непрерывного лазерного воздействия на титановольфрамовые твердые сплавы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 6. С. 243—246.

УДК 621.539.531

А.М. Михальченков, А.В. Дьяченко, И.В. Козарез, М.А. Михальченкова  
(Брянский государственный аграрный университет)  
E-mail: mihalchenkov.alexandr@yandex.ru

## Регулирование твердости поверхности при двухслойной наплавке изменением термического режима формирования покрытия

*Показано, что путем изменения термического режима формирования двухслойных покрытий можно оказывать существенное влияние на стабильность и твердость поверхностного слоя.*

**Ключевые слова:** двухслойная наплавка, твердость, термический режим, ударное нагружение, рассеяние данных, коэффициент вариации, структурная неравномерность.

*It is shown that by changing the thermal regime of the formation of two-layer coatings, it is possible to exert significant influence on the stability and hardness of the surface layer.*

**Keywords:** two-layer surfacing, hardness, thermal regime, impact load, data dispersion, coefficient of variation, structural unevenness.

### Введение

Восстановление и упрочнение деталей, эксплуатирующихся в условиях абразивного изнашивания, сопровождающегося ударными воздействиями, нередко рекомендуется проводить с применением двухслойной наплавки [1]. Использование такого

метода позволяет обеспечить высокую твердость поверхностного слоя (а следовательно, и стойкость к абразивному изнашиванию), а нижний, относительно мягкий, слой нивелирует (в определенной степени) последствия ударного нагружения.

Широкий спектр электродных материалов, начиная от электродов для ручной наплавки и за-

канчивая порошковыми и самофлюсующимися проволоками, позволяет придать комплекс необходимых свойств подобного вида наплавке. Однако использование дорогостоящих наплавочных материалов не всегда целесообразно вследствие сравнительно невысокой экономической эффективности конечного результата. Применение традиционных широкораспространенных электродов, как считает ряд исследователей [2, 3], уже себя исчерпало и не соответствует современному техническому уровню. В особенности это относится к устранению сложнопрофильных износов деталей почвообрабатывающих орудий [4, 5].

В то же время в ряде работ, носящих практический характер, показано, что такие материалы еще имеют значительный потенциал и могут существенно влиять на свойства сформированного двухслойной наплавкой покрытия, при этом технологии отличаются простотой исполнения [6, 7]. Суть такого влияния заключается в вариации параметрами термического режима при формировании двухслойного покрытия за счет различий в охлаждении наплавляемых слоев. Имеющиеся сведения по данному вопросу нельзя назвать достаточными, поэтому целью работы является исследование изменения твердости двухслойных покрытий, сформированных путем ручной дуговой наплавки с различными вариантами их охлаждения.

### Материалы, образцы и методика эксперимента

Наплавку первого слоя проводили электродом для сварки низкоуглеродистых сталей МР4 диаметром 4 мм с силой сварочного тока 160 А. Выбор марки продиктован низким содержанием углерода в его стальном стержне (около 0,08 % С), доступностью и невысокой ценой. Наплавленный металл в соответствии с нормативной документацией содержит не более 0,1 % С, что обеспечивает его пластичность и низкую твердость.

Второй слой формировали электродуговой наплавкой электродом Т-590 (Э320Х25С2ГР), предназначенный для наплавки деталей, поверхности которых работают в условиях абразивного изнашивания высокой интенсивности без значительных ударных нагрузок. Полученный металл покрытия может обеспечить твердость до 61 HRC. Параметры режима наплавки: диаметр электрода — 4 мм; сила сварочного тока — 200...220 А.

Опытные наплавки проводили непосредственно на лемехах, изготовленных из стали Л53 (лемешная сталь с содержанием углерода 0,53 %), что позволило сымитировать металургические процессы и термическое влияние от сварочной дуги с наплавкой в реальных условиях.

Твердость контролировали методом Роквелла по шкале HRC на наплавленной поверхности в

28 точках, которую подготавливали в соответствии с установленными требованиями. Полученные данные анализировали с помощью программы Excel.

Образцы наплавляли по следующим технологическим вариантам:

1 — непрерывная наплавка обоих слоев электродом МР4;

2 — непрерывная наплавка обоих слоев электродом Т-590;

3 — непрерывная наплавка первого слоя электродом МР4 и такая же наплавка второго слоя электродом Т-590;

4 — наплавка первого слоя электродом МР4, охлаждение в течение 30 мин и непрерывная наплавка второго слоя электродом Т-590;

5 — наплавка первого слоя с охлаждением в течение 30 мин и второго слоя с охлаждением каждого валика до 40...60 °C.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Различные варианты формирования покрытий и сложность metallургических процессов, происходящих в зоне формирования покрытий, дают основание предположить, что они определенным образом будут сказываться не только на числовых значениях твердости, но и на их рассеянии, а также на общих статистических показателях полученных данных.

Проведенный статистический анализ показал, что полученные результаты подчиняются нормальному закону распределения (ЗНР) независимо от технологического приема формирования покрытий, о чем свидетельствуют гистограммы (рис. 1) и значения коэффициентов вариации  $V$  (рис. 2). Как правило, показатели механических испытаний укладываются в ЗНР [8], если они проводятся на гомогенных материалах, и это подтверждает структурную однородность поверхности наплавленного металла.

Как следует из гистограмм (см. рис. 1), максимальная вероятность  $P_i$  появления средних значений HRC находится в пределах 0,4...0,5, максимальной твердости соответствует  $P_i$  в диапазоне 0,05...0,10, чем отмечается существенное влияние металла первого слоя на свойства второго.

Наибольшее значение  $V$  соответствует технологическому варианту 1 и составляет 0,15, минимальное — вариантам 4 и 5 (см. рис. 2). Из столбчатой диаграммы следует, что расхождение в коэффициентах вариации для опытных изделий, наплавленных по варианту 1 и другими, существенно — примерно в 3...3,5 раза. Это обстоятельство указывает на сравнительно высокое рассеяние опытных данных для образцов с покрытием, сформированным непрерывной наплавкой обоих

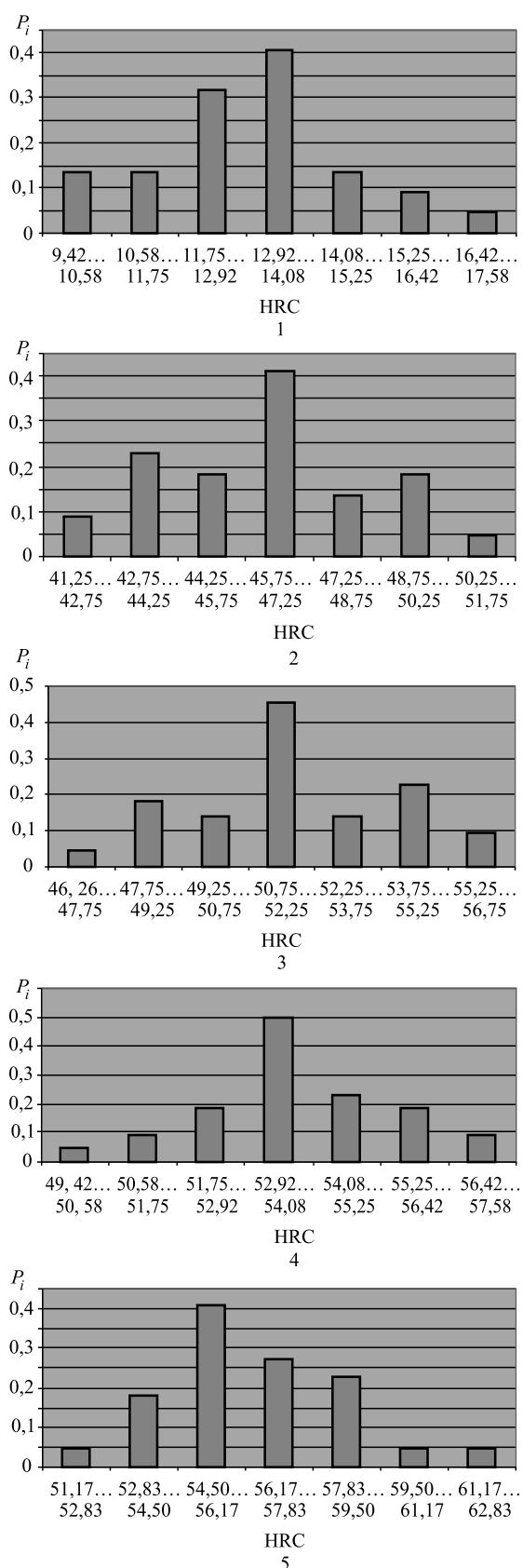


Рис. 1. Гистограммы распределения твердости покрытий (1—5 варианты наплавки)

слоев электродом MP4. (Коэффициент вариации служит оценкой разбросов результатов экспериментов [9].) Такое рассеяние указывает на некоторую нестабильность metallургических процессов при использовании данной техники наплавки. Повышенное значение  $V$  в этом случае можно объяснить значительными температурами в области формирования покрытия, затрудняющими равномерность прохождения кристаллизации металла наплавки. Вторым фактором, определяющим структурную неравномерность, являются высокая степень и неравномерность перемешивания электродного материала и материала образца, которые существенно отличаются по своим механическим свойствам. При такой технике наплавки второй слой практически отсутствует.

Резкое снижение значения  $V$  (см. рис. 2) после наплавки второго слоя электродом Т-590 свидетельствует о повышении степени стабильности протекания сварочных процессов, т.е. варьированием техникой наплавки можно добиться постоянства механических свойств металла покрытия, а следовательно, и достаточно высокой гомогенности структуры, что отразится на величине твердости и износостойкости. При этом нельзя исключать и уровень качества электродных материалов. Следует полагать, что существенные различия в составах наплавляемых материалов также сказываются на показателях рассеяния механических свойств поверхности.

В соответствии с техническими условиями на электроды Т-590, они должны обеспечивать твердость около 61 HRC, однако вероятность появления такого значения крайне мала и составляет 0,05 для образцов, наплавленных по варианту 5. В остальных случаях такая твердость вообще не достигается (таблица).

Причины этого следующие: 1) наличие подслоя с низким содержанием углерода не способ-

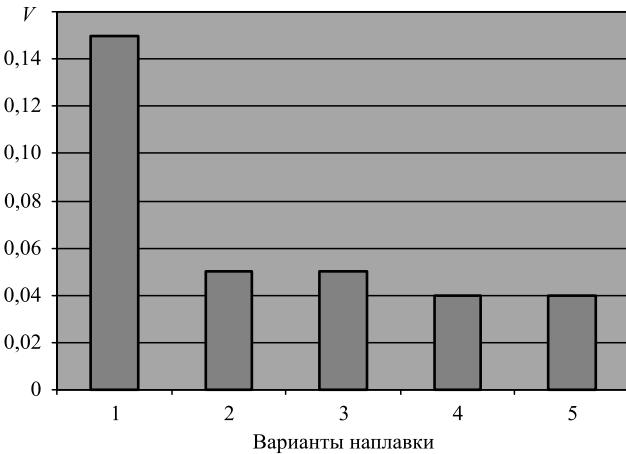


Рис. 2. Диаграмма значений коэффициентов вариации  $V$  по технологическим вариантам формирования покрытий

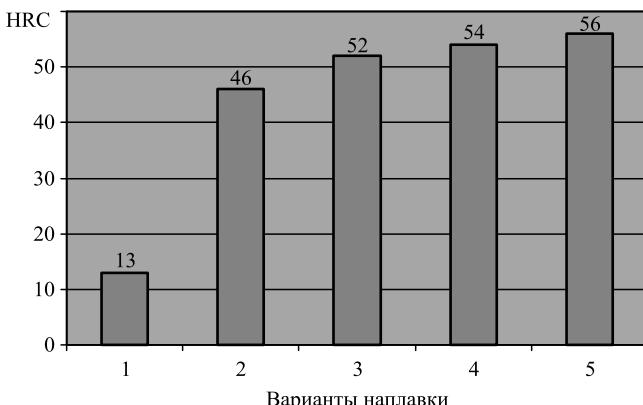
**Значения достигаемой твердости при различных вариантах наплавки**

Твердость	Номер варианта наплавки				
	1	2	3	4	5
HRC <sub>min</sub>	10,0	42,0	47,0	51,0	52,0
HRC <sub>max</sub>	17,0	51,0	56,0	60,0	62,0
ΔHRC	7	9	9	9	10

ствует прохождению закалочных процессов и образованию карбидных фаз при кристаллизации и затвердевании поверхностного слоя; 2) термический режим формирования наружного слоя не обеспечивает необходимых условий для создания структурных образований, заложенных в нормативах на электродный материал. Особенно это ярко проявляется при наплавке по варианту 2, где скорость охлаждения металла второго и первого слоев будет сравнительно мала.

Более того, разброс значений HRC для всех вариантов наплавки достаточно велик (см. таблицу), что связано с перемешиванием металла основы с наплавленным металлом. Некоторое повышение ΔHRC для наплавок с использованием электрода Т-590 объясняется наличием карбидных и боридных включений в сформированном материале, твердость которых значительно превышает твердость остальных структурных составляющих.

Конечным результатом работы, в соответствии с поставленной целью, явилось выявление зависимости твердости от термического режима формирования двухслойного покрытия, который варьировался путем различных технологических вариантов наплавки. В соответствии с полученными данными (рис. 3) установлено, что различные технологические подходы к формированию двухслойных покрытий оказывают существенное влияние на значения твердости поверхности при неизмен-



**Рис. 3. Зависимость твердости поверхностного слоя от режима наплавки и охлаждения (построено по средним значениям)**

ных электродных материалах. Так, разброс значений HRC при использовании электродов МР4 (подслой) и Т-590 (поверхность) для различных технологических вариантов наплавки достигает 10 HRC. Причиной такого значительного увеличения твердости является повышение скорости охлаждения как отдельных валиков, так и формируемого слоя в целом, что позволяет сформироваться карбидным, боридным и закалочным структурам в достаточном объеме. Таким образом, варьированием технологических вариантов получения двухслойных покрытий можно оказать существенное влияние на твердость поверхности.

## Выходы

1. Применение для наплавки второго слоя электродов, обеспечивающих его высокую износостойкость, значительно снижает рассеяние твердости, повышая гомогенность структуры.

2. Путем изменения термического режима формирования двухслойного покрытия возможно обеспечить регулирование твердости поверхностного слоя с разностью в значении HRC до 10 HRC без изменения состава электродных материалов.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Козарез И.В., Михальченков А.М. Обзор способов восстановления плужных лемехов // Труды ГОСНИТИ. 2012. Т. 109. № 2. С. 30—34.
2. Титов Н.В., Коломейченко А.В., Виноградов В.В., Литовченко Н.Н. К вопросу применения металлокерамических материалов для упрочнения лап культиваторов // Труды ГОСНИТИ. 2013. Т. 113. С. 364—367.
3. Титов Н.В. Повышение износостойкости рабочих поверхностей стрельчатых лап почвообрабатывающих машин карбовибродуговым упрочнением // Техника и оборудование для села. 2015. № 11. С. 38—41.
4. Кожухова Н.Ю., Михальченкова М.А. Анализ дефектов восстановленных стрельчатых лап импортных посевных комплексов и их влияние на возможность повторного использования // Труды ГОСНИТИ. 2014. Т. 114. № 1. С. 134—139.
5. Лялякин В.П., Иванов В.П. Восстановление и упрочнение деталей машин в агропромышленном комплексе России и Белоруссии // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2004. № 2. С. 2—7.
6. Способ восстановления и упрочнения плужных лемехов устранением лучевидного износа двухслойной наплавкой: пат. 2370351 РФ / А.М. Михальченков, А.А. Тюрева, И.В. Козарез, В.Ф. Комогорцев. 2009, Бюл. № 29.
7. Усикова Н.Ю. Технология двухслойной наплавки замков бурильных труб // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 6. С. 11—14.
8. Степанов М.Н., Шаврин А.В. Статистические методы обработки испытаний механических испытаний. Справочник. М.: Машиностроение, 2005. 399 с.
9. Кисель Ю.Е., Гурьянов Г.В. Влияние дисперсной фазы на коэффициент вариации микротвердости композитных электрохимических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 3. С. 18—20.

УДК 621.785

С.П. Руденко, А.Л. Валько

(Объединенный институт машиностроения НАН Беларусь, г. Минск)

E-mail: sprud.47@mail.ru

## Определение параметров химико-термической обработки высоконапряженных зубчатых колес на основе расчетных моделей

На основе применения компьютерного моделирования разработаны режимы химико-термической обработки, обеспечивающие заданный уровень эксплуатационных свойств высоконапряженных зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин. На примере экономнолегированной стали показана эффективность разработанных режимов, обеспечивающих требуемый градиент микротвердости по упрочненному слою, и ее безусловное преимущество перед высоколегированной хромоникелевой сталью 20ХНЗА, широко применяемой в машиностроении.

**Ключевые слова:** конструкционные стали, химико-термическая обработка, цементованные слои, микротвердость, распределение углерода.

*The regimes of chemical and heat treatment ensuring the given level operation properties of high-stressed gear wheels are developed on the basis of computational models. The unconditional advantage of sparingly alloyed steel before high-alloy chromium-nickel steel 20KhN3A, widely applied in engineering industry, is displayed.*

**Keywords:** structural steels, chemical and heat treatment, carburized layers, microhardness, carbon distribution.

Правильный выбор материала и соответствующих методов термообработки — одна из главных предпосылок, гарантирующих достижение требуемых эксплуатационных свойств деталей. Особенностью это относится к высоконапряженным зубчатым колесам трансмиссий энергонасыщенной автотракторной техники. Основным способом поверхностного упрочнения высоконапряженных зубчатых колес является химико-термическая обработка — цементация, при которой формируются необходимая толщина и твердость упрочненного слоя.

В настоящее время для изготовления зубчатых колес трансмиссий мобильных машин широко применяется сталь 20ХНЗА, однако после химико-термической обработки в камерных печах "Ipsen" разброс значений поверхностной твердости образцов из данной стали значительный (58...61 HRC) [1—3].

Повышенные требования к эксплуатационным характеристикам зубчатых колес трансмиссий автотракторной техники обуславливают разработку новых марок сталей. Результаты исследований последних лет [3, 4] показали эффективность использования финишной химико-термической обработки легированных сталей. При обеспечении требуемого качества упрочненных слоев экономнолегированные стали с небольшим содержанием никеля могут успешно применяться для изготовления высоконапряженных зубчатых колес. Пример такой стали — экономнолегированная конструкционная сталь 20ХГНМБ, разработанная для зубчатых колес коробок передач тракторов "Беларус" [5] следующего химического состава:

0,2 % C; 0,35 % Si; 0,67 % Ni; 0,99 % Mn; 0,22 % Mo; 0,71 % Cr; 0,04 % Nb.

Перспективными для упрочнения зубчатых колес трансмиссий являются процессы химико-термической обработки в камерных агрегатах со встроенным закалочным баком, оснащенные системами автоматического контроля и управления технологическими параметрами (например, система "Carb-o-prof 4" для печей "Ipsen"). В этом случае насыщение поверхностного слоя углеродом осуществляется преимущественно в пределах концентраций, исключающих выделение сажи в насыщающей атмосфере печи и карбидной фазы в поверхностных слоях деталей. Продолжительность процесса насыщения ограничивается достижением концентрации углерода 0,35...0,37 % на заданной глубине при построении полного концентрационного профиля углерода системой "Carb-o-prof 4" и определяется химическим и фазовым составами диффузионного слоя, зависящими от марки стали.

Однако при назначении режимных параметров химико-термического упрочнения, как правило, не учитываются свойства диффузионного слоя, что затрудняет выбор режимов насыщения в процессе цементации с учетом применяемой марки стали и особенностей эксплуатации высоконапряженных деталей, подвергаемых упрочняющей обработке. Это связано с тем, что сопротивление диффузионного слоя усталостным процессам, возникающим при контакте зубьев зубчатых колес трансмиссий, во многом определяется эпюорой механических свойств, зависящей от химическо-

го состава слоя и насыщенности его углеродом. В этом случае рациональный выбор технологических параметров химико-термической обработки целесообразно осуществлять путем моделирования кинетики изменения концентрации углерода в диффузионном слое с учетом особенностей конкретного термического оборудования.

**Цель работы** — определение режимных параметров химико-термической обработки высоконапряженных зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин на основе применения расчетных моделей прогнозирования ресурса зубчатых передач с учетом изменения механических свойств по толщине упрочненного слоя, расчета прокаливаемости цементованных слоев и сердцевины зубьев, а также процесса диффузии углерода.

Начальным этапом разработки режимных параметров химико-термической обработки высоконапряженных зубчатых колес трансмиссий является определение требуемой микротвердости и ее распределения по упрочненному слою зубьев, обеспечивающих (при формировании оптимальной структуры) заданный ресурс.

**Требуемое распределение микротвердости** по толщине слоя поверхностно-упрочненных зубчатых колес определяется на основе математической модели, позволяющей с учетом напряженного состояния в зоне контакта сопряженных зубьев прогнозировать ресурс в каждой зоне упрочненного слоя. По результатам расчета, путем сравнения полученного значения ресурса с регламентированным, назначаются технические требования к микротвердости и ее распределению по толщине диффузионного слоя.

Напряженное состояние в зоне контакта сопряженных зубьев характеризуется распределением нормальных  $\sigma_n$  и касательных  $\tau$  напряжений и определяется величиной эквивалентного напряжения  $\tau_{he}$  (вычисляемого по теории прочности Гesta—Mora [6, 7]), наибольшая концентрация которого в глубине упрочненного слоя в зоне однопарного зацепления зубьев:

$$\tau_{he} = |\tau_{ZY}| - Y_s|\sigma_Y|,$$

где  $\tau_{ZY}$  и  $\sigma_Y$  — максимальные касательное и нормальное напряжения, МПа, действующие на глубине  $Z$  от поверхности на расстоянии  $0,85B$  от оси симметрии площадки контакта сопряженных поверхностей зубьев ( $B$  — полуширина площадки контакта). Их значения определяются при решении контактной задачи теории упругости для случая первоначального касания двух цилиндров с параллельными осями при отсутствии касательной нагрузки и смазочного материала.  $Y_s$  — коэффициент, учитывающий влияние нормальных напряжений на эффективность касательных [3].

В основу расчета ресурса зубчатых колес положена методика [8, 9], разработанная на основа-

нии обобщения результатов экспериментальных и расчетно-теоретических исследований агрегатов трансмиссий автомобилей и получившая широкое применение в автомобильной промышленности начиная с 70—80-х годов прошлого столетия. Данная методика усовершенствована согласно требованиям ГОСТ 21354, дополнена расчетом на глубинную контактную усталость с учетом экспериментальных зависимостей влияния качества структуры упрочненных слоев на контактную выносливость зубьев и апробирована при стендовых испытаниях зубчатых колес трансмиссий большегрузных автомобилей и энергонасыщенных тракторов [3, 10].

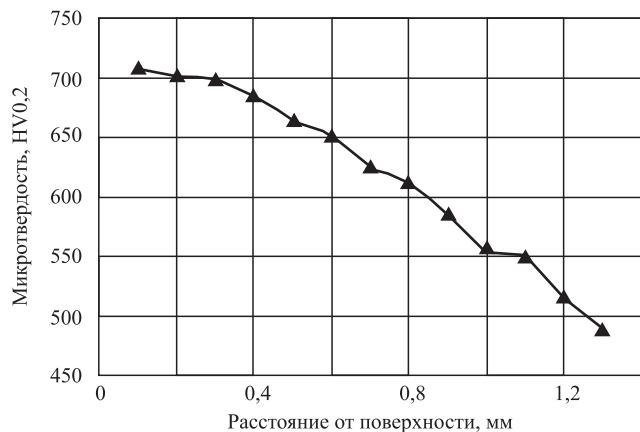
Расчетная математическая модель, реализованная на алгоритмических языках Fortran и Object Pascal в интегрированной среде Delfi [11], дает возможность для заданных параметров зубчатой пары и условий нагружения получать расчетные значения ресурса зубчатого колеса в часах работы (или в километрах пробега) для значений микротвердости 600...860 HV по всей глубине упрочненного слоя зубьев с интервалом через 0,1 мм.

Расчет выполняли для наиболее нагруженной шестерни редукторной части коробки передач трактора "Беларус" по режимам эксплуатационных и стендовых испытаний. В табл. 1 представлены результаты расчета ресурса ведущей шестерни ( $m = 4,5$  мм,  $z = 20$ ,  $x = 0,763$ ) при эксплуатационном режиме, полученном на основе расчетно-статистического метода для каждой передачи с учетом вида выполняемых работ, условий движения и технологических сопротивлений [12]. Время работы ведущей шестерни с учетом участия зубчатых пар в каждой передаче составляет 827 ч при общем времени работы трактора в эксплуатации 5500 ч с загрузкой 73 %.

По результатам расчета получаем, что опасная зона упрочненного слоя, характеризующаяся наименьшей долговечностью при микротвердости 700 HV0,2 и выше, находится на расстоянии 0,3 мм от поверхности контакта. Для обеспечения заданного ресурса эффективная толщина слоя должна составлять 0,3 мм до микротвердости 750 HV0,2; 0,5 мм — до 700 HV0,2; 0,6 мм — до 600 HV0,2 и 0,8 мм до полупереходной зоны цементованного слоя с микротвердостью 550 HV0,2.

Таблица 1  
Результаты расчета ресурса ведущей шестерни коробки передач при эксплуатационном режиме нагружения

HV0,2	Ресурс, ч, при толщине цементованного слоя, мм					
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
550	—	32	45	115	426	889
600	227	78	104	220	563	4906
700	—	499	465	801	6119	—
750	—	4172	1014	4856	—	—



**Рис. 1. Распределение микротвердости по толщине цементованного слоя образца шестерни из стали 20ХНЗА после химико-термической обработки на агрегатах "Ipsen" по серийной технологии**

Для того чтобы определить ресурс зубчатых колес после конкретной химико-термической обработки, необходимо результаты расчета сопоставить с кривой распределения микротвердости по толщине упрочненного слоя зубьев. На рис. 1 приведено распределение микротвердости по толщине цементованного слоя образца шестерни из стали 20ХНЗА после химико-термической обработки на агрегатах "Ipsen" по серийной технологии. Сопоставляя эти данные с результатами расчета (см. табл. 1), получаем, что при максимальной микротвердости 700 HV0,2 (на глубине от поверхности 0,3 мм) прогнозируемый эксплуатационный ресурс шестерни, изготовленной по серийной технологии, составляет 465 ч.

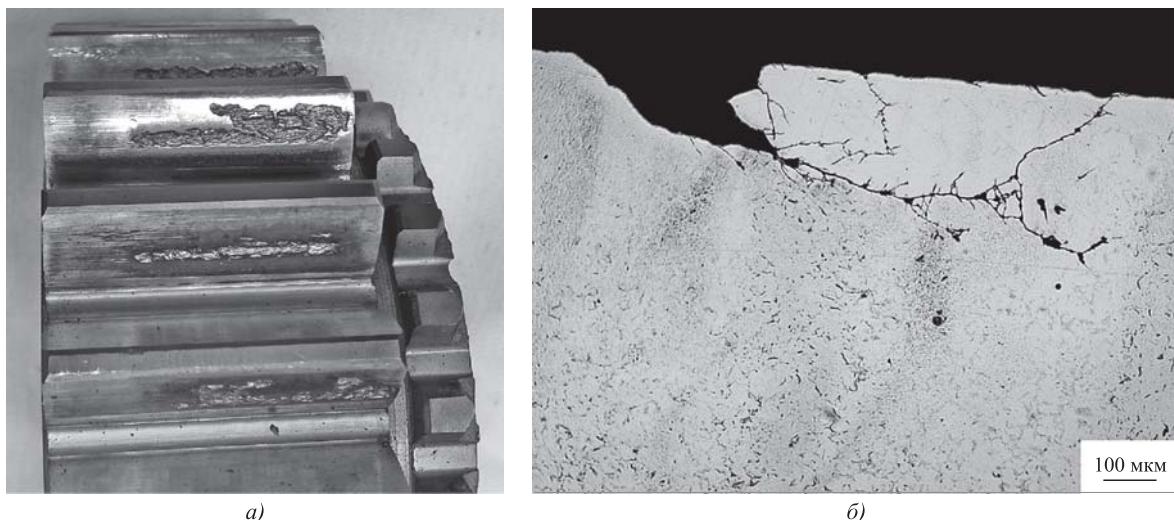
Расчет по режиму стеновых испытаний (при контактных напряжениях в полюсе зацепления  $\sigma_h = 1360...1660$  МПа) показал, что при серийном

качестве структуры цементованного слоя (см. рис. 1) ресурс шестерни из стали 20ХНЗА составляет 307 ч, чему соответствуют 5100 моточасов в эксплуатации с учетом форсирования стеновых режимов. Полученные результаты согласуются с данными экспериментальных исследований натурных зубчатых колес в составе коробки передач, согласно которым данная шестерня отработала 300 ч на стенде и была преждевременно снята с испытаний из-за глубинного контактного выкрашивания зубьев (рис. 2).

По результатам расчета применительно к стеновым режимам также установлено, что для обеспечения 600 ч работы шестерни на стенде (10 000 моточасов в эксплуатации) эффективная толщина упрочненного слоя должна составлять 0,3 мм до микротвердости 760 HV0,2; 0,6 мм — до 700 HV0,2; 0,7 мм — до 600 HV0,2 и 0,9 мм — до 550 HV0,2.

В результате на основе математической модели расчета зубчатых колес по основному критерию выхода из строя — сопротивлению глубинной контактной усталости активных поверхностей зубьев с учетом различных эксплуатационных условий, разработаны технические требования к механическим характеристикам (величине и градиенту микротвердости) упрочненных слоев.

Возможность получения регламентированного распределения микротвердости по толщине диффузионного слоя определяется распределением углерода в слое, прокаливаемостью стали, а также интенсивностью охлаждения при закалке. Поэтому следующим этапом является **определение содержания углерода в слое**, обеспечивающего заданное распределение микротвердости после проведения полного цикла химико-термической обработки. На этом этапе важное значение имеют результаты оценки прокаливаемости цемен-



**Рис. 2. Шестерня из стали 20ХНЗА (а) и глубинное контактное выкрашивание боковой поверхности зуба (б) после стеновых испытаний в течение 300 ч**

тованной стали по стандартным торцовыми образцам с применением математической модели, реализованной в программе H-Steel [13]. Кривые прокаливаемости отражают изменение твердости по толщине упрочненного слоя в зависимости от расстояния от охлаждаемого торца цементованного образца. По полученным данным строят изоуглеродные диаграммы прокаливаемости для цементованных слоев применяемой марки стали.

В таком состоянии кривые прокаливаемости характеризуют свойства данной марки стали, но не позволяют непосредственно оценить прокаливаемость упрочненного слоя зуба зубчатого колеса, поскольку глубина упрочнения при закалке определяется не только прокаливаемостью самой стали, но и размером изделия, а также интенсивностью охлаждения при закалке, которая характеризует охлаждающую способность закалочных агрегатов. В этом случае соответствие между распределением твердости на торцовом образце и в сечении зуба зубчатого колеса с учетом интенсивности охлаждения  $H$  устанавливается по рис. 3, по которому в зависимости от модуля зубчатого колеса находят расстояния от охлаждаемого торца цементованного образца, соответствующие одинаковым скоростям охлаждения на поверхности и в сердцевине зуба [3]. Для зубчатого колеса с модулем  $m = 4,5$  мм твердость поверхности зуба шестерни соответствует твердости торцовового образца на расстоянии 4 мм от охлаждаемого торца, твердость полупереходной зоны — на расстоянии 5 мм от торца, а твердость сердцевины — на расстоянии 11 мм при интенсивности охлаждения  $H = 0,3$ .

По полученным расстояниям от охлаждаемого торца определяется содержание углерода в слое, обеспечивающее требуемое распределение микротвердости после проведения полного цикла

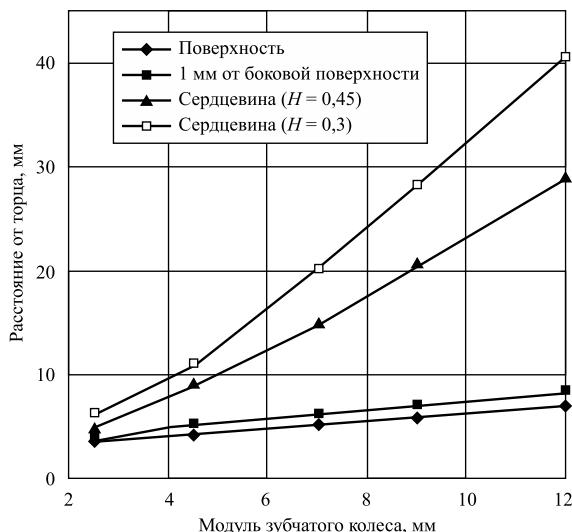


Рис. 3. Соответствие между распределением твердости на торцовом образце и в сечении зуба зубчатых колес

упрочняющей химико-термической обработки, с использованием изоуглеродных диаграмм прокаливаемости цементованных слоев применяемой марки стали после закалки (сплошные линии) или закалки с низким отпуском (штриховые линии) (рис. 4). При отсутствии таких данных в первом приближении можно принимать, что после низкого отпуска микротвердость цементованного слоя уменьшается на 30...100 HV0,2 в зависимости от микротвердости после закалки.

По диаграммам прокаливаемости цементованного слоя стали 20ХГНМБ (рис. 4, а) получаем, что микротвердость упрочненного слоя 760...810 HV0,2 обеспечивается при содержании углерода 0,54...0,60 %, а микротвердость 700 HV0,2 — при содержании углерода 0,40 %. Твердость сердцевины не менее 36 HRC соответствует расстоянию от торца 11 мм (рис. 4, б) при содержании углерода 0,2 %. В результате получаем профиль минимального содержания углерода в диффузионном слое, обеспечивающего разработанные требования к величине и распределению

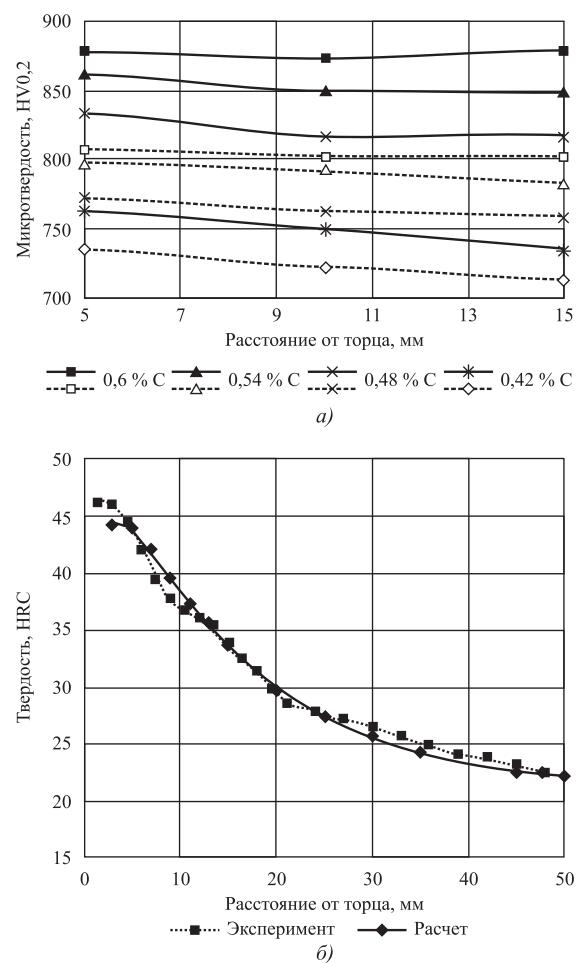


Рис. 4. Прокаливаемость стали 20ХГНМБ:  
а — цементованный слой (сплошные линии — после закалки; штриховые линии — после закалки с низким отпуском); б — сердцевина

микротвердости по толщине слоя поверхностно-упрочненных зубчатых колес с модулем 4,5 мм коробки передач трактора "Беларус" с ресурсом 10 000 моточасов.

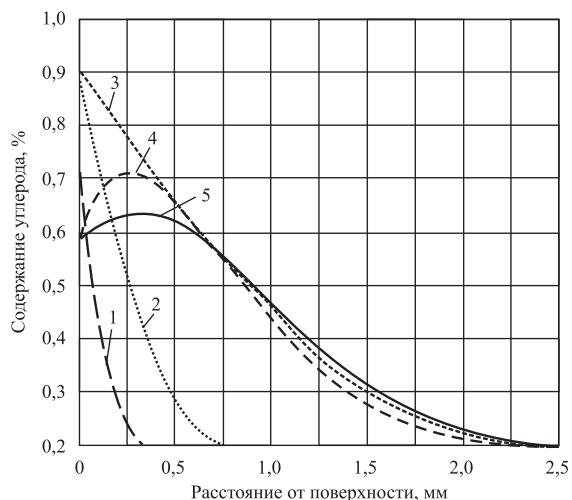
**Режимные параметры цементации** определяют на основе компьютерного моделирования процесса диффузии углерода в стали с помощью программы DCarb [2]. Модель основана на известном уравнении массопереноса углерода из насыщающей атмосферы в сталь с использованием коэффициента массоотдачи  $\beta$ , определяемого экспериментально для конкретной лабораторной или промышленной печи, и позволяет описывать кинетику изменения концентрации углерода по глубине слоя в зависимости от параметров технологического процесса цементации (углеродного потенциала печной атмосферы, температуры, времени выдержки).

Режим цементации состоит из пяти стадий (табл. 2). На первой стадии проводится нагрев деталей до заданной рабочей температуры в течение 1,0 ч с 700 до 930 °C при повышении углеродного потенциала  $Cg$  от 0 до 0,8 %. Вторая стадия соответствует выдержке при температуре 930 °C в течение 1 ч при дальнейшем повышении углеродного потенциала с 0,8 до 1,0 %. Третья стадия — активное насыщение, формирующее цементованный слой заданной глубины 1,2...1,4 мм

Таблица 2

**Режим цементации зубчатых колес из стали 20ХГНМБ**

Стадия	Время, ч	$T_0$ , °C	$T_1$ , °C	$Cg_0$ , %	$Cg_1$ , %
1	1,0	700	930	0	0,80
2	1,0	930	930	0,80	1,00
3	8,0	930	930	1,00	1,00
4	1,3	930	860	1,00	0,65
5	1,5	860	860	0,65	0,65



**Рис. 5. Распределение углерода в цементованном слое на стадиях процесса цементации:**  
1—5 — номера стадий

до полупереходной зоны с содержанием углерода 0,37 %, в течение 8 ч при постоянной температуре 930 °C и углеродном потенциале  $Cg = 1,0 \%$ . Четвертая стадия — подстуживание до температуры закалки, при которой в течение 1,3 ч происходит снижение температуры до 860 °C и углеродного потенциала  $Cg$  до 0,65 %. Пятая заключительная стадия характеризует диффузионное выравнивание и формирует окончательное распределение углерода в диффузионном слое в соответствии с разработанными требованиями при выдержке в течение 1,5 ч при постоянном углеродном потенциале  $Cg = 0,65 \%$  и температуре 860 °C.

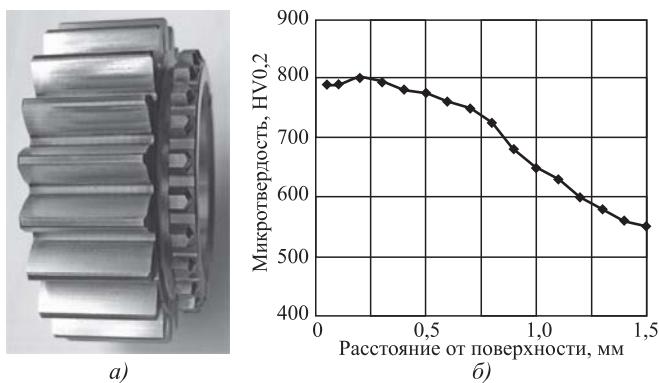
Профиль конечного распределения углерода в цементованном слое обрабатываемых деталей показан на рис. 5, на котором цифрами обозначены кривые распределения углерода на промежуточных стадиях процесса цементации. Требуемая величина поверхностной концентрации углерода 0,6 % распространяется на толщину слоя до 0,6 мм, формируя тем самым при закалке необходимую величину микротвердости в опасной зоне упрочненного слоя, обеспечивающую заданный ресурс зубчатых колес. Требуемая толщина цементованного слоя до полупереходной зоны 1,3 мм обеспечивается при содержании углерода 0,37 %.

Данные результаты получены заведомо несколько завышенными по сравнению с разработанными требованиями, так как следует учитывать разброс химического состава стали в условиях поставки, а также колебание интенсивности охлаждения в закалочных агрегатах промышленных печей.

Достоинством экономнолегированных сталей является возможность применения в процессе химико-термической обработки закалки непосредственно после цементации и подстуживания. В этом случае исключаются внешнее окисление легирующих элементов и обезуглероживание поверхности, снижаются деформации и коробление деталей, повышается производительность процесса и существенно уменьшаются энергозатраты на термообработку.

Цементационные агрегаты "Ipsen" оснащаются встроенным закалочным баком, поэтому после подстуживания проводили непосредственную закалку в масло АКС МЗ-38 и последующий низкий отпуск при 170 °C в течение 3 ч.

После полного цикла химико-термической обработки поверхностная твердость упрочненного слоя зубчатых колес из экономно-легированной стали 20ХГНМБ составляла 63...64 HRC, сердцевины — 32...34 HRC. Величина действительного зерна в цементованном слое № 10—11 по ГОСТ 5639, в сердцевине — № 9. Толщина цементованного слоя до полупереходной зоны составила 1,3 мм. Эффективная толщина слоя с микротвердостью 750 HV0,2 — 0,65 мм; 700 HV0,2 — 0,8 мм; 600 HV0,2 — 1,2 мм (рис. 6). Микроструктура цементованного слоя состояла из мелкоигольчатого



**Рис. 6. Шестерня из стали 20ХГНМБ после стендовых испытаний в течение 340 ч (а) и распределение микротвердости по толщине цементованного слоя (б)**

мартенсита и остаточного аустенита 2 балла. Микроструктура сердцевины — сорбит.

Хромоникелевые стали с высоким содержанием никеля 20ХНЗА, 20Х2Н4А не подвергают непосредственной закалке после цементации из-за опасности образования большого количества остаточного аустенита в цементованном слое. Для уменьшения количества остаточного аустенита перед закалкой проводят высокий отпуск с повторного нагрева при температуре 650 °С, что способствует обезуглероживанию поверхностных слоев и значительному увеличению продолжительности процесса химико-термической обработки.

Эффективность нового подхода к разработке режимов химико-термической обработки высоконапряженных зубчатых колес из стали 20ХГНМБ подтверждена результатами стендовых испытаний в сравнении с зубчатыми колесами из стали 20ХНЗА. Зубчатое колесо, изготовленное из стали 20ХГНМБ, отработало полный цикл испытаний при максимальном контактном напряжении в полюсе зацепления 1700 МПа в объеме 340 ч без замечаний (рис. 6, а). Расчетный ресурс зубчатых колес из стали 20ХГНМБ по режимам стендовых испытаний с учетом реальной кривой распределения микротвердости по толщине упрочненного слоя зубьев (рис. 6, б) составляет свыше 1000 ч.

## Выводы

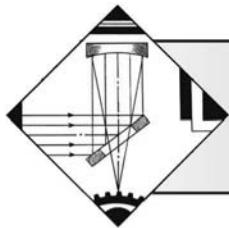
На основе компьютерного моделирования разработаны режимы химико-термической обработки, обеспечивающие с учетом требований к градиенту величины микротвердости упрочненного слоя и кинетики изменения концентрации углерода в диффузионном слое заданный уровень эксплуатационный свойств высоконапряженных зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин.

На примере стали 20ХГНМБ показана эффективность разработанных режимов химико-терми-

ческой обработки зубчатых колес коробки передач с модулем 4,5 мм и безусловное преимущество экономно-легированной стали перед высоколегированной хромоникелевой сталью 20ХНЗА, широко применяемой в машиностроении.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Повышение** эксплуатационных характеристик зубчатых колес карьерных самосвалов посредством оптимизации режимов химико-термической обработки / С.П. Руденко, А.Л. Валько, А.А. Шипко и др. // Литье и металлургия. 2013. № 2. С. 110—114.
2. **Руденко С.П., Валько А.Л., Мосунов Е.И.** Технические требования к качеству цементованных слоев зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин // Автомобильная промышленность. 2011. № 9. С. 33—36.
3. **Руденко С.П., Валько А.Л.** Контактная усталость зубчатых колес трансмиссий энергонасыщенных машин. Минск: Беларуская наука, 2014. 126 с.
4. **Зинченко В.М.** Инженерия поверхности зубчатых колес методами химико-термической обработки. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. 303 с.
5. **Новая** цементуемая сталь с регламентируемой прокаливаемостью для зубчатых колес трансмиссий / С.П. Руденко, А.Л. Валько, Л.Р. Дудецкая и др. // Механика машин, механизмов и материалов. 2013. № 3. С. 57—61.
6. **Тескер Е.И.** Современные методы расчета и повышения несущей способности поверхностно-упрочненных зубчатых передач трансмиссий и приводов. М.: Машиностроение, 2011. 434 с.
7. **Редукторы** энергетических машин: справочник / Б.А. Балашов, Р.Р. Гальпер, Л.М. Гаркави и др. Л.: Машиностроение, 1985. 232 с.
8. **Цитович И.С., Каноник И.В., Вавуло В.А.** Трансмиссии автомобилей. Минск: Наука и техника, 1979. 256 с.
9. **Проектирование** трансмиссий автомобилей: справочник / А.И. Гришкевич, Б.У. Бусел, Г.Ф. Бутусов и др. М., 1984. 272 с.
10. **Руденко С.П., Валько А.Л.** Особенности расчета зубчатых колес трансмиссий на глубинную контактную выносливость // Вестник машиностроения. 2015. № 11. С. 5—7.
11. **Расчет** ресурса зубчатых колес трансмиссий (GearProg): рег. № 530 / С.П. Руденко, О.В. Кузьменков, А.А. Шипко, А.Л. Валько; заявитель Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. № C20130054; заявл. 26.07.2013; дата регистр. 14.08.2013. Нац. центр интеллектуальной собственности Республики Беларусь. 2013. 54 с.
12. **Альгин В.Б.** Динамика, надежность и ресурсное проектирование трансмиссий мобильных машин. Минск: Навука і тэхніка, 1995. 256 с.
13. **Расчет** прокаливаемости конструкционных сталей (H-Steel): рег. № 846 / С.П. Руденко, А.Л. Валько, О.В. Кузьменков и др.; заявитель ГНУ "Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси". № C20150109; заявл. 03.11.2015; дата регистр. 12.01.2016. Нац. центр интеллектуальной собственности Республики Беларусь. 2016. 54 с.



# ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 66.088, 544.01

П.М. Бажин<sup>1</sup>, П.А. Столин<sup>1</sup>, А.М. Столин<sup>1</sup>,  
С.Н. Галышев<sup>2</sup>, Н.Г. Зарипов<sup>2</sup>, А.Д. Прокопец<sup>1, 3</sup>, И.Р. Аверичева<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка,

<sup>2</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет,

<sup>3</sup> Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул,

<sup>4</sup> Всероссийский институт научной и технической информации РАН, г. Москва)

E-mail: olimp@ism.ac.ru

## Керамические электроискровые покрытия, полученные СВС-электродами на основе MAX-фазы Ti—Al—C\*

Получены защитные покрытия на титановом сплаве ВТ6 методом электроискрового легирования СВС-электродами из материалов на основе MAX-фазы состава: 85...95 % мас.  $Ti_3AlC_2$ , 5...7 % мас.  $TiC$ , 2...4 % мас.  $Ti_5Al_{11}$ . Исследованы особенности процесса электроискрового легирования при различных режимах обработки и установлена зависимость шероховатости и толщины покрытия от энергии разряда импульса. Микроструктура защитного покрытия изучена методом сканирующей электронной микроскопии. Проведены длительные испытания на жаростойкость при температуре 950 °C в окислительной атмосфере сплава ВТ6 с защитным покрытием и без него.

**Ключевые слова:** керамическое покрытие, СВС-электрод, MAX-фаза, электроискровое покрытие, жаростойкость.

Protective coatings formed on substrates of titanium alloy VT6 are obtained by electrospark alloying by SHS-electrodes based on MAX-phase material containing: 85...95 % wt. of  $Ti_3AlC_2$ , 5...7 % wt. of  $TiC$  and 2...4 % wt. of  $Ti_5Al_{11}$ . The features of electrospark alloying process under various processing conditions are studied and the dependence of the roughness and the thickness of the coating on the pulse discharge energy is established. The microstructure of the protective coatings is studied by scanning electron microscopy. The long-term tests of the titanium alloy VT6 with protective coating and without it on the heat resistance at temperature of 950 °C in oxidizing atmosphere are carried out.

**Keywords:** ceramic coating, SHS-electrode, MAX-phase, electrospark coating, heat resistance.

### Введение

Разработка новых легких прочных и жаропрочных материалов и защитных покрытий на их основе, удовлетворяющих современным требованиям конструкторов авиационных двигателей к наиболее нагруженным деталям авиационной техники (прежде всего, к лопаткам и дискам проточных частей компрессора и турбины), является важнейшей задачей современного авиационного материаловедения [1, 2]. Материалы на основе MAX-фаз обладают специфическими свойствами сочетаю в себе свойства, как металлических сплавов, так и керамических материалов [3, 4]. По-

добно металлам эти соединения показывают высокую тепловую и электрическую проводимость, а также достаточно высокую стойкость к тепловым ударам. При этом подобно керамике они обладают высоким модулем упругости, низким тепловым коэффициентом расширения, высокой теплостойкостью и превосходной жаростойкостью. Сопротивление MAX-фаз циклическим нагрузкам при температурах выше 1000 °C не уступает, а зачастую превосходит сопротивление циклическим нагрузкам большинства известных жаропрочных и жаростойких материалов, в том числе никелевых сплавов и сплавов на основе интерметаллидов. В совокупности с низкой удельной массой эти свойства MAX-фаз открывают широкие перспективы для их применения в различных отраслях промышленности [5].

\* Работа выполнена по гранту РФФИ № 17-48-500553 р\_а.

Ранее в работах [6, 7] были проведены исследования особенностей синтеза и получения готовых изделий на основе MAX-фазы Ti—Al—C методами СВС-экструзии и свободного СВС-сжатия. Материаловедческие исследования и изучение физико-механических свойств показали, что эти материалы обладают высокой жаростойкостью, термостабильностью и перспективны для применения в качестве защитных покрытий.

Настоящая работа посвящена изучению возможности использования материалов на основе MAX-фазы Ti—Al—C для нанесения защитных покрытий методом электроискрового легирования (ЭИЛ) на титановый сплав ВТ6. К основным достоинствам ЭИЛ следует отнести: локальную обработку поверхности без защиты остальной поверхности детали; высокую адгезию нанесенного материала с основой; отсутствие нагрева детали в процессе обработки; не требуется специальная предварительная подготовка обрабатываемой поверхности [8]. В работе исследованы кинетика массопереноса электродного материала, влияние энергетических параметров легирования на толщину и качество поверхности защитного покрытия, изучена микроструктура поперечного шлифа с покрытием, проведены длительные испытания на жаростойкость.

### Материалы и методика исследования

При нанесении защитных покрытий методом ЭИЛ были использованы СВС-электроды диаметром 5 мм с фазовым составом, % мас.: 85...95 Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>; 5...7 TiC; 2...4 Ti<sub>5</sub>Al<sub>11</sub>, полученные методом СВС-экструзии. В качестве подложки использовали образцы из титанового сплава ВТ6 размерами 40×20×4 мм.

ЭИЛ проводили с использованием установки "Корона-1103" при длительности импульсов 50 мкс и энергии разряда 0,3...0,6 Дж. Параметры используемых режимов приведены в табл. 1.

Кинетику массопереноса при ЭИЛ исследовали гравиметрическим методом. Массу катода и анода измеряли через каждые 30 с легирования с помощью весов ВЛДП-200 с погрешностью  $\pm 2 \cdot 10^{-4}$  г. По результатам измерений были построены соответствующие графические зависимости изменения массы электродов и подложек на единицу площади от продолжительности ЭИЛ.

Исследование зависимостей влияния энергетических параметров процесса ЭИЛ на шероховатость легированной поверхности проводили на профилографе Telesurf-6.

Испытания на жаростойкость проводили в соответствии с ГОСТ 9.312—89 в печах с окислительной атмосферой. В процессе исследования образцы взвешивали на весах с точностью 10<sup>-6</sup> г через 1, 2, 5, 10, 25, 50 и 100 ч отжига при температуре 950 °C.

Для выполнения материаловедческих исследований было привлечено оборудование Распределенного центра коллективного пользования ИСМАН.

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Для определения оптимального режима нанесения защитных покрытий была исследована зависимость массопереноса анода-катода от времени обработки (рис. 1, см. стр. 2 обложки) при разных режимах нанесения (см. табл. 1). Ход кривых имеет классический вид, которые изменяются симметрично, т.е. при уменьшении массы электрода  $dm(\text{э})$  происходит привес подложки  $dm(\text{п})$  и наоборот. Опираясь на полученные зависимости, можно сделать вывод, что режим Р-6 обеспечивает максимальный массоперенос за минимальное время без образования прижогов на поверхности и сплошность покрытия до 100 %.

В зависимости от энергии разряда толщина покрытия варьируется от 5 до 35 мкм (табл. 2). При этом с увеличением энергии разряда сплошность покрытия повышается и достигает до 100 %, а параметр шероховатости  $R_a$  увеличивается с 6,4 до 9,6 мкм (исходный  $R_a = 1,5$  мкм).

С увеличением энергии разряда при ЭИЛ коэффициент переноса электродного материала  $K_s$ , равный отношению суммарного привеса подложки (катода) к суммарной убыли массы электрода, возрастает (см. табл. 2) и достигает максимально-го значения 70 % при режиме Р-5, после чего он снижается за счет более интенсивного выгорания расплавленного материала в зоне легирования.

Таблица 2

## Характеристики электроискровых покрытий

Режим ЭИЛ	Толщина покрытия, мкм	Сплошность, %	$K_s$ , %	$N_{\max}$	$R_a$		$R_z$ мкм
					$R_a$	$R_z$	
Исходная подложка	—	—	—	—	1,5	11	
P-3	5...10	85...95	50	3	6,4	37	
P-4	10...15	90...95	65	3	6,6	40	
P-5	20...25	95...100	70	2	7,0	49	
P-6	30...35	95...100	60	2	9,6	59	

Таблица 1

## Режимы нанесения покрытий

Режим	P-3	P-4	P-5	P-6
Энергия импульса, Дж	0,3	0,4	0,5	0,6

Ресурс работы изделия прямым образом зависит от толщины и качества наносимого покрытия на него. Известно [9, 10], что методом ЭИЛ возможно нанесение нескольких слоев покрытий, после чего эффективность процесса падает, и толщина покрытий сокращается. Установлено, что для режимов обработки Р-3, Р-4 оптимальное число проходов электродом по одной и той же поверхности  $N_{\max}$  составляет 3, а для режимов Р-5, Р-6 — 2 (см. табл. 2). Дальнейшее увеличение числа проходов приводит к снижению толщины покрытия из-за накопления остаточных напряжений.

На рис. 2 (см. стр. 2 обложки) приведена микроструктура образованного в результате ЭИЛ покрытия, полученного при режиме Р-5. Для электроискровых покрытий выделить структурные составляющие затруднительно. Согласно энергодисперсионному анализу установлено, что покрытие (спектры 1—3) состоит из элементов титана, алюминия и углерода в стехиометрическом соотношении, которые близки к MAX-фазе  $Ti_3AlC_2$  (% мас.: 73,9 Ti; 13,5 Al; 12,2 C). По результатам РФА поверхности покрытия установлено две фазы: TiC и  $TiAl_3$ , MAX-фаза не обнаружена. Это может быть связано с тем, что при ЭИЛ на воздухе она распадается и при кристаллизации образуются карбиды и интерметаллиды. В дальнейшем планируется нанесение защитных покрытий в защитной среде аргона. На границе подложка—покрытие концентрационные кривые элементов показывают, что содержание титана и ванадия снижается, а содержание алюминия и углерода возрастает, что соответствует расстоянию 4 мкм на рис. 3 (см. стр. 2 обложки). Четкой границы раздела между покрытием и подложкой нет, что свидетельствует о их высокой адгезионной прочности. При этом ванадий диффундирует практически на всю высоту покрытия (спектры, см. рис. 2 и 3). Состав верхнего участка покрытия (спектр 1), как правило, соответствует составу

исходного электрода и составляет для изучаемых режимов легирования 2...10 мкм. Из-за малой толщины верхнего слоя и особенностей метода РФА, структурные составляющие в нем определить затруднительно.

Исследование жаростойкости при  $T = 950^{\circ}\text{C}$  в течение 100 ч образцов сплава ВТ6 с защитными покрытиями из полученных материалов показало, что прирост массы образцов с защитным покрытием в несколько раз меньше прироста массы образца без покрытия (рис. 4). Характер наклона кривых, соответствующих образцам с покрытием после 20 ч отжига, практически не изменяется, т.е. по истечении этого времени окисление практически прекращается, тогда как масса образца без покрытия, судя по кривой, продолжает непрерывно расти. Это свидетельствует о перспективности применения полученных покрытий в качестве жаростойких.

## Выводы

Методом электроискрового легирования СВС-электродами на основе MAX-фазы системы Ti—Al—C получены качественные защитные покрытия на титановом сплаве ВТ6 толщиной 5...35 мкм, с параметром шероховатости  $R_a = 6,4...9,6$  мкм и сплошностью до 100 %. Длительные испытания на жаростойкость в окислительной атмосфере при температуре  $950^{\circ}\text{C}$  показали, что привес массы образцов с защитным покрытием после 20 ч выдержки прекращается и составляет менее 0,1 мг/мм<sup>2</sup>. При этом сплав ВТ6 без покрытия продолжает окисляться и после 100 ч его привес составил 0,5 мг/мм<sup>2</sup>.

Проведенные работы показывают перспективность использования СВС-электродов на основе MAX-фазы системы Т—Al—C для нанесения жаростойких покрытий методом электроискрового легирования на титановые сплавы.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

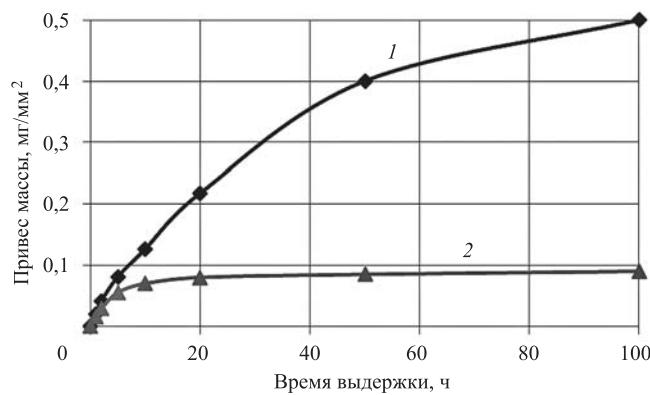


Рис. 4. Прирост массы образцов при испытаниях на жаростойкость:

1 — без покрытия; 2 — с защитным ЭИЛ-покрытием

1. Каблов Е.Н. Становление отечественного космического материаловедения / Вестник Российского фонда фундаментальных исследований. 2017. № 3 (95). С. 97—105.

2. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Эрозионно стойкие покрытия для лопаток компрессора газотурбинных двигателей // Электрометаллургия. 2016. № 10. С. 23—38.

3. Radovic M., Barsoum M.W. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics // American ceramic society bulletin. 2013. Vol. 92. Iss. 3. P. 20—27.

4. Tailoring  $Ti_3AlC_2$  ceramic with high anisotropic physical and mechanical properties / H.B. Zhang, C.F. Hu, K. Sato and all // Journal of the european ceramic society. 2015. Vol. 35. Iss. 1. P. 393—397.

5. Новиков А.С., Пайкин А.Г., Шулов В.А. Получение, свойства и перспективы применения MAX-

материалов на основе титана // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 11. С. 24–34.

6. **Бажин П.М., Столин А.М.** СВС-экструзия материалов на основе MAX-фазы Ti—Al—C // ДАН. 2011. Т. 439. № 5. С. 630–632.

7. **Получение** материалов на основе MAX-фазы  $Ti_2AlC$  методами СВС / С.Н. Галышев, Н.Г. Зарипов, В.А. Попов и др. // Композиты и наноструктуры. 2012. № 2. С. 5–10.

8. **Электроискровое** осаждение защитных покрытий на основе MAX-фаз / Е.И. Замулаева, Е.А. Левашов, Т.А. Свиридова и др. // Известия высших учебных за-

ведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. № 3. С. 73–81.

9. **Иванов В.И.** Причины ограничения толщины электроискровых покрытий и методы ее увеличения // Сварочное производство. 2017. № 3. С. 41–48.

10. **Верхотуров А.Д., Козырь А.В., Коневцов Л.А.** Исследование процесса формирования поверхностного слоя титанового сплава при электроискровом легировании с учетом критерия теплового воздействия // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2015. Т. 1. № 1 (21). С. 68–75.

УДК 621.791.755

**Ю.А. Самойлович**

(НИИ metallurgической теплотехники, г. Екатеринбург)

E-mail: platan09@yandex.ru

## Теплофизическая модель плазменной закалки гребня локомотивных колес

Разработана компьютерная программа для прогнозирования основных показателей термического режима плазменной обработки гребня локомотивного колеса — температур скоростей охлаждения, плотности теплового потока и толщины мартенситного слоя около рабочей поверхности гребня. Выполнена проверка адекватности результатов расчетного анализа путем сопоставления с данными термометрирования и результатами металлографического определения толщины мартенситного слоя. Новизна предложенной теплофизической модели состоит в способе задания теплообменных параметров факела плазмы таким образом, чтобы выполнить условия упрочнения металла у рабочей поверхности гребня в режиме микроплавления, а также в возможности использования расчетных значений температуры и скорости охлаждения для прецизионной оценки толщины мартенситного слоя.

Расчетная оценка временных термических напряжений, возникающих у рабочей поверхности гребня при плазменной закалке, показала преобладание значительных сжимающих напряжений, что согласуется с известными экспериментальными данными относительно остаточных напряжений в стальных образцах после плазменной обработки.

Использование предложенной компьютерной модели при определении рациональных режимов плазменной закалки локомотивного колеса позволит сократить затраты времени и материальных ресурсов по сравнению с чисто эмпирическим способом установления режимных параметров.

**Ключевые слова:** гребень бандажа, плазменная закалка, мартенситное упрочнение, сжимающие термические напряжения.

A computer program is developed to predict the main parameters of thermal mode of plasma hardening of locomotive wheel flange — temperature, quenching and heat-flow rate and thickness of martensitic layer of flange work surface. The assessment of adequacy of design analysis results is carried out by the means of comparison with the temperature profiling data and results of metallographic thickness test of martensitic layer. The way of entering the heat-exchange parameters of plasma jet to fulfil the conditions of metal hardening of flange work surface in melting mode and the possibility to use theoretical temperature and quenching rate values to assess precisely the thickness of martensitic layer is the originality of this model.

The assessment of temporary thermal stresses arisen in flange work surface during plasma hardening showed predominance of high stresses; it is consistent with known experimental data in relation to the imposed stresses in steel samples after plasma processing.

The use of suggested computer model in determining rational plasma hardening of locomotive wheel flange allows to reduce time and material resources consumption in comparison to the purely empirical method of operating parameters establishment.

**Keywords:** wheel flange, plasma hardening, martensitic hardening, compressive thermal stresses.

### Введение

Колеса подвижного состава (локомотива, вагона) железных дорог являются наиболее ответ-

ственным конструктивным элементом. Их разрушение всегда связано с крушением и влечет за собой серьезные социальные и экономические последствия. В связи с этим обеспечение работо-

способности и надежности колес при эксплуатации является одной из наиболее актуальных задач на железнодорожном транспорте.

Согласно нормативным документам ОАО "РЖД" срок службы колеса составляет 10...12 лет. Однако практика эксплуатации показывает, что колесные пары переходят в негодность через 0,8...1,5 года из-за интенсивного износа и образования ряда дефектов (трещин, выщербин, сколов).

Анализ изношенных поверхностей колес показывает, что образование дефектов и скорость нарастания износа в процессе эксплуатации зависят от микроструктуры поверхностного слоя.

Повышенная износостойкость локомотивных колес достигается при формировании на рабочей поверхности катания структуры мелкозернистого мартенсита с уровнем твердости, превышающим 750...800 HV при глубине закаленного слоя не менее 2...3 мм.

Повысить износостойкость поверхности колеса можно закалкой с печного нагрева либо с использованием токов высокой частоты, а также наплавкой на рабочей поверхности колеса системы валиков из высокопрочной стали.

Перспективным направлением повышения износостойкости колес является использование концентрированных потоков энергии — лазерного облучения и плазменной обработки [1—3]. С точки зрения эффективности применение плазменной дуги (струи) не уступает лазерному облучению, а по капитальным затратам при внедрении в массовое производство характеризуется минимальными финансовыми инвестициями.

Колеса локомотива в отличие от цельнокатанных колес вагона представляют собой более сложную конструкцию, состоящую из бандажа и центра. Бандаж и центр изготавливаются раздельно, а затем бандаж насаживается на центр с определенным натягом.

Центр изготавливают из стали 25Л, бандаж — из колесной стали № 2, содержащей 0,55...0,65 % C; 0,5...0,8 % Mn; 0,2...0,4 % Si, не считая неизбежных примесей.

Основным элементом бандажа является гребень (реборда), назначение которого состоит в предотвращении схода колеса с рельса на боковых поворотах железнодорожной колеи, которые наиболее часто встречаются при размещении железнодорожной колеи в гористой местности. К примеру, участок Восточно-Сибирской железной дороги от Иркутска до станции Слюдянка протяженностью 121 км на 92 % состоит из боковых поворотов (на горизонтальные участки приходится всего 9 км).

На боковом повороте гребень бандажного колеса подвергается давлению со стороны рельса, которое в несколько раз превышает предел текучести стали, что вызывает деформацию гребня и

последующее снижение износостойкости колеса в целом. Упрочнению гребня локомотивного колеса с использованием плазменной закалки посвящены работы [4—6].

Специфика плазменной закалки — сверхвысокая скорость нагрева и охлаждения стальных изделий (4000...5000 °C/c), что намного превышает критические значения скорости, гарантирующей превращение аустенита в мартенсит (150 °C/c) и обеспечивает достижение повышенной твердости стали в тонком слое изделия, контактирующем с плазмотроном.

В настоящее время плазменная закалка получила достаточно широкое применение в отечественном машиностроении. При этом разработка практической технологии плазменной закалки инструментальной стали, прокатных валков и деталей рельсового транспорта (колесных пар, бандажей колес локомотивов, крановых колес) зачастую осуществляется с использованием прямого эксперимента, что связано со значительными затратами времени и средств, причем не всегда можно полагаться на то, что эмпирическим путем будет достигнут наилучший результат.

Применение компьютерной (математической) модели, позволяющей прогнозировать кинетику мартенситного превращения и соответствующее повышение показателей прочности закаленной стали, позволяет осуществить обоснованный выбор рационального режима плазменной обработки и тем самым снизить расходы, связанные с освоением новой технологии.

В настоящей работе приведено описание теплофизической модели плазменной закалки гребня локомотивных колес при использовании плазмотрона специальной конструкции [7—9], оснащенного преобразователем газового потока, конфигурация сопла которого обеспечивает плотный контакт с рабочей поверхностью гребня (рис. 1, а, см. стр. 3 обложки).

Под воздействием высокотемпературного факела плазмы у рабочей поверхности гребня возникает зона термического влияния (рис. 1, б), в которой протекают процессы превращений аустенита и формирования упрочненного слоя толщиной несколько миллиметров.

### Основные уравнения теплофизической модели

Сформулируем задачу теплопроводности для гребня локомотивного колеса, упрочняемого плазменной закалкой.

Уравнение нелинейной теплопроводности для гребня имеет вид:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla^* (\lambda \nabla T) + Q, \quad (1)$$

где  $\rho$ ,  $C_p$ ,  $\lambda$  — значения массовой плотности, удельной теплоемкости и теплопроводности стали соответственно, в общем случае зависящие от локальной температуры стали;  $T$  — температура;  $t$  — время;  $Q$  — мощность источника теплоты вследствие протекания фазовых превращений.

Граничное условие на рабочей поверхности гребня, по которой движется плазматрон, принято в виде:

$$-\lambda \left| \frac{\partial T}{\partial n} \right|_{\text{пов}} = \alpha(T_s - T_p), \quad (2)$$

где  $n$  — нормаль к поверхности нагрева;  $\alpha$  — значение эффективного коэффициента теплопередачи от факела плазмы к поверхности гребня;  $T_p$ ,  $T_s$  — температуры факела плазмы и поверхности гребня соответственно.

На внешней поверхности гребня принято условие теплообмена:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_N(T_N - T_S), \quad (3)$$

где значения параметров  $\alpha_n$  и  $T_n$  отражают условия теплообмена нижней поверхности гребня с окружающей средой.

В настоящей работе используются следующие выражения параметров теплопередачи от факела плазмы к рабочей поверхности гребня:

$$\begin{aligned} \alpha &= ALM F_A(x, r, v), \\ T_p &= TSM E_T(x, r, v), \end{aligned} \quad (4)$$

где символами  $ALM$  и  $TSM$  обозначены максимальные значения коэффициента теплоотдачи и температуры факела плазмы, а с помощью функций  $F_A(x, r, v)$  и  $E_T(x, r, v)$  учитываются особенности распределения энергии плазменного факела на рабочей поверхности гребня и скорость перемещения плазматона вдоль гребня с заданной скоростью  $v$ .

Система уравнений (1)–(4) дополняется заданием начальной температуры гребня:

$$T(x, r, t_0) = T(x, r), \quad (5)$$

где  $x$ ,  $r$  — координаты по сечению нагреваемого гребня.

### Проверка адекватности теплофизической модели

Для контроля достоверности результатов расчета, выполненного с использованием предложенной теплофизической модели, воспользуемся приведенными в работе [10] данными термометрирования стальных образцов при их плазменной закалке со скоростью 4 мм/с.

Эксперименты в работе [10] состояли в измерении температур в образцах из стали 60Г, нагреваемых плоской струей низкотемпературной плазмы при использовании плазматрона конструкции Исакаева. С этой целью в стальные образцы зачеканили три тонкие хромель-алюмелевые термопары на расстоянии 1,0; 1,5 и 2,0 мм от нагреваемой поверхности.

Дополнительно проводили измерение поглощаемых нагреваемой поверхностью тепловых потоков с использованием специальных калориметров. Эксперименты выполнены при мощности плазматрона 40 кВт, напряжении 80 В и силе тока 250 А, с использованием азота в качестве плазмообразующего газа. Результаты измерений приведены в работе [10].

На рис. 2 представлены опытные данные работы [10] в сопоставлении с результатами расчетов по формулам (1)–(5) настоящей работы, выполненных при следующих параметрах низкотемпературной плазмы:  $TSM = 6000$  °C,  $ALM = 1600$  Вт/(м<sup>2</sup>·К),  $v = 4$  мм/с.

Сплошными линиями на рис. 2 показаны полученные расчетом графики распределения температуры на расстоянии 1 мм от поверхности нагреваемого образца для нескольких моментов времени от начала нагрева (цифры у графиков).

Точками на рисунке обозначены значения температуры  $T^m = 900$  °C, полученные экспериментальным путем и незначительно отличающиеся от расчетных данных.

Плотность теплового потока, полученная экспериментальным путем,  $GR^m$  изменяется в пределах 590...770 Вт/см<sup>2</sup> при изменении расстояния

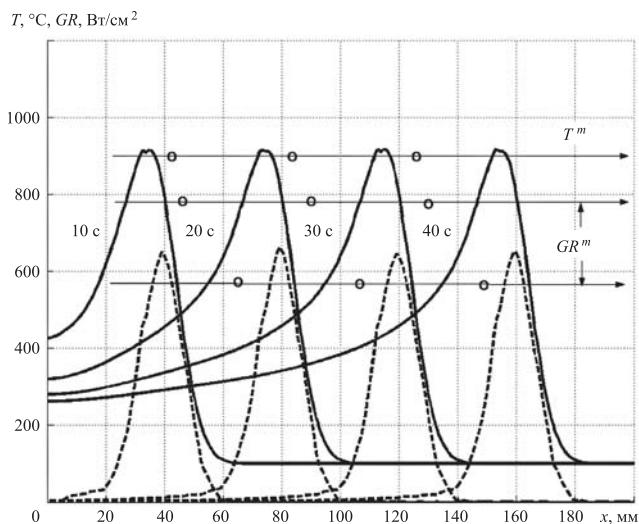


Рис. 2. Сопоставление расчетных и экспериментальных значений температуры (сплошные линии) и плотности теплового потока (штриховые линии) в стальном образце из стали 60Г при плазменной закалке со скоростью  $v = 4$  мм/с ( $x$  — координата вдоль оси гребня)

между соплом плазматрона и поверхностью образца 3...10 мм, тогда как максимальные расчетные значения параметра  $GR$  составляют  $730 \text{ Вт}/\text{см}^2$  (см. штриховые линии на рис. 2).

Отмеченное соответствие расчетных и опытных значений температуры и плотности теплового потока в поверхностном слое закаливаемого образца свидетельствует об адекватности предложенной теплофизической модели плазменной закалки.

### **Задание граничных условий с учетом механизма упрочнения стали**

Изучению сложного механизма упрочнения стали в процессе плазменной закалки посвящено большое число исследований, обсуждение которых приводится в ряде работ А.Е. Балановского [11—14].

Теплофизические параметры низкотемпературной плазмы позволяют стимулировать упрочнение поверхностного слоя стальных изделий за счет скоростной закалки в твердом состоянии (обработка без оплавления) либо за счет закалки при скоростной кристаллизации жидкой фазы (обработка с оплавлением).

Процессы скоростной закалки (без оплавления) достаточно глубоко изучены, разработаны технологические основы упрочнения широкого круга деталей и инструмента. В гораздо меньшей степени исследованы процессы упрочнения высоколегированных сталей, осуществляемых с использованием перекристаллизации после нагрева с оплавлением тонкого поверхностного слоя изделий. В этом случае необходимо соблюдать строгий температурный режим плазменного факела, чтобы обеспечить необходимый уровень упрочнения без опасений возникновения дефектов в закаленной зоне изделий, либо существенного снижения показателей твердости и пластичности стали.

При анализе температурного поля у рабочей поверхности гребня бандажного колеса будем исходить из предположения о том, что исходная структура гребня имеет вид смеси сорбита и верхнего бейнита, полученной в результате предшествующей термической обработки. Резкое повышение температуры на поверхности гребня при воздействии факела плазмы приводит к аустенизации исходной структуры в том случае, если температура металла на рабочей поверхности гребня превышает верхнюю границу аустенитного превращения ( $Ac_3$ ). Упрочнение стали является результатом превращения аустенит  $\rightarrow$  мартенсит при последующем охлаждении металла ниже температуры начала мартенситного превращения ( $TMO$ ).

Таким образом, основной механизм упрочнения стали в результате мартенситного превраще-

ния требует соблюдения двух условий протекания термического цикла:

$$\begin{aligned} T &> Ac_3 \text{ на стадии нагрева,} \\ T &< TMO \text{ на стадии охлаждения.} \end{aligned} \quad (6)$$

При этом необходимо учитывать, что высокая скорость нагрева в начальной стадии термического цикла приводит к повышению температуры превращения исходного перлита в аустенит, т.е. значений критических точек  $Ac_1$  и  $Ac_3$ . По данным работы [14], при скорости нагрева  $1000...10\,000 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , повышение температуры точки  $Ac_1$  составляет  $90 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , а точки  $Ac_3$  —  $130 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Для стали, содержащей  $0,5...0,6 \% \text{ C}$  и  $0,5...0,8 \% \text{ Mn}$ , значения критических точек  $Ac_1$ ,  $Ac_3$  при низких скоростях нагрева составляют  $730$  и  $743 \text{ }^{\circ}\text{C}$  соответственно. В связи с этим для завершения процесса превращения перлита в аустенит на этапе нагрева стали  $70$  при плазменной обработке граница температур сдвигается с  $Ac_3 = 743 \text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ .

В результате исследований плазменной закалки инструментальных сталей (90ХФ, Р6М5) в работах [15, 16] установлено, что дополнительное повышение твердости металла достигается за счет растворения карбидов при температуре, близкой к температуре плавления, а также за счет насыщения твердого раствора углеродом и существенного увеличения дисперсности мартенсита. При этом отмечается необходимость контроля температуры поверхности закаливаемого изделия в процессе обработки: чрезмерное превышение температуры поверхности стального изделия сверх точки плавления приводит, помимо роста зерна аустенита, к избыточному расплавлению металла и его выплеску за пределы полосы упрочнения.

Согласно В.А. Короткову [17], начальную стадию расплавления стали (так называемое "вспотевание" закаливаемой поверхности) при ручной плазменной обработке возможно фиксировать визуально с использованием сварочного светофильтра. При наличии автоматизированных средств контроля температуры поверхности закаливаемого стального изделия необходимо поддерживать на поверхности минимальный перегрев металла (не более  $40...50 \text{ }^{\circ}\text{C}$  сверх температуры ликвидуса стали). Для большого числа промышленных марок стали значения температур ликвидуса представлены в работах [18, 19].

Таким образом, при учете упрочнения рабочей поверхности гребня при плазменной закалке в режиме микрооплавления необходимо обеспечить выполнение следующих условий:

— непосредственно на рабочей поверхности гребня следует поддерживать температуру, несколько превышающую температуру ликвидуса;

— на нижней границе упрочняемого слоя необходимо обеспечить выполнение условий (6) с учетом влияния скорости нагрева на значение точки  $Ac_3$ .

Соответственно, определение теплофизических характеристик упрочняемого гребня локомотивного колеса при плазменной закалке включает решение задачи теплопроводности в два этапа:

этап 1 — численное решение системы уравнений (1)–(6) для определения поля температур  $T$ , скоростей нагрева и охлаждения  $W$  ( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ), градиентов температуры  $\text{grad}T = \partial T / \partial n$  ( $^{\circ}\text{C}/\text{см}$ ) и плотности локальных потоков теплоты  $GR = \lambda \text{grad}T$  ( $\text{Вт}/\text{см}^2$ ) на рабочей поверхности гребня;

этап 2 — решение обратной задачи теплопроводности — определение толщины закаленного слоя, при которой на нижней границе зоны упрочнения выполняется условие достижения температуры, гарантирующей полную аустенизацию стали в упрочняемом слое гребня.

Расчеты на первом этапе осуществляются при задании граничного условия (2) и некоторых максимальных значений коэффициента теплоотдачи  $ALM$ , температуры факела плазмы  $TSM$  в формулах (4), при которых температура на рабочей поверхности гребня достигает известного значения температуры ликвидуса стали с небольшим перегревом (в пределах  $50^{\circ}\text{C}$ ).

Решение обратной задачи теплопроводности осуществляется с учетом зависимости критической точки  $Ac_3$  от скорости нагрева с учетом найденных на первом этапе локальных значений  $W$  ( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ).

### Результаты расчетного анализа

Численное решение системы уравнений (1)–(6) методом конечных элементов осуществляется компьютерной программой и позволяет определить основные показатели температурного поля гребня — значения температур, скоростей охлаждения и плотности тепловых потоков. Ниже представлены результаты расчетов по определению основных показателей температурного поля в стальном гребне толщиной 30 мм при плазменной закалке для двух значений скорости перемещения плазматрона.

В качестве первого примера на рис. 3 приведены результаты определения температуры и скорости охлаждения упрочняемого слоя гребня при плазменной закалке со скоростью 5 мм/с. При проведении расчетов учитывали зависимость от температуры теплофизических свойств колесной стали, содержащей 0,6 % С, 0,8 % Mn и 0,45 % Si.

Результаты расчетов представлены в виде распределения температуры  $T$  и скорости охлаждения  $W = \partial T / \partial t$  на определенном отрезке пути сле-

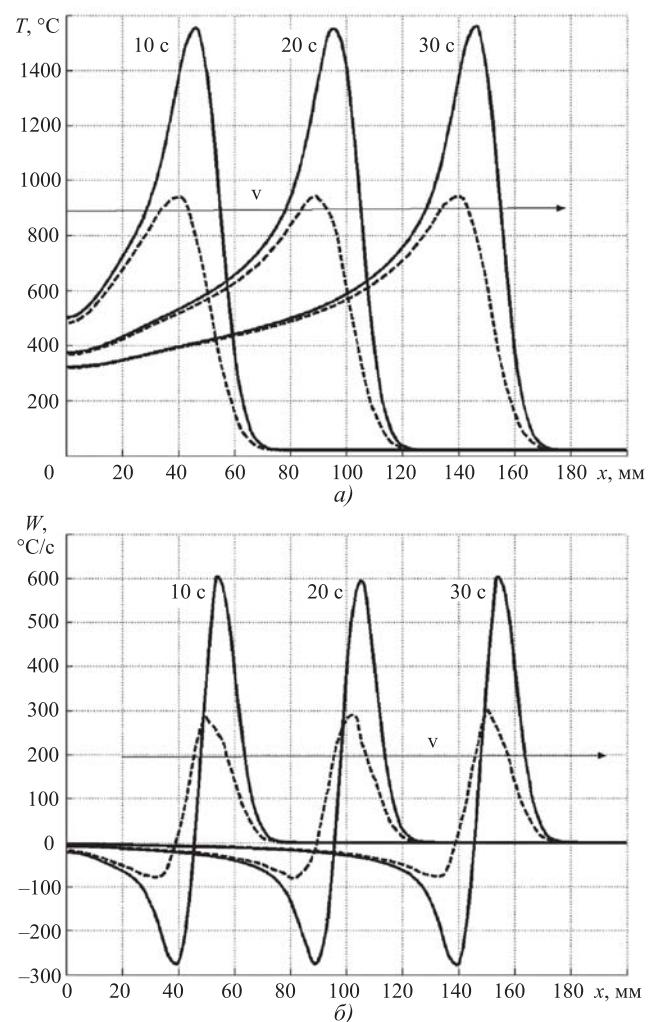


Рис. 3. Распределение температуры (а) и скорости охлаждения (б) при плазменной закалке гребня со скоростью 5 мм/с. Сплошные линии — для рабочей поверхности гребня, штриховые — для горизонта на расстоянии 3 мм от рабочей поверхности

дования плазматрона для нескольких моментов времени, указанных цифрами у графиков.

Расчеты выполнены при следующих значениях термических параметров плазменного факела:

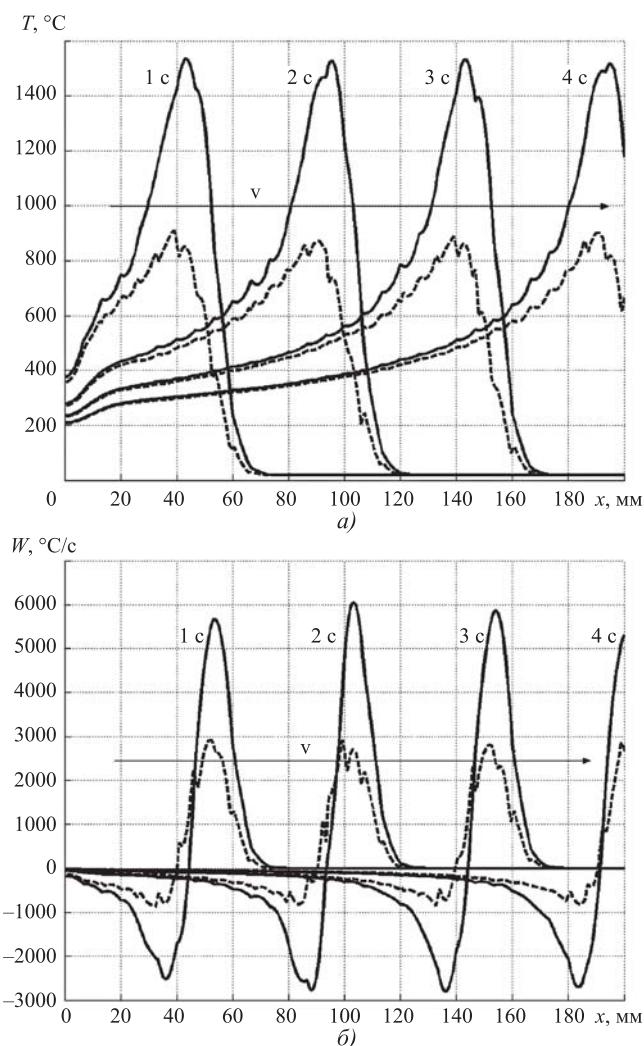
$$ALM = 1750 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}), \quad TSM = 9000^{\circ}\text{C}.$$

В этом случае на рабочей поверхности гребня в каждом термическом цикле достигается максимальная температура ( $\sim 1520^{\circ}\text{C}$ ), превышающая температуру ликвидуса стали с последующим быстрым остыванием до температуры  $30^{\circ}\text{C}$  за счет оттока теплоты в холодные внутренние слои гребня.

Для принятой в этом примере низкой скорости перемещения плазматрона удается обеспечить достаточно глубокий прогрев металла около рабочей

поверхности гребня. Как показано на рис. 3, а, при сохранении на рабочей поверхности температуры 1520 °С необходимая для аустенитизации температура (900 °С) наблюдается на расстоянии от рабочей поверхности 3 мм. При этом скорости охлаждения металла на этом расстоянии сохраняются на уровне, достаточном для протекания мартенситного превращения (см. штриховые линии на рис. 3, б).

Низкой скорости плазменной обработки гребня неизбежно сопутствует повышенный расход электроэнергии и плазмообразующего газа (азота, аргона). В связи с этим представляет практический интерес определение теплообменных параметров факела плазмы для повышенных значений скорости плазменной обработки.



**Рис. 4. Распределение температуры (а) и скорости охлаждения (б) при плазменной закалке гребня со скоростью  $v = 50$  мм/с. Сплошные линии — для рабочей поверхности гребня, штриховые — для горизонта на расстоянии 1 мм от рабочей поверхности**

Расчеты показали, что для скорости плазменной обработки 50 мм/с указанное требование выполняется при задании параметров

$$ALM = 4500 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К}), TSM = 10\,000 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Вместе с тем повышенной скорости плазменной обработки сопутствует возникновение высоких градиентов температуры по сечению гребня, в связи с чем существенно сокращается глубина прогрева металла, примыкающего к рабочей поверхности гребня.

Как показано на рис. 4, при задании скорости плазменной обработки 50 мм/с уровень температуры, необходимой до полной аустенитизации стали, достигается на расстоянии 1 мм от рабочей поверхности.

Компьютерная программа позволяет выполнить прецизионный анализ температурного поля упрочняемого гребня, благодаря которому получено уточненное значение толщины прогретого до контрольной температуры (900 °С) слоя металла толщиной  $\delta = 1,35$  мм.

Ниже приведено сопоставление результатов расчетного анализа поля температур в упрочняемом гребне при повышенной скорости плазменной обработки с экспериментальными данными, приведенными в [9] для иллюстрации возможностей применения плазматрона конструкции Э.Х. Исаакаева. Здесь изложены сведения о плазменной закалке локомотивного колеса диаметром 960 мм из стали, содержащей 0,6 % С; 0,8 % Mn; 0,45 % Si; 0,51 % V; 0,32 % Cr при ограниченном содержании примесей S и P (не более 0,03...0,035 %).

Предварительная термическая обработка колеса включала нагрев до температуры 830 °С, закалку и отпуск при 470 °С, после чего структура стали состояла из смеси сорбита и верхнего бейнита. Остывшее до температуры 30 °С локомотивное колесо помещали в устройство плазменной закалки, снабженное плазматроном с расширяющимся преобразователем потока плазмы и щелевым отверстием, выполненным по форме рабочей поверхности гребня с выкружкой. После размещения плазматрона на рабочей поверхности гребня колесо приводится во вращение от специального двигателя с частотой вращения 1 мин<sup>-1</sup>, что соответствует скорости перемещения плазматрона относительно рабочей поверхности гребня, равной 50 мм/с. В качестве плазмообразующего газа использовали азот.

В результате плазменной закалки на рабочей поверхности гребня формируется упрочненная зона общей толщиной не менее 4 мм, при наличии слоя мартенсита толщиной 1,5 мм, обладающего твердостью 710 HV. Таким образом, глубина мартенситного слоя, определенная в результате

металлографического анализа (1,5 мм), отличается от полученного расчетом значения ( $\delta = 1,35$  мм) не более чем на 10 %.

В теории плазменной обработки используется понятие эффективной тепловой мощности,  $\text{Вт}/\text{см}^2$ , плазменной струи  $q = \eta q_0(U, I)$ , где  $\eta$  — эффективный КПД процесса плазменного нагрева;  $q_0$  — функция электрических (управляющих) параметров плазматрона — тока обработки ( $I$ ) и рабочего напряжения ( $U$ ).

К примеру, в работе [20] для сканируемой плазменной дуги приводится соотношение:

$$q = \frac{0,877\eta UI}{BR_0}, \quad (7)$$

где  $B$  — ширина зоны сканирования;  $R_0$  — радиус пятна нагрева.

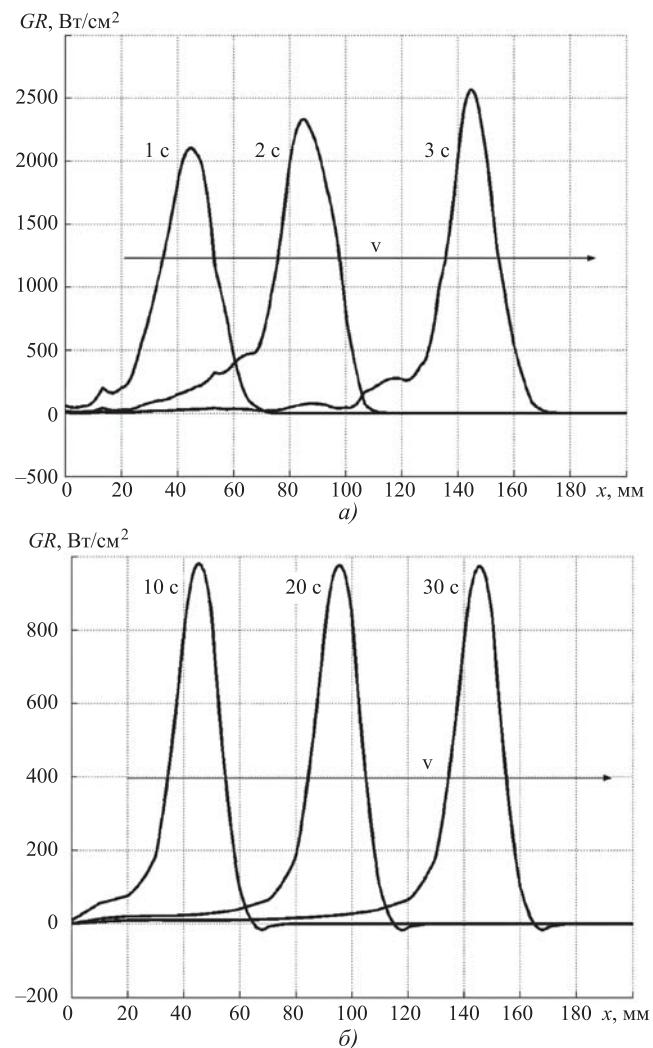
При этом значение эффективного коэффициента полезного действия  $\eta$  определяется чисто эмпирическим путем в зависимости от конструктивных показателей плазматрона и принятого расхода плазмообразующего газа.

Приравнивая параметр  $q$  плотности теплового потока, поглощаемого поверхностью закаливаемого изделия под пятном нагрева, получаем соотношение, связывающее теплофизический параметр  $GR$  с управляющими параметрами плазматрона — рабочим напряжением и током обработки.

На рис. 5 приведены результаты расчетного определения распределений плотности потока теплоты на рабочей поверхности гребня при скоростях плазменной обработки 50 и 5 мм/с. Максимальные значения плотности потока теплоты при скорости обработки  $v = 50$  мм/с составляют 2200...2500  $\text{Вт}/\text{см}^2$ . Такой интервал значений плотности теплового потока неоднократно фиксировался эмпирическим путем при ускоренных режимах плазменной закалки стальных изделий [21].

При уточнении параметров  $B$  и  $R_0$  теплого пятна на поверхности гребня значение плотности теплового потока  $GR$ , полученное расчетным путем, позволяет с помощью соотношения (7) выйти на оценку управляющих электрических параметров плазматрона — тока обработки  $I$  и рабочего напряжения  $U$ .

В заключение следует высказать некоторые соображения по вопросу, который выходит за пределы чисто теплофизической проблематики плазменной закалки гребня. Чрезмерно высокие скорости нагрева и охлаждения, а также неизбежно возникающие в колесных бандажах высокие перепады температур приводят к большим термическим напряжениям и, как следствие, к возникновению трещин в локомотивных колесах. Не случайно именно трещины в первую оче-



**Рис. 5. Распределение плотности теплового потока на рабочей поверхности гребня при плазменной закалке со скоростью  $v$ , мм/с:  
а — 50; б — 5**

редь упоминаются при перечислении наиболее распространенных дефектов локомотивного колеса (наряду с выщербинами и сколами).

Анализ термонапряженного состояния локомотивных колес в процессе термической обработки относится к числу наименее изученных вопросов общей теории плазменной закалки стальных изделий.

К примеру, в работе [22] расчет термических напряжений при плазменной закалке с использованием теории линейной термоупругости приводит к явно заниженным значениям напряжений по сечению гребня локомотивного колеса (не более 600 МПа).

Рассмотрим некоторые результаты расчетной оценки термических напряжений в гребне локомотивного колеса, полученные при использова-

нии несколько обобщенной теории термоупругости, с учетом влияния объемных изменений вследствие превращений аустенита, а также эффекта релаксации напряжений. Описание используемой в расчетах математической модели приведено в работах [23–25]. Результаты носят характер предварительной оценки напряжений, не учитывают сложные физические явления, сопровождающие процесс плазменной закалки с учетом микрооплавления и последующей кристаллизации стали.

На рис. 6 представлены графики распределения термоструктурных напряжений на участке гребня, вычисленных с использованием сведений относительно изменения поля температур и скоростей охлаждения по сечению гребня для

нескольких моментов времени, отсчитанных от начала плазменной закалки, представленных на рис. 3 и 4. Расчеты выполнены для двух режимов плазменной закалки при скорости перемещения плазматрона, равной 50 и 5 мм/с.

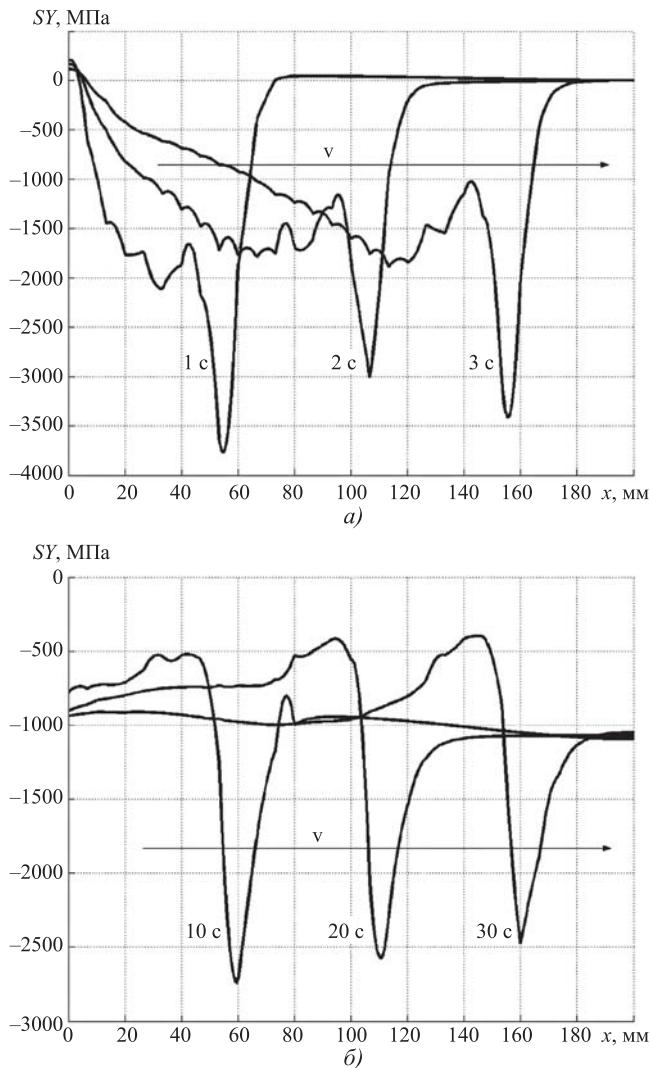
Из анализа графиков на рис. 6 следует, что перемещение плазматрона вдоль рабочей поверхности гребня сопровождается синхронным смещением пика сжимающих напряжений в упрочняемом слое, максимальное значение которых изменяется в пределах 2500...2700 МПа для скорости обработки 5 мм/с или в пределах 3000...3500 МПа для скорости 50 мм/с.

Сопоставляя графики напряжений (см. рис. 6) с графиками температур и скоростей охлаждения (см. рис. 3 и 4), приходим к следующему выводу: пиковые значения термоструктурных напряжений достигаются в те моменты времени, при которых температура на поверхности гребня изменяется в пределах 200...300 °C, а скорости охлаждения достигают значений 250 °C/c, т.е. пиковые значения сжимающих напряжений достигаются в интервале температур начала превращения аустенита в мартенсит при скорости охлаждения, превышающей пороговое значение (150 °C/c). Напомним, что коэффициент температурного расширения аустенита в легированной стали равен  $+2,08 \cdot 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ , а коэффициент расширения мартенсита составляет  $-1,8 \cdot 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ . Таким образом, превращение аустенита в мартенсит сопровождается существенным увеличением удельного объема стали, что является причиной возникновения сжимающих напряжений в зоне упрочнения гребня.

Следует отметить, что при экспериментальном определении остаточных напряжений в стальных образцах после плазменной закалки зафиксированы именно сжимающие напряжения. В работе [26] приведены результаты определения остаточных напряжений в образцах стали ШХ15СГ при закалке плазменной дугой с использованием азота и аргона в качестве плазмообразующего газа. Движение горелки плазматрона вдоль стального образца приводит к образованию закаленной полосы шириной 5...7 мм и толщиной 0,7...1,5 мм, твердость в центре которой по окончании процесса термообработки составляла 760...820 HV.

Остаточные напряжения в закаленных слоях определяли рентгеновским методом с использованием дифрактометра ДРОН-1.

Измерения показали, что в центре закаленной полосы сжимающие остаточные напряжения достигают 1200...1270 МПа, снижаясь до 800 МПа на краю полосы [26, рис. 5]. Аналогичные данные получены при плазменной закалке образцов инструментальной стали марок 9ХФ и Р6М5 в работе С.С. Самотутина [15].



**Рис. 6. Распределение термических напряжений  $SY$  на рабочей поверхности гребня при плазменной закалке со скоростью  $v$ , мм/с:**  
а – 50; б – 5

Предварительная термическая обработка образцов стали состояла в закалке в масло с температурой 1220 °С с последующим длительным отпуском при 550 °С и охлаждением на воздухе.

Последующая плазменная закалка образцов позволяет получить зону упрочнения толщиной 3,0...3,5 мм с твердостью 880...900 НВ.

При измерении остаточных напряжений в упрочненном слое закаленных образцов использовали рентгеновский метод в сочетании с дифрактометром ДРОН-3. Результаты измерений показали, что в результате плазменной закалки на поверхности образцов стали 9ХФ возникают сжимающие остаточные напряжения 1250...1400 МПа, которые на глубине слоя 3 мм скачкообразно уменьшаются и меняют знак, в результате чего на границе с основным металлом фиксируются растягивающие остаточные напряжения ~500 МПа.

Установленное экспериментом наличие сжимающих остаточных напряжений согласуется с полученными расчетным путем сжимающими временными напряжениями на поверхности гребня бандажного колеса (см. рис. 6). Вместе с тем полученные расчетом максимальные значения временных термоструктурных напряжений представляются чрезмерно завышенными, что свидетельствует о необходимости построения более содержательной математической модели при анализе термомеханических явлений при плазменной закалке.

Предложенная в настоящей работе теплофизическая модель лежит в основе полуэмпирического метода определения (уточнения) рациональных режимов плазменной закалки стальных изделий. Цель полуэмпирического подхода состоит в достижении экономии времени и материальных ресурсов (по сравнению с чисто эмпирическим подходом) при определении рационального режима плазменной закалки для нового типа плазмотрона либо нового вида стального изделия за счет использования теплофизической модели в сочетании с лабораторными экспериментами по уточнению теплообменных параметров плазмы.

Последовательность операций полуэмпирического подхода с использованием теплофизической модели плазменной закалки изложена в работе [27].

## Выводы

1. Разработана компьютерная программа для прогнозирования основных показателей термического режима плазменной обработки гребня локомотивного колеса — температур, скоростей охлаждения, плотности теплового потока и толщины мартенситного слоя у рабочей поверхности гребня.

Выполнена проверка адекватности результатов расчетного анализа путем сопоставления с данными термометрирования и результатами металлографического определения толщины мартенситного слоя.

2. Новизна предложенной теплофизической модели состоит в способе задания теплообменных параметров факела плазмы (*TSM, ALM*) таким образом, чтобы выполнить условия упрочнения металла у рабочей поверхности гребня при плазменной закалке в режиме микрооплавления, а также в возможности использования расчетных значений температуры и скорости охлаждения для прецизионной оценки толщины мартенситного слоя у поверхности гребня.

3. Расчетная оценка термических напряжений, возникающих при плазменной закалке гребня, показала преобладание значительных сжимающих напряжений у рабочей поверхности гребня, что согласуется с известными экспериментальными данными относительно знака остаточных напряжений в поверхностном слое стальных образцов после плазменной закалки.

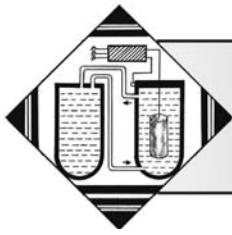
4. Использование предложенной компьютерной модели при определении рациональных режимов плазменной закалки локомотивного колеса позволяет сократить расходы времени и материальных ресурсов по сравнению с чисто эмпирическим способом установления режимных параметров.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И., Комар В.И. Плазменное поверхностное упрочнение. Киев: Техника, 1990. 109 с.
2. Сафонов Е.Н. Плазменная закалка деталей машин. Нижний Тагил: НТИ (филиал) УРФУ, 2014. 116 с.
3. Донской А.В., Клубников В.С. Электроплазменные процессы и установки в машиностроении. Л.: Машиностроение, 1979. 221 с.
4. Иванов П.П., Исакаев Э.Х., Изотов В.И. Эффективный способ поверхностного упрочнения железнодорожных колес // Сталь. 2000. № 1. С. 63—66.
5. Гонтарук Е.И., Ильичев М.В., Исакаев Э.Х. Новая технология поверхностного плазменного упрочнения стальных изделий // Сталь. 2002. № 6. С. 78—81.
6. Антиповский С.В., Тюфтяев А.С. Технология плазменного упрочнения гребней колесных пар // Сварочное производство. 2009. № 6. С. 45—48.
7. Исакаев Э.Х. Влияние угла раскрытия канала выходного электрода на характеристики плазмотрона // Теплофизика высоких температур. 1994. Т. 32. № 4. С. 627—628.
8. Устройство для плазменной обработки: патент 2152445 (C1) / Э.Х. Исакаев, А.С. Тюфтяев, А.Э. Яблонский. Опубл. 10.07.2000, Бюл. № 19.

9. **Способ** упрочнения локомотивных и колесных пар: патент 2454469 (C2) / Е.Х. Шахпазов, Г.А. Филиппов, Э.Х. Исакаев. Опубл. 10.03. 2012, Бюл. № 7.
10. **Ильичев М.В., Мордынский В.Б., Терешонок Д.В., Тюфтиев А.С.** Экспериментальное и расчетно-теоретическое исследование распределения температуры внутри изделия при обработке низкотемпературной плазмой // Физика и химия обработки материалов. 2014. № 6. С. 38–43.
11. **Балановский А.Е.** Плазменные технологии в промышленности: состояние и перспективы // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 6. С. 9–14.
12. **Балановский А.Е.** Основные вопросы плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 1) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 12. С. 18–30.
13. **Балановский А.Е.** Основные вопросы плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 2) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 1. С. 25–34.
14. **Балановский А.Е.** Основные вопросы плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Часть 3) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 2. С. 20–30.
15. **Самотугин С.С.** Плазменная обработка инструментальных сталей // Сварочное производство. 1997. № 9. С. 8–11.
16. **Самотугин С.С., Мазур В.А.** Плазменное микроподогревание и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 4. С. 29–37.
17. **Коротков В.А.** Новое в поверхностной закалке // Горное оборудование и электромеханика. 2011. № 11. С. 42–46.
18. **Смирнов А.А., Неделькович Л.** Расчет температуры ликвидуса стали // Сталь. 1996. № 3. С. 15–19.
19. **Макуров С.Л.** Экспериментальное и расчетное определение температуры ликвидуса сложнолегированных сталей // Вестник Приазовского гос. техн. ун-та. 2003. Вып. 13. С. 1–4.
20. **Домбровский Ю.М.** Физические основы и технология плазменного поверхностного упрочнения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 3. С. 14–25.
21. **Лыков А.М.** Упрочнение стали плазменными генераторами // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 2. С. 71–75.
22. **Карпинос Б.С., Петров С.В.** Тепловое и термоизотропное состояние железнодорожных колес при локальной поверхностной обработке // Проблемы прочности. 2004. № 3. С. 112–123.
23. **Самойлович Ю.А.** Анализ термоизотропного состояния рельсов при объемной закалке // Металлург. 2011. № 11. С. 65–72.
24. **Самойлович Ю.А.** Временные и остаточные напряжения в прокатных валках при электрозакалке // Изв. вузов. Черная металлургия. 2015. № 1. С. 15–26.
25. **Самойлович Ю.А.** Возможности повышения эксплуатационного ресурса крупных мелющих шаров из высокомарганцевистой стали при использовании термоизотропной обработки // Бюллетень "Черная металлургия". 2017. № 6. С. 73–80.
26. **Линник В.А., Онегина А.К.** Поверхностное упрочнение сталей методом плазменной закалки // Металлургия и термическая обработка металлов. 1983. № 4. С. 2–5.
27. **Самойлович Ю.А.** Применение низкотемпературной плазмы для повышения эксплуатационного ресурса плужного лемеха сельскохозяйственных машин // Бюллетень "Черная металлургия". 2017. № 9. С. 81–89.





# ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.357.7

**В.И. Балакай, К.А. Шпанова, К.В. Мурзенко**  
(Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ)  
имени М.И. Платова, г. Новочеркасск)  
E-mail: balakaivi@rambler.ru

## Влияние тонкодисперсных соединений электроосаждаемого металла на свойства никелевых покрытий

Рассмотрен способ нанесения никелевых покрытий из хлоридного электролита, содержащего тонкодисперсные соединения электроосаждаемого металла. Разработан хлоридный электролит для нанесения никелевых покрытий. Исследовано влияние тонкодисперсных соединений электроосаждаемого металла на физико-механические свойства (микротвердость, внутренние напряжения, пористость, сцепление) электролитического покрытия на основе никеля, осажденного из хлоридного электролита.

**Ключевые слова:** электролитическое покрытие, никелирование, свойства осадка, микротвердость, блеск, пористость, сцепление, электроосаждение, тонкодисперсные соединения.

*Method for applying of nickel coatings from chloride electrolyte containing fine electrodeposited metal compounds is discussed. Chloride electrolyte is developed for the application of nickel coatings. The effect of finely dispersed electrodeposited metal compounds on the physical and mechanical properties (microhardness, internal stresses, porosity, adhesion) of electrolytic coating based on nickel precipitated from chloride electrolyte is studied.*

**Keywords:** electrolytic coating, nickel plating, sediment properties, microhardness, gloss, porosity, adhesion, electrodeposition, finely dispersed compounds.

### Введение

В работе [1] впервые показана возможность ускорения электроосаждения металлов и сплавов и изменения физико-механических свойств покрытий при нанесении их из электролитов, содержащих коллоидные и тонкодисперсные соединения электроосаждаемого металла. Предложенный механизм электроосаждения металлов и сплавов из электролитов, содержащих коллоидные и тонкодисперсные соединения, позволил объяснить, почему плотности тока в близких по составу электролитах могут различаться на два порядка (на первый взгляд, без видимых причин). Различия эти легко объяснить, если учесть возможность стабилизации тонкодисперсных систем соединений разряжающихся металлов и их участия в образовании металлического покрытия на катоде.

Стабильность и дисперсность коллоидных и тонкодисперсных соединений никеля в отсутствие добавок органических веществ, способных стабилизировать дисперсные системы, должны быть наиболее высокими в растворах на основе однозаряд-

ных анионов, т.е. в растворах хлоридов, ацетатов, сульфаматов, фторборатов. Из справочных данных известно, что электролиты на основе этих анионов отличаются высокой производительностью, превышающей производительность сульфатных растворов при никелировании (при одинаковой концентрации солей никеля) на порядок и выше.

Резкое (более чем на порядок) повышение производительности хлоридного электролита с pH = 1,0 при повышении температуры минимум до 40 °C объясняется усилением гидролиза солей никеля [2] и большей вероятностью образования эффективной подвижной системы пор из восстанавливающихся на катоде тонкодисперсных систем соединений никеля в прикатодном слое.

Повышение предельных скоростей электроосаждения при участии в катодном процессе нанесения металлических покрытий тонкодисперсных частиц соединений наносимого металла обусловлено только увеличением скорости транспортировки тонкодисперсных соединений, в основном, вследствие их электрофоретического переноса к катоду [3].

Получая гидроксиды и основные соли различных металлов из водных растворов в качестве катализаторов, Э. Матевич с сотрудниками [4] установили, что наиболее пригодные системы получались при подщелачивании растворов солей металлов с однозарядными анионами (хлорид, ацетат, нитрат и т.д.), когда в них присутствовало определенное количество многозарядных анионов. Частицы катализатора были при этом монодисперсными, обладая одинаковой морфологией и структурой. Все это было подтверждено электронно-микроскопическими, рентгенофазовыми и другими методами [4].

В присутствии трехзарядного аниона (борной или фосфорной кислоты) и при введении анионов органических кислот возможно возникновение у исходных систем гидроксидов и основных солей никеля определенных полимерных характеристик, не считая того, что введение трехзарядных анионов придает им монодисперсность и другие свойства. Полимеры являются лучшими стабилизаторами тонкодисперсных систем как в обычных растворах, так и в электролитах, содержащих коллоидные и тонкодисперсные соединения. Известно, что слои полимеров облегчают протекание жидкости между частицами твердой фазы и движение твердой фазы в жидкости. Это может дать вклад в снижение диффузионных затруднений.

Интенсификация процесса никелирования в присутствии борной кислоты в разбавленном вдвое электролите Уоттса может быть объяснена тем, что в электролитах за счет коллоидных и тонкодисперсных соединений возникает подвижная система пор вблизи электрода с благоприятными параметрами для размешивания трудноразмешиваемой части диффузионного слоя.

Таким образом, борная кислота, введенная в электролит, содержащий коллоидные и тонкодисперсные соединения, является не только буферной добавкой, а интенсифицирует процесс никелирования.

Восстановление коллоидных и тонкодисперсных соединений при формировании металлических покрытий может осуществляться несколькими путями. Они в некоторой степени аналогичны предложенным для восстановления суспензий [1]:

1) прямое восстановление частицы:

для солей —  $[M^{n+} + nA^-] + ne \rightarrow M + nA^-$ ;

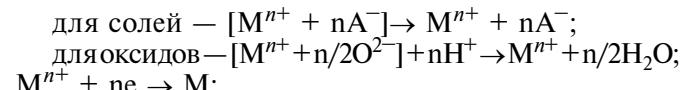
для оксидов —  $[M^{n+} + n/2O^{2-}] + ne + n/2H^+ \rightarrow M + n/2OH^-$ ;

2) участие в переносе электронов промежуточного вещества X, образующегося на электроде в ходе процесса:

для солей —  $[M^{n+} + nA^-] + nX \rightarrow M + nX^+ + nA^-$ ;

для оксидов —  $[M^{n+} + n/2O^{2-}] + nX + nH^+ \rightarrow M + nX^+ + n/2H_2O$ ;

3) распад частиц труднорастворимого вещества на ионы и разряд иона металла или аниона на катоде:



4) адагуляция с образованием на катоде:

а) тиксотропной пленки. В этом случае пленка может восстанавливаться, не мешая миграционным потокам разряжающихся одновременно ионов (очевидно, что затруднений массопереноса в этом случае быть не должно);

б) пленки не тиксотропного характера.

Таким образом, при восстановлении на катоде тонкодисперсных частиц соединений электроосаждаемого металла имеется много стадий, каждая из которых может стать лимитирующей, если благодаря эффективному размешиванию в подвижной системе пор у катода устраняются или снижаются диффузионные ограничения. При этом вместе с повышением предельной рабочей катодной плотности тока может возрасти поляризация катода, которая одновременно с тонкодисперсными соединениями электроосаждаемого металла будет влиять на физико-механические свойства осаждаемых покрытий.

### Методика эксперимента

Электроосаждение композиционных электрохимических покрытий (КЭП) никель—кобальт—оксид кремния—фторопласт проводили в стеклянном стакане объемом 250 мл. В качестве анодов использовали два никелевых образца размерами 80×30×2 мм марки НПА1, которые располагали параллельно катоду с двух сторон. Электролиты готовили из реактивов марок х.ч. и ч.д.а. на дистиллированной воде. Корректировку pH электролита проводили 20%-ным раствором соляной кислоты или 25%-ным водным раствором гидроксида натрия. Перемешивание электролита осуществляли магнитной мешалкой. Выход по току (ВТ) КЭП никель—кобальт—оксид кремния—фторопласт определяли по методике, описанной в работе [5].

Микротвердость покрытий определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при постоянной нагрузке на индентор 0,981 Н (100 гс) на плоских образцах из стали размерами 15×15×1 мм и с толщиной покрытия не менее 20 мкм. В каждом случае проводили не менее двух параллельных опытов для получения воспроизводимых опытных данных. На каждом образце делали по пять замеров. Продолжительность выдержки образца под нагрузкой — 10 с, а время опускания и подъема индентора — не менее 15 с.

Внутренние напряжения (ВН) покрытий определяли методом гибкого катода [6]. В качестве катода использовали тонкую стальную пластину толщиной 0,012 см размером 4×2 см. Верхний конец катода жестко закрепляли, а сторону, противоположную аноду, изолировали. На этой же стороне лаком

закрепляли вольфрамовую проволоку диаметром 0,5 мм и длиной 7...10 см для определения изгиба катода. Положение вольфрамовой проволоки перед электролизом фиксировали с помощью микроскопа МИР. По изменению положения проволоки в процессе электролиза определяли изгиб катода. Величину ВН покрытия рассчитывали по формуле:

$$ВН = \frac{Ed^2z}{3\delta l^2},$$

где  $E$  — модуль упругости стали, МПа;  $d$  — толщина катода, м;  $z$  — изгиб катода, м;  $\delta$  — толщина покрытия, м;  $l$  — длина катода, м.

Пористость покрытий определяли методом наложения фильтровальной бумаги по ГОСТ 9.302—88 на плоских образцах с размерами 15×15×1 мм, изготовленных из меди или ее сплавов.

Покрытия осаждали на плоские образцы из стали марки Ст3, меди или ее сплавов. Предварительную подготовку поверхности образцов проводили по известным методикам [7].

Прочность сцепления покрытий с основой из меди или ее сплавов определяли методом неоднократного изгиба образца на 90° до полного излома по ГОСТ 9.302—88, размеры образцов 25×15×1 мм, толщина покрытия 12 мкм.

Определение рассеивающей способности (РС) электролитов проводили по методам Херринга и Блюма и Хулла [7] в угловой ячейке объемом 100 мл.

Блеск никелевых покрытий определяли с помощью блескомера ФБ-1А. Эталоном, блеск которого принимали за 100 %, служила полированная медная пластина, покрытая слоем блестящего никеля толщиной 20 мкм, при определении блеска никелевых покрытий, и серебряное зеркало — при определении блеска серебряных покрытий.

### Результаты эксперимента и их обсуждение

В качестве основного компонента для разработки высокопроизводительного электролита выбран хлорид никеля. Хлоридные электролиты представляют большие возможности для ускорения процесса никелирования, в них наблюдается меньшая тенденция к коагуляции золей и наростам на покрытиях [8, 9]. Кроме того, преимуществами хлоридных растворов, по сравнению с сульфатными, являются их высокая электропроводность, хорошее растворение в них анодов.

Устойчивость в присутствии хлорида никеля золей и тонких взвесей гидроксидов и основных солей никеля в прикатодном слое и положительный заряд коллоидных и микрогетерогенных частиц может привести к интенсификации процесса электролиза и изменению свойств покрытий.

При повышении производительности электролита должно увеличиваться защелачивание прикатодного слоя, так как обычно вместе с никелем

на катоде выделяется водород. При этом создаются условия для образования вблизи катода золя гидроксидов или основных солей никеля, имеющего большую концентрацию, чем при низких плотностях тока. В данном случае устойчивость более концентрированных золей снижается.

Чтобы при повышении производительности значение pH прикатодного слоя не сдвигалось слишком резко в сторону pH начала гидратообразования ( $pH_r$ ), приводя к быстрой коагуляции и образованию грубодисперсных частиц гидроксида, а следовательно, к затруднению их восстановления, в высокопроизводительных электролитах необходимо снижать pH в объеме раствора.

Для ускорения катодного процесса частицы золя должны быть заряжены положительно. Заряд им может быть сообщен адсорбирующими катионами никеля или (и) водорода, так как известно, что в первую очередь на дисперсных частицах адсорбируются те из неорганических ионов, которые входят в состав ядра частицы.

Предположили, что подбором более эффективного стабилизатора при одновременном снижении pH электролита можно получить более эффективную (оптимальную) подвижную систему пор из тонкодисперсных частиц у катода и интенсифицировать процесс электроосаждения никеля [1].

Используя метод математического планирования экстремальных экспериментов Бокса—Уилсона, разработали хлоридный электролит для нанесения покрытий, обладающий повышенными свойствами, г/л: 200...300 хлорид никеля шестиводный; 2,5...5 сульфат никеля семиводный; 30...40 борная кислота; 0,5...2,0 хлорамин Б; 3...8 мл/л кубовые остатки 1,4-бутандиола (КОБ). При pH = 1,0...5,5 и температуре 20...60 °C рабочий диапазон катодной плотности тока составляет 0,5...50 А/дм<sup>2</sup>.

Важными характеристиками никелевых покрытий являются: степень блеска, микротвердость, внутренние напряжения, адгезия, коррозионная стойкость, равномерность распределения по поверхности сложнопрофилированных деталей, пористость и т. д. В связи со спецификой восстановления на катоде коллоидных и тонкодисперсных частиц соединений никеля по сравнению с разрядом из ионов, можно ожидать включения в никелевое покрытие невосстановившихся соединений никеля, входящих в состав дисперсной частицы. Это может привести к изменению свойств покрытий.

Значения выхода по току (ВТ) никеля в зависимости от катодной плотности тока, температуры и pH приведены в таблице. Доверительный интервал значений ВТ дан с доверительной вероятностью 0,95.

Микротвердость покрытий с повышением катодной плотности тока от 1 до ≈31 А/дм<sup>2</sup> при температуре электролита 60 °C сначала повыш-

**Зависимость ВТ никеля от катодной плотности тока и температуры электролита**

Катодная плотность тока, А/дм <sup>2</sup>	ВТ никеля, %, при					
	рН = 1,0		рН = 3,0		рН = 5,0	
	и температуре, °C					
	20	60	20	60	20	60
0,5	84 ± 3	—	89 ± 3	—	92 ± 3	—
1,0	86 ± 3	—	91 ± 2	—	95 ± 3	—
2,5	88 ± 2	—	93 ± 1	—	97 ± 3	—
5,0	90 ± 2	—	95 ± 1	—	99 ± 3	—
7,5	93 ± 2	—	—	88 ± 2	—	92 ± 3
10	—	84 ± 3	—	90 ± 2	—	94 ± 3
25	—	87 ± 2	—	92 ± 1	—	95 ± 3
50	—	88 ± 2	—	93 ± 1	—	97 ± 3
75	—	91 ± 1	—	—	—	—

шается от 2580 до 2730 МПа, а затем снижается до 2700 МПа при увеличении катодной плотности тока до 50 А/дм<sup>2</sup> (рис. 1, а). Такой же ход зависимости наблюдается при температуре 20 °C. При повышении катодной плотности тока от 0,5 до ≈5,5 А/дм<sup>2</sup> микротвердость сначала повышается от 2400 до ≈2700 МПа, а затем снижается до 2670 МПа при увеличении катодной плотности тока до 7,5 А/дм<sup>2</sup> (рис. 1, б).

Для традиционных электролитов, в которых разряд металла происходит из его ионов, такая зависимость является нестандартной. Однако для электролита, высокая производительность которого объясняется особым механизмом восстановления вместе с ионами коллоидных и тонкодисперсных соединений электроосаждаемого металла, такая зависимость микротвердости покрытий от плотности тока является косвенным доказательством специфики катодного процесса. Если еще не достигнут потенциал восстановления тонкодисперсных частиц или потенциал восстановления уже достигнут, но из-за полидисперсности частиц восстановление происходит не полностью, то повышается количество включений в покрытии. Это изменяет структурочувствительные свойства. При достижении потенциала полного восстановления коллоидных и тонкодисперсных соединений никеля и при их монодисперсности количество включений невосстановившихся частиц в покрытии снижается, поэтому наблюдается снижение микротвердости.

Зависимости пористости покрытий от катодной плотности тока при различных температурах электролита приведены на рис. 2. С повышением катодной плотности тока от 1 до ≈30...32 А/дм<sup>2</sup> при температуре электролита 60 °C пористость сначала повышается от 13 до 16 пор/см<sup>2</sup>, а затем

снижается до 15 пор/см<sup>2</sup> при увеличении катодной плотности тока до 50 А/дм<sup>2</sup> (рис. 2, а). Такой же ход зависимости наблюдается при температуре

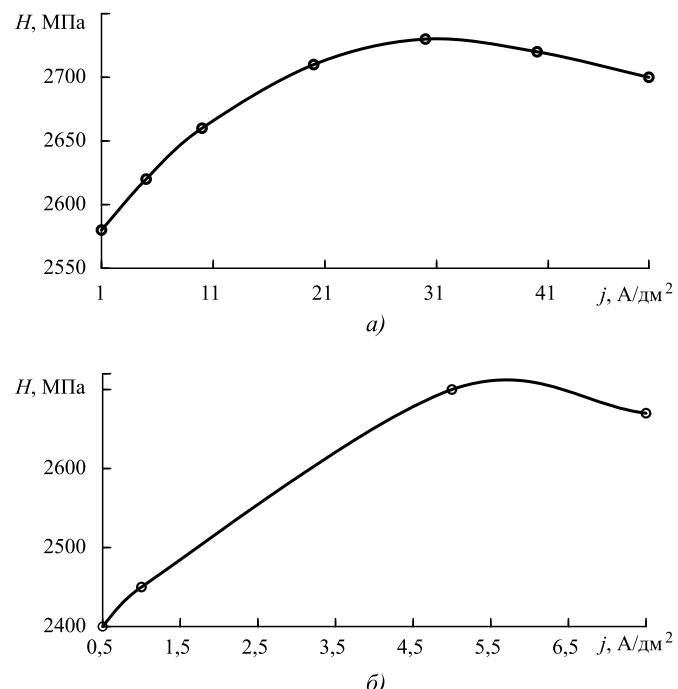


Рис. 1. Зависимость микротвердости никелевых покрытий  $H$  от катодной плотности тока  $j$  в электролите основного состава при  $\text{рН} = 1,0$  и температуре, °C:  
а — 60; б — 20

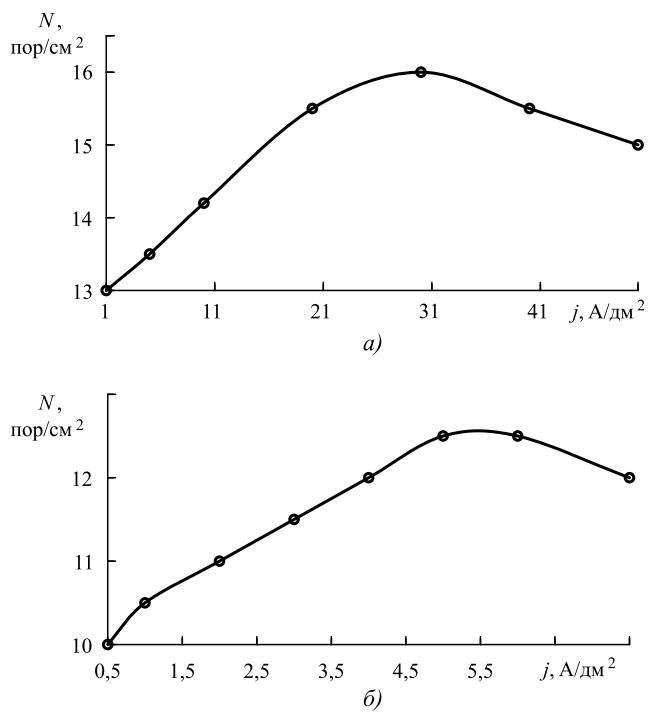


Рис. 2. Зависимость пористости никелевых покрытий  $N$  от катодной плотности тока  $j$  при  $\text{рН} = 1,0$  и температуре, °C:  
а — 60; б — 20; при толщине покрытия 3 мкм

20 °C. При повышении катодной плотности тока от 0,5 до  $\approx 5,5 \dots 6,0 \text{ A/dm}^2$  пористость сначала повышается от 10 до  $\approx 12,5 \text{ пор/cm}^2$ , а затем снижается до 12 пор/ $\text{cm}^2$  при увеличении катодной плотности тока до 7,5 A/dm<sup>2</sup> (рис. 2, б).

Зависимость ВН никелевых покрытий, осажденных из электролита основного состава с pH = 1,0, от катодной плотности тока и температуры электролита показана на рис. 3. Измерения проводили в момент окончания электролиза, наблюдали напряжения растяжения. Ход приведенной на рис. 3 зависимости такого структурочувствительного свойства, как ВН, подтверждает приведенное выше об изменениях микротвердости покрытий в электролитах, содержащих коллоидные и тонкодисперсные соединения электроосаждаемого металла.

С повышением катодной плотности тока от 1 до  $\approx 30 \dots 32 \text{ A/dm}^2$  при температуре электролита 60 °C ВН сначала повышается от 195 до 203 МПа, а затем снижается до 202 МПа при увеличении катодной плотности тока до 50 A/dm<sup>2</sup> (рис. 3, а). Такой же ход зависимости наблюдается при температуре 20 °C. При повышении катодной плотности тока от 0,5 до  $\approx 5,0 \text{ A/dm}^2$  — сначала повышается от 232 до  $\approx 240 \text{ МПа}$ , а затем снижается до 238 МПа при увеличении катодной плотности тока до 7,5 A/dm<sup>2</sup> (рис. 3, б).

Режимы электролиза (катодная плотность тока, pH и температура электролита) влияют на блеск покрытий так, как это показано на рис. 4, 5.

Согласно двухфакторной теории блескообразования [10] для получения блестящих покрытий необходимы два условия: 1) образование в прикатодном слое коллоидных частиц типа [Me·A]<sub>кол</sub> (где Me — ион металла, A — анион), которые обладают свойствами восстанавливаться водородом или электронами катода; 2) должны быть созданы силы, которые выстраивают восстанавливающиеся коллоидные частицы по форме фазовой поверхности "жидкость 1 — жидкость 2". При этом жидкость 1 — электролит в объеме, а жидкость 2 — слой электролита у катода, где вязкость повышенна благодаря присутствию дисперсных частиц. Силы поверхностного натяжения на этой границе и создают жидкоподобную поверхность блестящих покрытий.

С увеличением катодной плотности тока от 1 до  $\approx 30 \dots 32 \text{ A/dm}^2$  при температуре электролита 60 °C блеск сначала повышается от 41 до 75 %, а затем снижается до 70 % при увеличении катодной плотности тока до 50 A/dm<sup>2</sup>. Такой же ход зависимости наблюдается при температуре 20 °C. При повышении катодной плотности тока от 0,5 до  $\approx 5,0 \text{ A/dm}^2$  — сначала повышается от 27 до  $\approx 42 \text{ \%}$ , а затем снижается до 40 % при увеличении катодной плотности тока до 7,5 A/dm<sup>2</sup> (см. рис. 4).

С увеличением pH электролита от 1,0 до 5,5 блеск сначала повышается от 22 до 40 %, а затем

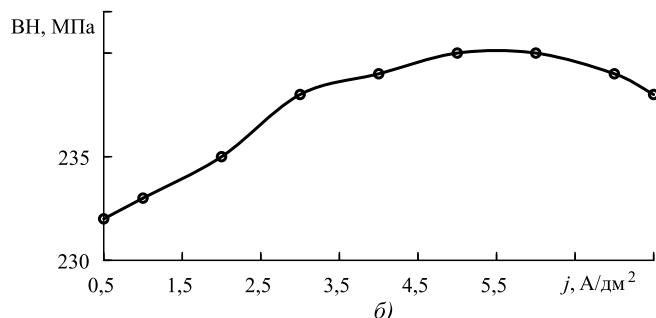
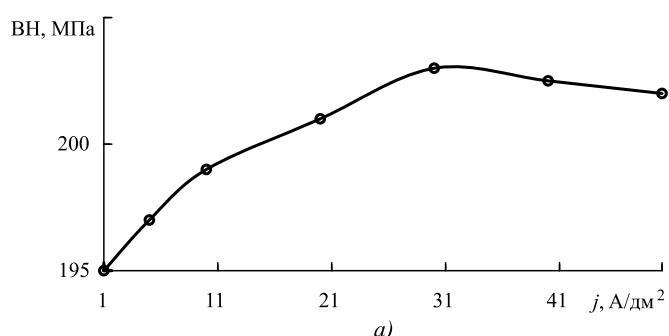


Рис. 3. Зависимость ВН никелевых покрытий от катодной плотности тока  $j$  при pH = 1,0 и температуре, °C: а — 60; б — 20 при толщине покрытия 12 мкм

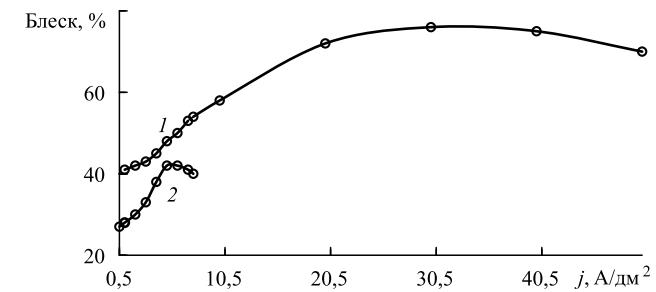


Рис. 4. Зависимость блеска никелевых покрытий от катодной плотности тока при pH = 3,0 и температуре, °C: 1 — 60; 2 — 20

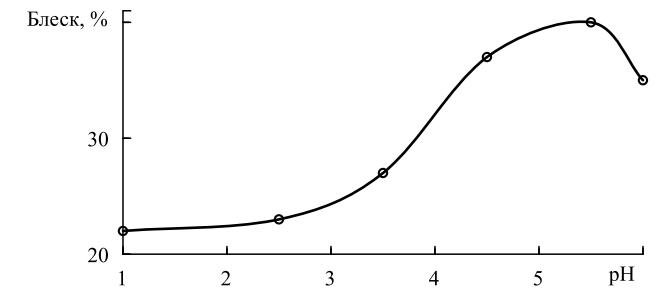


Рис. 5. Зависимость блеска никелевых покрытий от pH электролита, осажденных при температуре 20 °C и катодной плотности тока 2 А/dm<sup>2</sup>

снижается до 35 % при увеличении температуры до pH = 6 на образцах, покрытых при катодной плотности тока 2 A/dm<sup>2</sup> (см. рис. 5).

Максимальный блеск никелевых покрытий наблюдается примерно при тех же плотностях тока,

что и максимальная микротвердость. Это указывает на существенные изменения в слое электролита, прилегающего к катоду при этих режимах электролиза.

Кроме того, с повышением рабочей плотности тока из-за выделения на катоде совместно с никелем водорода в прикатодных слоях повышается pH. При pH выше определенного значения (в зависимости от температуры, состава и концентрации компонентов в электролите и т. д.) достигается  $\text{pH}_\text{г}$  никеля.

Увеличение блеска покрытий с повышением температуры электролита связано с увеличением степени гидролиза электролита и формированием у катода слоя с повышенной частичной концентрацией. Видимо, частицы при этих температурах становятся более тонкодисперсными. Однако при температуре выше 70 °C может происходить разложение органических добавок-стабилизаторов тонкодисперсных систем, придающих устойчивость подвижной системе пор в трудноразмешиваемой части диффузационного слоя. Это способствует разрушению этой системы и резкому снижению степени блеска формирующихся никелевых покрытий.

Это приводит к образованию слишком крупных частиц гидроксидов и основных солей и к разрушению фазовой поверхности более вязкого слоя (жидкость 2) у поверхности электрода. При этом исчезает второй фактор, способствующий блеску гальванических покрытий по [10]. Нарушается также гидродинамический режим у поверхности растущего блестящего покрытия. По мнению авторов статьи, особый гидродинамический режим создается электроповерхностными явлениями в подвижной системе пор у катода при одновременном восстановлении вместе с ионами металла тонкодисперсных частиц его соединений.

Сцепление никелевых покрытий с основой из стали, меди и ее сплавов удовлетворяет ГОСТ 9.302—88.

Измерения РС хлоридного электролита никелирования (по методу Херринга и Блюма) проводили в зависимости от катодной плотности тока, состава электролита и режима электролиза. РС в данных растворах почти не отличается от РС применяемых в промышленности сульфатно-хлоридных электролитов блестящего никелирования, использующих в качестве блескообразующей добавки 1,4-бутиндиол (БД) [11], и находится в пределах 8...25 %.

При электроосаждении блестящих никелевых покрытий в промышленности в основном используются электролиты, которые работоспособны только при повышенных температурах (45...65 °C). Это приводит к увеличению энергетических затрат, к ускорению испарения электролита из ванны и поэтому требует постоянной корректировки электролита, дополнительного времени на разо-

грев ванны до нужной температуры, постоянного контроля температуры электролита и т.д. Разработанный электролит работает как при повышенной температуре, так и при комнатной.

## Заключение

1. Разработан высокопроизводительный хлоридный электролит блестящего никелирования состава, г/л: 200...300 хлорид никеля шестиводный; 2,5...5 сульфат никеля семиводный; 30...40 борная кислота; 0,5...1,5 хлорамин Б; 3...8 мл/л КОБ. При pH = 1,0...5,5 и температуре 20...60 °C рабочие пределы катодной плотности тока составляют 0,5...50 А/дм<sup>2</sup>. Данный электролит имеет более широкий рабочий диапазон температур и повышенные свойства осадка, чем в широко используемых в промышленности сульфатно-хлоридных электролитах.

2. Исследованы физико-механические свойства никелевых покрытий (микротвердость, ВН, пористость, блеск, ВТ никеля). Показано, что на свойства оказывают влияние тонкодисперсные соединения электроосаждаемого металла и при увеличении катодной плотности тока значения микротвердости, ВН, пористости, блеска проходят через максимум.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудрявцева И.Д., Куказ Ф.И., Балакай В.И. Электроосаждение металлов из электролитов-коллоидов // Итоги науки и техники. 1990. Т. 33. С. 50—85.
2. Baes C.F., Mesmer R.E. The Hydrolysis of Cations. N.Y.: John Wiley and Sons. 1976.
3. Селиванов В.Н. Особенности, закономерности электроосаждения металлов из электролитов-коллоидов и технологические решения: дис. ... д-ра техн. наук. Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2002. 314 с.
4. Matijevic E. Preparation and properties of monodispersed metal hydrous oxide latices / Trends in electrochemistry. 1976. 191 р.
5. Практикум по прикладной химии / под ред. Н.Т. Кудрявцева, П.М. Вячеславова. Л.: Химия, 1973. 264 с.
6. Шмелева Н.М. Контролер работ по металлопокрытиям. М.: Металлургия, 1966. 175 с.
7. Ямпольский А.М., Ильин В.А. Краткий справочник гальваниотехника. Л.: Машиностроение, 1981. 269 с.
8. Грань Т.В., Хейфец В.Л. Пути интенсификации процесса электроосаждения никеля // Цветные металлы. 1964. № 4. С. 22—26.
9. Хейфец В.Л., Грань Т.В. Электролиз никеля. М.: Металлургия, 1975. 334 с.
10. Кайкарис В.А. Двухфакторная теория блескообразования // Электрохимия. 1967. Т. 3. Вып. 10. С. 1273—1279.
11. Практикум по прикладной электрохимии: учеб. пособие / Н.Г. Бахчисарайцаян, Ю.В. Борисоглебский, Г.К. Буркат и др. / под ред. В.Н. Варыпаева, В.Н. Кудрявцева. Л.: Химия, 1990. 304 с.



# УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.793.74

**Р.А. Каракулов, Ю.В. Панфилов**  
(МГТУ им. Н.Э. Баумана),  
**В.Н. Ильин** ("Тиком-М")  
E-mail: ruslankarakulov@yandex.ru

## Повышение адгезионной прочности металлизации диэлектриков перед пайкой с арматурой СВЧ-приборов

Разработаны тонкопленочная структура для металлизации диэлектрических материалов и технология ее нанесения. Приведены результаты экспериментов по определению оптимальной толщины слоев покрытий из Ti, Cu, Ni, нанесенных на керамику 22ХС.

**Ключевые слова:** пайка, металлизация, покрытие, диэлектрик, магнетронное распыление.

*Thin-film structure for metallization of dielectric materials and the technology of its deposition is developed. The results of experiments on determination of the optimal thickness of layers of Ti, Cu, Ni coatings applied to 22KhS ceramics are presented.*

**Keywords:** soldering, metallization, coating, dielectric, magnetron sputtering.

### Введение

Увеличение мощности излучения СВЧ-техники требует применения материалов с повышенными характеристиками: тангенсом угла диэлектрических потерь ( $\tg\delta$ ), теплопроводностью, коэффициентом температурного линейного расширения (КТЛР), механической прочностью (табл. 1). Наилучшим комплексом этих характеристик обладают

корундовая (22ХС) и алюмонитридная керамики (AlN) [1], поликристаллический CVD-алмаз, исследуется возможность использования карбида кремния (SiC).

В условиях эксплуатации приборов (большие перепады температур, разрежение  $\sim 10^{-5}$  Па) на надежность соединений диэлектриков с металлической арматурой влияет адгезионная прочность покрытия (металлизации) изоляторов. Поэтому требуется разработать многослойную структуру и технологию ее нанесения, которые будут обеспечивать максимальную адгезионную прочность покрытия, превышающую когезионную прочность самого диэлектрика.

### Разработка металлизационной структуры

Известно, что наилучшими адгезионными показателями обладает титан (Ti), поэтому его используют в качестве первого слоя многослойного покрытия. Так как манжеты под пайку чаще всего медные, то используются припои с близким к меди коэффициентом термического расширения

Таблица 1

### Свойства диэлектриков, применяемых в СВЧ-технике

Материал	$\text{КТЛР} \cdot 10^6$ , 1/К	Тепло- провод- ность, Вт/(м·К)	Предел проч- ности, МПа	$\tg\delta \cdot 10^4$
22ХС	7,9	12,1	314	15
AlN (Нитал-17)	4,5	100	225	55
CVD-алмаз	0,8	2000	500	0,5
CVD-SiC	4,4	150	480	0,6

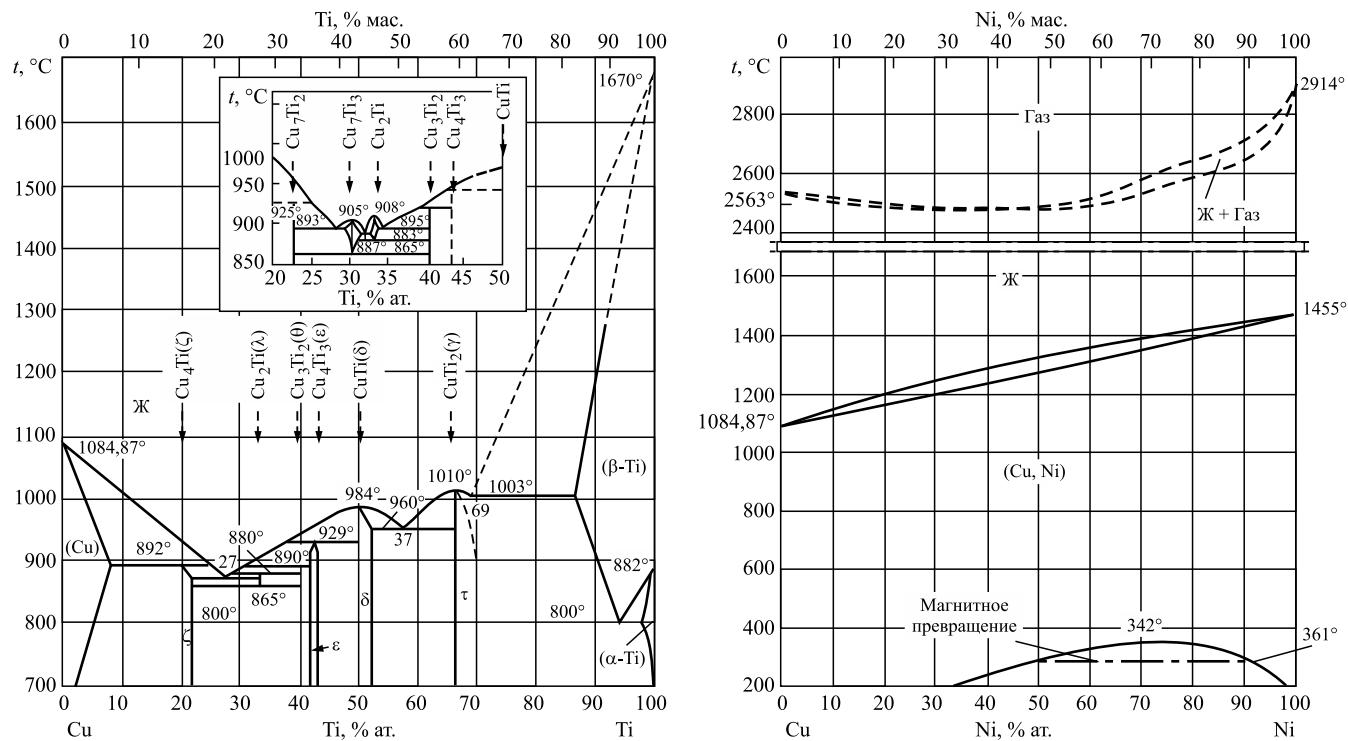


Рис. 1. Диаграммы состояний Cu-Ti, Cu-Ni

типа ПСР-72. Температура пайки данным припоем составляет 780 °С. Для лучшей смачиваемости припоем поверхности покрытия применяется никель (Ni) как заключительный слой металлизации. Для образования монолитной структуры без резких границ целесообразно использовать в качестве второго слоя медь (Cu), так как при температурах отжига покрытия образуется эвтектическое соединение Ti—Cu, а на границе медь—никель — твердый раствор CuNi. Режимы термообработки многослойной структуры выбирают исходя из анализа диаграмм состояний металлов покрытия (рис. 1) [2].

Таким образом, металлизация диэлектрика представляет собой последовательно нанесенные слои титана, меди и никеля (Ti—Cu—Ni). Выбор указанных металлов обеспечит их активное физико-химическое взаимодействие в процессе высокотемпературного отжига при температуре 800...850 °С.

### Технология нанесения покрытия

Для исключения образования оксида титана на границе слоев Ti—Cu решили использовать установку с двумя магнетронами и источником ионов типа "МВУ ТМ Магна Ш-01" (производитель АО "НИИТМ"), схема которой представлена на рис. 2.

Для нанесения покрытия используют только технологические источники M1, I1, M2. В первую очередь проводят ионную очистку изделия, далее

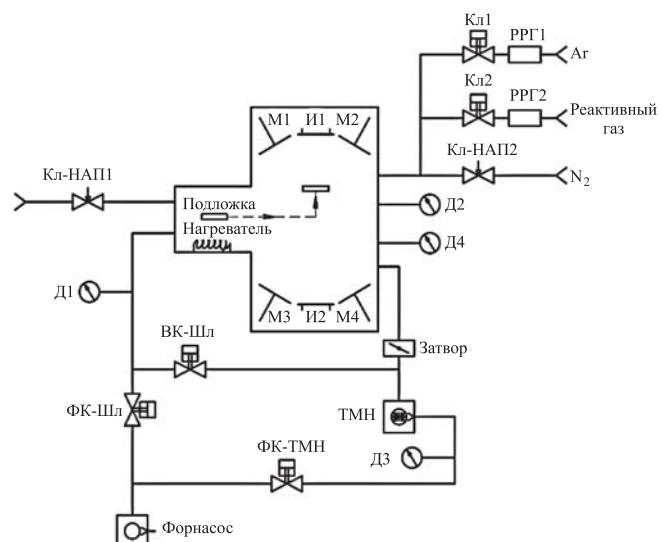


Рис. 2. Схема установки "МВУ ТМ Магна Ш-01": форнасос — форвакуумный насос; ТМН — турбомолекулярный насос; ФК-Шл, ФК-ТМН, ВК-Шл — пневматические клапаны; Кл-НАП1, Кл-НАП2 — клапаны напуска атмосферы; Кл1, Кл2 — клапаны электрические; РРГ1, РРГ2 — регуляторы расхода газа; Д1—Д4 — вакуумметры; М1—М4 — магнетронные источники; И1, И2 — источники ионов

**Таблица 2**  
**Параметры ионной очистки**

Показания РРГ (Ar), л/ч	0,6
Рабочее давление, Па	0,27
Сила тока, мА	60
Напряжение, кВ	1,5

**Таблица 3****Режимы нанесения покрытия**

Параметр	Материал		
	Титан	Медь	Никель
Показания РРГ (Ar), л/ч	1,0	1,0	1,0
Рабочее давление, Па	0,59	0,57	0,58
Мощность, кВт	1,5	1,0	1,0
Напряжение, В	308	370	435

последовательно осаждают слои титана и меди. Режимы обработки приведены в табл. 2 и 3. После разгерметизации камеры мишень одного из магнетронов заменяют на никелевую и наносят заключительный слой, предварительно проведя ионную очистку медного слоя.

### Оптимизация тонкопленочной структуры

Модель оптимизации толщины каждого слоя покрытия получена методом полнофакторного эксперимента (ПФЭ) по критерию максимальной адгезии, так как данный параметр один из наиболее значимых. Предполагается, что модель имеет вид полинома первого порядка, поэтому необходимое число экспериментов

$$N = u^k = 2^3 = 8,$$

где  $u$  — число уровней каждого фактора (должно быть на 1 больше порядка полинома);  $k$  — число исследуемых факторов.

В качестве диапазона варьирования толщин выбраны значения 200...1000 нм для каждого слоя на основании существующих разработок по данной тематике [3]. При этом если тенденция увеличения адгезии будет приближаться к границе одного из диапазонов, то эта граница будет сдвинута в соответствующую сторону, а ПФЭ проведен заново.

Оптимизацию толщин покрытия провели для случая использования керамики 22ХС. Были

проведены все эксперименты по металлизации керамического диска, а также операция отжига (рис. 3) в рабочей среде аргона при температуре 850 °C в течение 30 мин.

Адгезионную прочность измеряли методом отрыва с помощью прибора "Elcometer 106". Данный метод основан на измерении минимального разрывного напряжения, необходимого для отделения или разрыва покрытия в направлении,

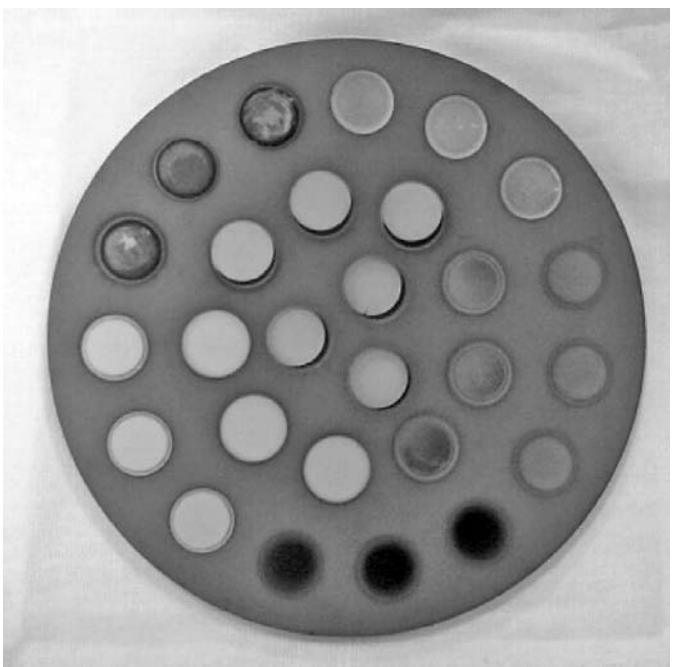


Рис. 3. Диск после отжига

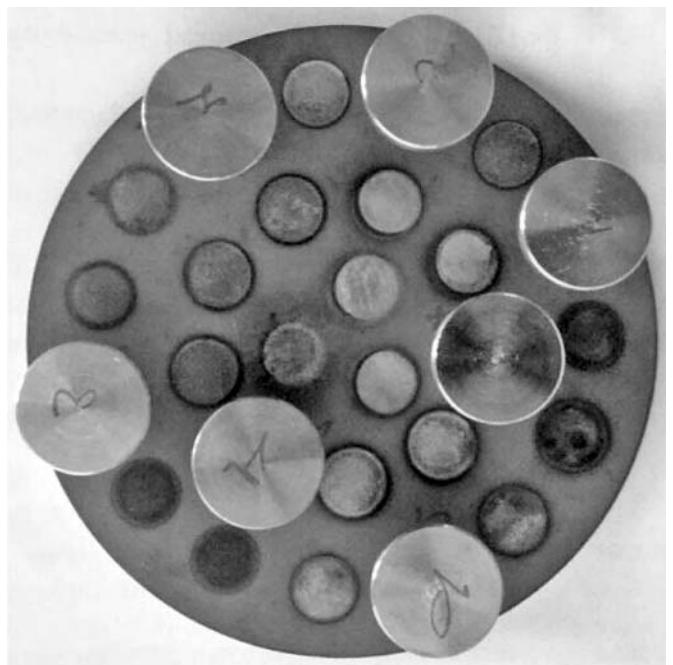
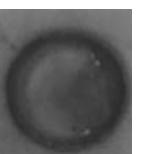
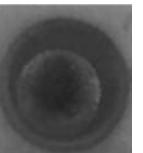
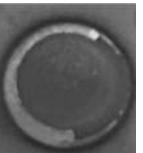
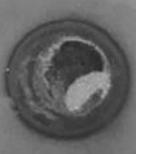
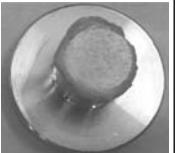
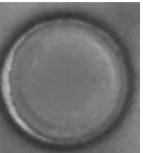


Рис. 4. Диск с припаянными образцами

Таблица 4

## Результаты проведения ПФЭ

Номер образца	Толщина, нм			Образец	Покрытие	Примечание
	Ti	Cu	Ni			
1	200	200	200			Отрыв при установке адгезиметра (покрытие осталось на образце)
2	1000	200	200			Отрыв при незначительной нагрузке
3	200	1000	200			Разрушение соединения при остывании в камере (после пайки)
4	1000	1000	200			Максимальная прочность 7,5 МПа
5	200	200	1000			Отслоение при нагрузке 1,25 МПа (покрытие осталось на образце)
6	1000	200	1000	—	—	—
7	200	1000	1000			Разрушение соединения при остывании в камере (после пайки)
8	1000	1000	1000			Отрыв при нагрузке 2 МПа

перпендикулярном к поверхности с нанесенным материалом [4]. Первые эксперименты проводили классическим методом, а именно: образцы ("грибки") приклеивали к исследуемому покрытию и измеряли необходимое усилие отрыва. Однако адгезионная прочность пленки оказалась выше прочности kleевого соединения, по которому и проходили разрывы. Поэтому было решено припаивать образцы к исследуемым покрытиям. К отдельным площадкам припаивали медные образцы припоеем ПСр-72 (рис. 4). Режимы пайки: подъем температуры до 650 °C за 20 мин, выдержка 10 мин, подъем температуры до 780 °C, выдержка 2 мин. Результаты повторных измерений адгезии покрытий представлены в табл. 4.

## Выводы

Было выявлено, что оптимальным соотношением толщин слоев покрытия обладает образец № 4.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ерошев В.К., Козлов Ю.А., Павлова В.Д. Конструирование и технология изготовления паяных металлокерамических узлов. М.: ЦНИИ "Электроника", 1988. 186 с.
2. Диаграммы состояний двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.
3. Пат. 2005135030/09 РФ. Способ изготовления окна вывода энергии СВЧ / Л.В. Ляпин, С.Н. Сытилин, М.А. Павлова. Заявл. 11.11.2005; опубл. 11.11.2015, Бюл. № 15.
4. ГОСТ 32299–2013. Материалы лакокрасочные. Определение адгезии методом отрыва. М.: Стандартинформ, 2014. 10 с.



**Е.А. Филатов, В.Н. Гадалов, Р.Ю. Ерохин, И.А. Макарова, Е.А. Ельников**  
*(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)*  
*E-mail: don\_filius@mail.ru*

## Повышение работоспособности клапана двигателя внутреннего сгорания методом ионно-плазменного нанесения наноструктурного покрытия (TiAlSi)N

*Рассмотрена технология нанесения наноструктурного ионно-плазменного покрытия (TiAlSi)N на ножку клапана двигателя внутреннего сгорания. Проведено исследование структуры, механических и триботехнических свойств данного покрытия. После сравнительного анализа с покрытием TiN предложены оптимальные технологические параметры для нанесения наноструктурного покрытия (TiAlSi)N.*

**Ключевые слова:** свойства покрытий, ионно-плазменные покрытия, износостойкость, плазменные технологии, упрочнение клапана.

*The application of nanostructured ion-plasma coating (TiAlSi)N on the pedicle valve of the internal combustion engine is considered. Structure, mechanical and tribological properties of the coating are studied. After comparative analysis with the TiN coating are offered optimal technological parameters for deposition of nanostructured coating (TiAlSi)N.*

**Keywords:** properties of coatings, ion-plasma coatings, wear resistance, plasma technologies, hardening of valve.

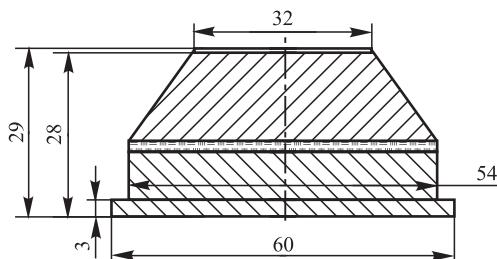
В целях повышения износостойкости и улучшения товарного вида на предприятиях автопрома поверхность клапанов подвергается химико-термической обработке методом карбонитрации. Данный комплексный процесс представляет собой низкотемпературную жидкостную обработку изделий в безцианистых солях, заключающийся в диффузионном насыщении поверхности обрабатываемых изделий атомами азота и углерода, нейтрализации солей карбонитрирования и придання обрабатываемой поверхности товарного вида.

Данная технология имеет ряд существенных недостатков: карбонитрация — относится к первой категории вредности производства; при нагревании солей в открытых ваннах выделяются вредные вещества, в том числе, аммиак — требуется мощная система вентиляции; хранение солей осуществляется в специальной таре, в специальном помещении; отходы необходимо сдавать на утилизацию; участок занимает много производственных площадей; требуется наличие химической лаборатории; одна из главных поверхностей клапана, подверженная износу, — рабочая фаска — освобождается от следов карбонитрации путем двух шлифовок; не устраняется возможность образования трещин и нагара на головке клапанов, так как поверхность покрывается не полностью; внешний вид клапана после карбонитрации "плавающий" от темно-серого до черного цвета; существует необходимость антисорбционной обработки поверхности клапана; твердость карбонитрированного слоя составляет 209...303 НВ при толщине слоя 8...10 мкм.

В данной работе предложена технология плазменного нанесения покрытия из (TiAlSi)N на рабочие поверхности клапана. Данное покрытие обладает жаропрочными, износостойкими и антикоррозионными свойствами, а также позволяет в комплексе решить все перечисленные выше проблемы существующего процесса.

Нанесение износостойких наноструктурных покрытий дает благоприятное сочетание вязкой сердцевины и твердости поверхностного слоя клапана, способного выдерживать температуру без структурного изменения.

Покрытие (TiAlSi)N было получено из катода, изготовленного методом СВС-прессования (рис. 1). Катоды электродуговых испарителей охлаждаются водой и имеют сложную форму. Методом СВС-прессования невозможно получить высокоплотный катод требуемой формы, поэтому в настоящее время из СВС-материалов изготавливают фрагменты простой формы в виде пластин, которые механически или пайкой крепят



**Рис. 1. Схема катода, полученного методом СВС-прессования**

к специальной водоохлаждаемой державке при вакуумно-дуговом напылении. При этом механическое крепление не обеспечивает эффективного охлаждения катода, а для соединения пайкой материалов на основе тугоплавких соединений необходимо применять специальные дорогостоящие припои и специальное оборудование, требующее высоких энергозатрат на нагрев соединяемых деталей. Поэтому желательно осуществить соединение продуктов СВС с водоохлаждаемым элементом в одну стадию непосредственно при синтезе катодного материала.

Для определения оптимальных технологических параметров было нанесено экспериментальное покрытие  $(\text{TiAlSi})\text{N}$  на сплав 40Х10С2М, который применяется для изготовления клапанов различных двигателей. Сталь жаростойкая и жаропрочная мартенситного класса. Образцы были исследованы на содержание капельной фазы титана на поверхности покрытия, определены толщина и микротвердость покрытия.

Представленные на рис. 2 структуры поверхности покрытий TiN и  $(\text{TiAlSi})\text{N}$  получены с помощью растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6390A. По результатам исследования снимков (рис. 3) установлено, что толщина покрытия TiN составляет 3,5...5 мкм, в то время как покрытие  $(\text{TiAlSi})\text{N}$  имеет толщину 1...2 мкм. Достоинством многокомпонентного покрытия является то, что отсутствует либо в меньшем количестве присутствует капельная фаза в виде чистого титана  $\alpha\text{-Ti}$  [1].

Главным недостатком метода катодно-ионной бомбардировки является наличие капельной фазы, которая в данном случае состоит из чистого титана, обладающего меньшей твердостью, чем основное покрытие. В покрытии  $(\text{TiAlSi})\text{N}$  содержание капельной фазы составляет примерно 1...2 %, а в покрытии TiN — до 30 % площади покрытия, что обусловлено повышением температуры испарения материала СВС-прессованного катода (рис. 4) [1].

Значения нанотвердости и модуля упругости (табл. 1) определены с помощью нанотвердомера Agilent Technologies G200 Nano Indenter (США).

Нанотвердость покрытий практически одинакова, следовательно, износостойкость покрытия

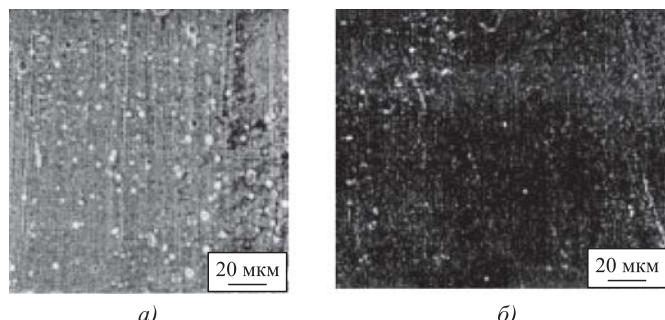


Рис. 2. Структура поверхности покрытия:  
а — TiN,  $\alpha\text{-Ti}$  10...20 % от площади поверхности; б —  $(\text{TiAlSi})\text{N}$ ,  $\alpha\text{-Ti}$  2 % от площади поверхности

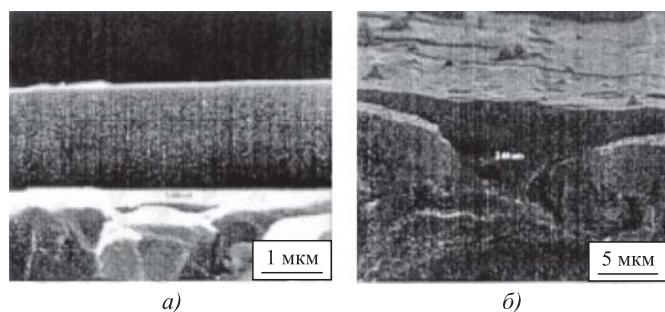


Рис. 3. Толщина покрытия  $(\text{TiAlSi})\text{N}$  1,49 мкм (а) и покрытия TiN 3,44 мкм (б)

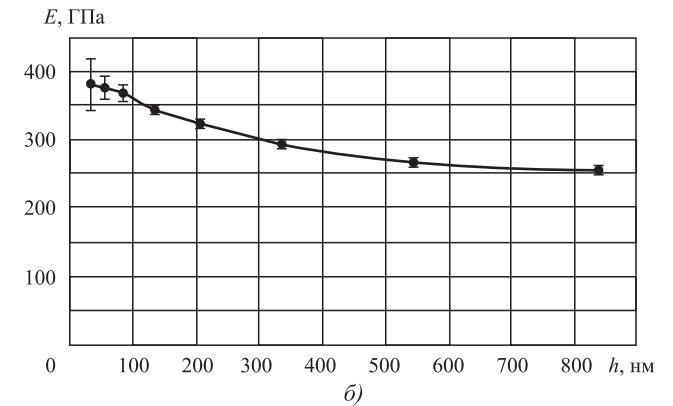
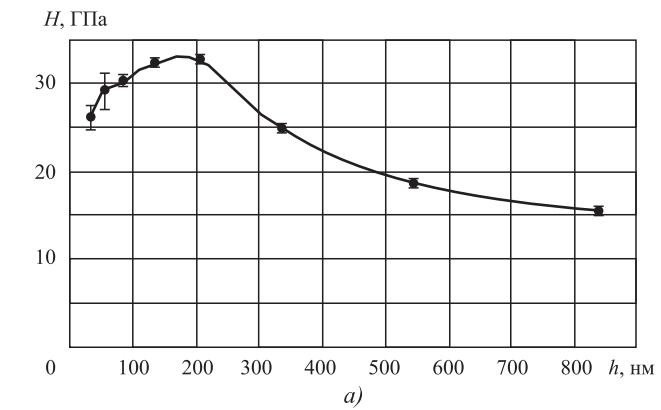


Рис. 4. Зависимости нанотвердости  $H$  (а) и модуля упругости  $E$  (б) от глубины индентирования для покрытия  $(\text{TiAlSi})\text{N}$

Таблица 1  
Результаты сравнительного анализа покрытий

Катод	Покрытие	$K$	Твердость $H$ , ГПа	Модуль упругости $E$ , ГПа	Толщина слоя, мкм
BT1-00	TiN	0,7	26...33	480	3,44...4,56
$\text{TiC}_{0,5}—50(\text{Ti}_{0,4}\text{Al}_{0,6}—20\text{Si})$	$(\text{TiAlSi})\text{N}$	0,5	26...34	380	1,0...1,7

Таблица 2

## Трибологические свойства покрытий

Покрытие	Толщина, мкм	Сила трения, Н	Нормальная нагрузка, Н	Коэффициент трения	Коэффициент износа	Скорость износа, мкм/мин	Время работы до разрушения, с
TiN	3,1	7,84	230	0,34	1,0	0,51	360
(TiAlSi)N	2,0	8,20	262	0,31	0,4	0,08	572

(TiAlSi)N не хуже, чем покрытия TiN. В ходе исследования был определен интегральный параметр качества К покрытий методом анодно-поляризационного инициирования дефектов (методом АПИД). Испытания методом АПИД включают в себя нагружение, моделирующее механические нагрузки на покрытия в процессе эксплуатации, и регистрацию реакции покрытия на данное нагружение. В данном методе для возбуждения в покрытии механических напряжений использованы электрострикционные свойства существующей на поверхности покрытия оксидной пленки.

На основе полученных результатов были определены оптимальные параметры режимов нанесения износостойких покрытий на автомобильные клапаны:

*Режим низкотемпературной очистки модулем "Поток"*  
 Напряжение разряда, В ..... 189  
 Сила тока накала, А ..... 22,5  
 Давление аргона, Па .....  $39 \cdot 10^{-3}$   
 Сила тока разряда, А ..... 1,15  
 Сила тока электромагнита, А ..... 3,29  
 Время процесса, мин ..... 10

*Режим ионной очистки*  
 Сила тока дуги, А ..... 140  
 Напряжение подложки, В ..... 900  
 Время процесса, мин ..... 8  
 Ток фокусирующий, А ..... 0,4  
 Сила тока ионная, А ..... 1,0  
 Температура изделия, °С ..... 500  
 Ток стабилизирующий, А ..... 3  
 Давление азота в камере, Па .....  $66,6 \cdot 10^{-3}$

*Режим конденсации покрытия (TiAlSi)N*  
 Сила тока дуги, А ..... 140  
 Напряжение подложки, В ..... 120  
 Время процесса, мин ..... 20  
 Ток фокусирующий, А ..... 0,4  
 Сила тока ионная, А ..... 0,5

Температура изделия, °С ..... 500  
 Ток стабилизирующий, А ..... 3  
 Давление азота в камере, Па .....  $66,6 \cdot 10^{-3}$

Для оценки триботехнических характеристик проведены испытания на сухое трение на трибометре У1А по схеме торцового трения вращения при нагрузке 240 Н, контртело из стали 40Х (после термообработки 60 HRC), площадь контакта  $S_k = 6,28 \text{ мм}^2$ . Были выполнены сравнительные исследования трибологических свойств СВС-прессованных катодов и покрытия TiN.

Экспериментально определяли коэффициент трения  $f_{tp}$ , скорость износа покрытий  $\gamma$  вычисляли по формуле:

$$\gamma = \frac{h_p k_i}{t_{p,p}},$$

где  $h_p$  — толщина покрытия;  $k_i$  — коэффициент износа;  $t_{p,p}$  — время работы покрытия до появления первых очагов износа [2].

Результаты экспериментальных данных трибологических свойств покрытий приведены в табл. 2.

Сравнение приведенных результатов показывает, что наибольшей износостойкостью обладает покрытие, полученное из СВС-прессованного катода состава  $TiC_{0,5} - 20\% Al - 10\% Si$ .

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Лавро В.Н., Николаев А.И. Сравнительный анализ покрытия (TiAlSi)N, полученного методом конденсации ионной бомбардировкой из многокомпонентного СВС-прессованного катода // Высокие технологии в машиностроении: материалы Всерос. науч.-техн. интернет-конференции. Самара: Гос. техн. ун-т, 2015.
- Лавро В.Н., Николаев А.И., Шайхутдинова Э.М., Романова Е.В. Исследование триботехнических свойств ионно-плазменных покрытий TiN, (TiAlSi)N // Современные материалы, техника и технологии. 2016. № 2 (5).

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

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

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

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

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

Сдано в набор 05.06.2018 г. Подписано в печать 31.07.18 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: [www.aov.ru](http://www.aov.ru)