

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 16
2020
№ 10 (190)
октябрь

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.

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.В. СЛЕПЦОВ, 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.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК

Войтек ХОМИК

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

Красильников В.В., Аль-Бдейри М.Ш., Сергеев С.В., Дубровина Н.А. Анализ температуры оксидного покрытия поршня из алюминиевого сплава, используемого в дизельном двигателе 435

Табаков В.П., Аль Кадхими М.Ф.Д., Сагитов Д.И. Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое состояние спиральных сверл 440



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Щедрин А.В., Игнаткин И.Ю., Чихачёва Н.Ю. Системное формирование информационных баз данных характеристик методов обработки для реализации алгоритмических процедур искусственного технологического интеллекта 444



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Гадалов В.Н., Филонович А.В., Ворначева И.В., Муратов М.А. Исследование влияния режимов электроискрового легирования на кинетику массопереноса материала легирующего электрода на титановые сплавы для лопаток паровых турбин 452



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Овчаренко П.Г., Терешкина С.А., Лещев А.Ю., Тарасов В.В. Влияние борирования на стойкость к абразивному изнашиванию хромсодержащих железоуглеродистых сплавов 457

Панков В.П., Арустамова И.С., Степанова М.В., Фурсина А.Б., Арутюнян М.М. Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий, нанесенных хромоалитированием в вакууме 460

Цих С.Г., Красуля А.А., Помельникова А.С., Филимонов А.В. Низкотемпературное жидкостное борирование чугуна нирезист 468



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Иванова Ю.С., Зарипов В.Н., Нго Ван Туен, Мьят Со Лвин, Йе Чжо У. Исследование структуры среднеуглеродистых сталей после электромеханической обработки 473

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: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 16
2020
№ 10 (190)
October

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. KIRICHEK
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
S.A. KLIMENKO
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.V. SLEPTSOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUKHOICHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS
Jan SUCHANEK
Marian SZCZEREK
Wojciech HOMIK

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, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Krasil'nikov V.V., Al-Bdeiri M.Sh., Sergeev S.V., Dubrovina N.A.** Temperature analysis of oxide coating of aluminum alloy piston used in diesel engine 435
- Tabakov V.P., Al-Kadhimiya M.F.J., Sagitov D.I.** Effect of wear-resistant coatings on heat state of twist drills 440

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Shchedrin A.V., Ignatkin I.Yu., Chikhacheva N.Yu.** Systemic formation of information databases of characteristics of processing methods for implementation of algorithmic procedures of artificial technological intelligence 444

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Gadalov V.N., Filonovich A.V., Vornacheva I.V., Muratov M.A.** Effect of electrospark alloying modes on mass transfer kinetics of alloying electrode material on titanium alloys for steam turbine blades 452

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Ovcharenko P.G., Tereshkina S.A., Leshchev A.Yu., Tarasov V.V.** Effect of borating on resistance to abrasive wear of chromium-bearing iron-carbon alloys 457
- Pankov V.P., Arustamova I.S., Stepanova M.V., Fursina A.B., Arutyunyan M.M.** Study of regularities for formation of diffusion coatings applied by vacuum chromoaluminizing 460
- Tsikh S.G., Krasulya A.A., Pomel'nikova A.S., Filimonov A.V.** Low-temperature liquid borating of Ni-resist cast iron 468

PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Ivanova Yu.S., Zaripov V.N., Ngo Van Tuyen, Myat Soe Lwin, Ye Kyaw Oo.** Study of medium-carbon steels structure after electromechanical processing 473

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: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform



В.В. Красильников, М.Ш. Аль-Бдейри, С.В. Сергеев, Н.А. Дубровина
(Белгородский государственный национальный исследовательский университет)
E-mail: kras@bsu.edu.ru

Анализ температуры оксидного покрытия поршня из алюминиевого сплава, используемого в дизельном двигателе

Рассмотрена задача повышения КПД (снижения расхода топлива) дизельных двигателей. Проанализировано распределение температур и напряжений на поверхности поршня с оксидным покрытием, нанесенным с помощью гальвано-плазменной модификации. Основные уравнения получены с использованием метода конечных элементов и решены с использованием пакета ANSYS Workbench 18.1 и Solidworks 17. Установлено, что температура поверхности повышается с увеличением толщины покрытия из-за уменьшения теплового оттока. Увеличение максимальной температуры относительно поршня без покрытия составляет 64,3 % для покрытия толщиной 0,13 мм. Температурные кривые, полученные для различных толщин днища, подобны друг другу и приблизительно эквидистантны. Численное моделирование показало, что более высокая температура в камере сгорания обеспечивается за счет термобарьерных покрытий, в силу чего повышается КПД двигателя. Снижение температуры поверхности поршня (подложки) создает благоприятные условия для работы поршня.

Ключевые слова: распределение температуры, поршень дизельного двигателя, компьютерное моделирование, конечно-элементный анализ.

The task of increasing in the efficiency (lowering of fuel consumption) of diesel engines is considered. The distribution of temperatures and stresses on the surface of oxide-coated piston coated by galvanic plasma modification is analyzed. The basic equations are obtained using the finite element method and solved using the ANSYS Workbench 18.1 and Solidworks 17. It is found that the surface temperature increases with increasing of coating thickness due to decrease in thermal outflow. The increase in maximum temperature relative to the uncoated piston is 64.3 % for 0.13 mm thickness coating. The temperature curves obtained for different thicknesses of the bottom are similar to each other and approximately equidistant.

The numerical modeling showed that higher temperature in the combustion chamber is provided by thermal barrier coatings, which increases the efficiency of the engine. Lowering the surface temperature of the piston (substrate) creates favorable conditions for the piston to work.

Keywords: temperature distribution, diesel engine piston, computer simulation, finite element analysis.

Введение

Гальвано-плазменная модификация (ГПМ) обычно применяется к подложкам для теплоизоляции, чтобы обеспечить более высокие рабочие температуры. Повышение КПД или снижение расхода топлива двигателей, как правило, приводит к более высоким коэффициентам сжатия, особенно для дизельных двигателей [1]. ГПМ применяется для изоляции компонентов камеры сгорания или отдельных поверхностей, таких как

днище поршня. Металлические поверхности защищают от термоциклических воздействий, особенно в дизельных двигателях. Покрытие представляет собой материал на основе γ - и α -фазы оксида алюминия, муллита, который обладает низкой теплопроводностью и хорошей прочностью, способен выдерживать более высокие температуры, чем чистые металлы.

Основная цель нанесения покрытия состоит в том, чтобы за счет теплового барьера между поршнем и газом, снизить потери тепла. Часть до-

полнительной тепловой энергии в цилиндре может быть преобразована и использована для увеличения мощности и эффективности двигателя [1–6]. Дополнительные преимущества включают защиту металлических компонентов камеры сгорания от тепловых напряжений и снижение требований к охлаждению, при этом снижаются амплитуды температурных напряжений. Есть много потенциальных преимуществ низкого тепловыделения двигателя, таких как снижение расхода топлива и выбросов, а также более долговечные поршни и выпускные клапаны.

Толщина покрытия оказывает существенное влияние на температуру горения, градиент температуры и распределение напряжений в покрытии. Термостойкость покрытия ГПМ зависит от его коэффициента теплового расширения и теплопроводности [7–15]. Известно, что более толстое покрытие может обеспечить лучшую изоляцию, но остаточное тепловое напряжение приводит к растрескиванию более толстых покрытий. Следовательно, определение правильной толщины оксидного покрытия играет важную роль не только в точной оценке снижения температуры, но и в результирующих характеристиках системы с покрытием. Тепловое несоответствие между подложкой и слоем покрытия приводит к значительному напряжению на границе раздела, что влияет на срок службы поршня [2–4].

Цель работы — исследование температуры алюминиевого поршня с оксидным покрытием и распределения напряжений в зависимости от толщины покрытия для достижения более высоких характеристик дизельного двигателя Cummins KTA-50.

Модель алюминиевого поршня, используемая в моделировании, представляет собой поршень

дизельного двигателя (рис. 1, а). Анализ тепловых напряжений проводили с помощью метода конечных элементов (МКЭ). Модель поршня с покрытием показана на рис. 1, б. Анализы были выполнены для различных условий: днище поршня без покрытия и с покрытием толщиной от 0,1 до 0,205 мм [2].

Материалы и методики исследования

Термический анализ проводили в целях изучения влияния толщины термобарьерного покрытия на днище поршня дизельного двигателя на КПД двигателя. Изменения температуры на поршне исследовали для покрытых и непокрытых элементов. Анализы тепловых напряжений выполняли с использованием универсального программного пакета ANSYS, производимого ANSYS Inc. PA [16]. В работе представлены расчеты для двигателя Cummins KTA-50 с непосредственным впрыском топлива с внутренним диаметром 159 мм и рабочим ходом 159 мм. Двигатель рассчитан при частоте вращения 1500 мин^{-1} для конфигурации с турбонаддувом. Геометрическая степень сжатия составляет 13:1 (см. рис. 1).

При моделировании использовали симметричную модель конечных элементов, чтобы уменьшить общее число элементов и время вычислений из-за геометрической симметрии, тепловых граничных условий и нагрузки, что позволяет сократить объем вычисления в 4 раза. Кроме того, линейные контактные элементы определены между поршневыми кольцами и кольцевыми канавками. Модель, включающая слой покрытия, содержит приблизительно 142 000 элементов. Система моделируется в несколько слоев с определенным

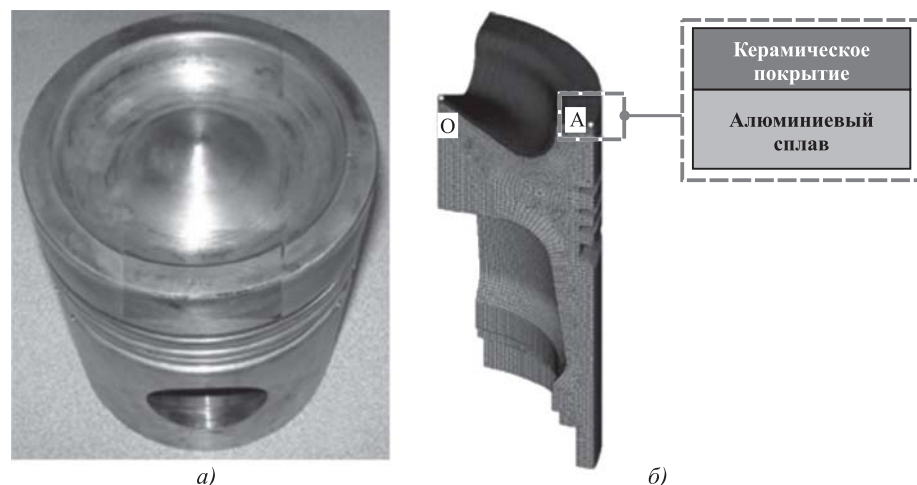


Рис. 1. Поршень, использованный в анализах МКЭ: а — фотография поршня дизельного двигателя; б — модель поршня в разрезе

интерфейсом между ними, таким как верхний слой и подложка. Кольца изготовлены из высокопрочного чугуна, предполагали, что материал линейно упругий и изотропный. Хорошо известно, что в поршне дизельного двигателя явления теплообмена сложные, поэтому предполагали, что основной механизм теплообмена между камерой сгорания и поверхностью поршня — конвекция, и к конвекционному теплообмену на днище поршня добавляется теплообмен излучением [3, 17]. Расчет проводили в режиме номинальной мощности.

Для моделирования теплопередачи в области соприкосновения юбки и кольца принимали следующие допущения: влияние движения поршня на теплопередачу не учитывается, кольца не вращаются, кольца и юбка полностью погружены в масло и нет кавитации, а также не учитывается теплопроводность в масляной пленке [18, 19]. При наличии плоскости симметрии накладываются симметричные ограничения.

Локальный средний коэффициент теплопередачи и граничные условия для температуры газа определяли посредством моделирования цикла двигателя [3, 4, 11] с интервалом 1° угла поворота коленчатого вала. Поверхность поршня нагревается на выходе вихревой камеры и охлаждается за счет контакта с более холодными компонентами камеры сгорания.

Для формулировки граничных условий предполагали, что основным механизмом теплообмена между камерой сгорания и поверхностью поршня является конвекция [3, 19]. Для моделирования теплопередачи в области кольцевой канавки и юбки использовали метод теплового контура со следующими допущениями: влиянием движения поршня на теплопередачу пренебрегаем, кольца не вращаются, кольца и юбка полностью погружены в масло и кавитации нет, проводящий теплообмен в масляной пленке не учитывается [19].

Граничные условия определены следующим образом:

1. Коэффициент теплопередачи на кольцевых площадках и юбке рассчитывали по критерию Нуссельта

$$Nu = \frac{hD_h}{K} = 8,235, \quad (1)$$

где Nu — число Нуссельта; h — коэффициент теплопередачи; D_h — гидравлический диаметр; K — теплопроводность.

Отсюда следует выражение для коэффициента теплопередачи:

$$h = 8,235 \left(\frac{K}{D_h} \right). \quad (2)$$

Коэффициент теплопередачи рассчитан для случая потока газов через кольцевую зону между наружным диаметром кольца и цилиндром

$$D_h = 4A/P, \quad (3)$$

где A — площадь прохода потока: $A = 2\pi r(2b)$; $2b$ — ширина кольца, предполагается, равной 1,27 мм; $P = 2(2\pi r)$ — внешний периметр; $2\pi r$ — внутренний периметр.

Внутренний и внешний периметры являются частями смачиваемой области. Следовательно, $D_h = 4 \cdot 2\pi r(2b)/2(2\pi r) = 4b$.

2. Коэффициент теплопередачи между горячими газами и поверхностью днища поршня (на коронке) рассчитан по формуле [15]:

$$h_c = 226,6P^{0,8}T^{0,4}(v_p + 1,4)^{0,8}, \quad (4)$$

где T — температура жидкости вокруг коронки, $T = 650$ °C; P — максимальное давление, бар; v_p — средняя скорость поршня.

3. Коэффициент теплопередачи на поршне под поверхностью коронки.

Поршень под коронкой имеет сложную геометрическую форму из-за наличия ребер и выступов поршневого пальца, где трудно оценить коэффициент теплопередачи в каждой подобласти этой области. В соответствии с этим предполагаем, что под днищем подразумевается цилиндр, а смазочное масло движется вдоль поверхности цилиндра с конкретной скоростью, которая эквивалентна средней скорости поршня при определенной температуре. Согласно этому предположению удовлетворительной поправкой для данного случая является поправка DitusPoelter, которая удовлетворяет турбулентному вынужденному конвекционному теплообмену на поверхности цилиндра. Эта поправка приводит к числу Нуссельта:

$$Nu = 0,023 Re^{0,08} Pr^{0,3},$$

где Re — число Рейнольдса; Pr — число Прандтля.

Отсюда коэффициент теплопередачи может быть получен с помощью равенства:

$$h_{oil} = 0,023 D_h^{-0,2} k_{oil} \left(\frac{\rho_{oil} U_{oil}}{\mu_{oil}} \right) Pr^{0,3}, \quad (5)$$

где k_{oil} — теплопроводность топлива; ρ_{oil} — плотность топлива; U_{oil} — скорость течения топлива; μ_{oil} — коэффициент динамической вязкости топлива.

Результаты исследования и их обсуждение

Методом конечных элементов на основе анализа тепловых напряжений получены изменения температуры для поршня без покрытия и поршней с покрытием в зависимости от толщины покрытия. Для поршня без покрытия, как и ожидалось, высокие температуры наблюдаются в централь-

ной части днища и области губ чаши, так как она подвергается тепловому потоку по окружности. Максимальная температура находится в центре, и минимум — на дне чаши коронки на верхней части поверхности поршня. Экстремальные значения составляют 292,1 и 243,8 °С соответственно. В радиальном направлении температура снижается от центра коронки до дна чаши, затем она увеличивается к губам чаши и, наконец, снова уменьшается на краю поверхности коронки.

При тех же условиях контрольные диаграммы распределений температуры показаны на рис. 2 (см. обложку) для оксидного покрытия с толщинами: 0,1; 0,125; 0,14 и 0,205 мм. Установлено, что значения максимальной температуры в центре венца поршней на поверхности покрытия составляют 387,7; 455,2; 503,9 и 539,9 °С соответственно. Как и ожидалось, максимальное увеличение температуры верхней поверхности головки поршня наблюдается для алюминиевого сплава для поршней, которые показаны на рис. 2. Установлено, что значения максимальной температуры в центре короны подложки поршней составляют 266,7; 250,6; 241,6 и 235,1 °С, что соответствует толщине покрытия 0,1; 0,125; 0,14 и 0,205 мм.

Как известно, прочность материала зависит от температуры и уменьшается с ее ростом. Поскольку прочность поршня улучшается при более низких рабочих температурах, это приводит к увеличению срока службы поршня. Поэтому температура подложки должна быть ниже.

Температура в центре днища составляет 32,7; 55,8; 72,5 и 84,8 % от температуры поршня без покрытия. Снижение температур материала поршня с покрытием соответствует толщинам 0,1; 0,125; 0,14 и 0,205 мм по сравнению с поршнем без покрытия. Хотя толщина покрытия монотонно увеличивается, повышение температуры не увеличивается с той же скоростью. Максимальное значение температуры увеличивается с толщиной покрытия за счет увеличения градиента температур в верхних слоях. Распределение температуры поверхности подложки из алюминиевого сплава для покрытого поршня с различной толщиной покрытия вдоль образующей ОА показано на рис. 3. Как и ожидалось, температура поверхности алюминиевой подложки значительно ниже, чем у поверхности поршня без покрытия благодаря низкому коэффициенту теплопроводности покрытия.

Температурные кривые, полученные для различных толщин днища, подобны друг другу и приблизительно эквидистантны. Максимальная температура достигается на покрытии поверхности днища на уровне 8,7; 14,2; 17,3 и 19,5 % от

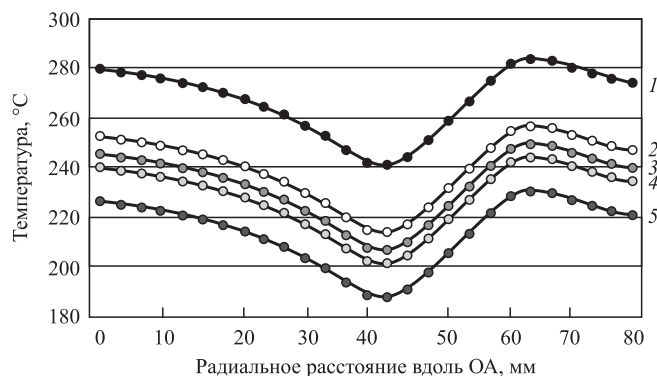


Рис. 3. Распределение температуры поверхности подложки вдоль образующей днища поршня при различных толщинах покрытия:
1 — без покрытия; 2 — 0,1 мм; 3 — 0,125 мм; 4 — 0,14 мм; 5 — 0,205 мм

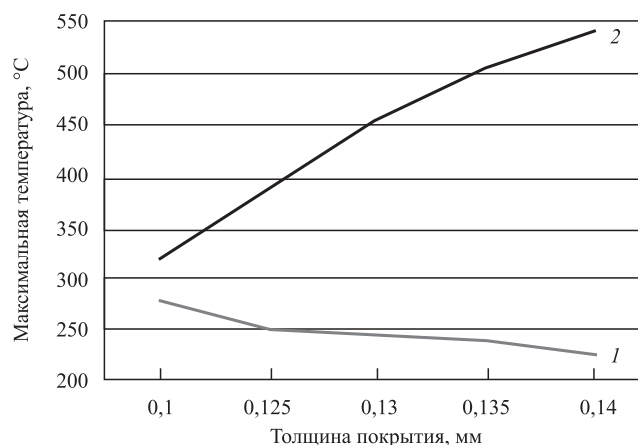


Рис. 4. Зависимость температуры от толщины покрытия:
1 — подложка; 2 — поверхность покрытия

температуры без покрытия при различных покрытиях толщиной 0,1; 0,125; 0,14 и 0,205 мм соответственно. Снижение температуры на металлической поверхности обеспечивает положительный вклад в прочность материала поршня. Изменения максимальных температур в зависимости от толщины покрытия для поверхностей подложки покрытия показаны на рис. 4. Максимальная температура поверхности покрытия увеличивается с ростом толщины покрытия за счет уменьшения теплового потока. Максимальная температура на поверхностях подложки уменьшается с увеличением толщины покрытия.

Выводы

Численное моделирование ясно показывает, что распределение температуры является функцией толщины покрытия. При всех толщинах по-

крытия самая высокая температура наблюдалась в центре днища поршня и по краям перехода в жаровой пояс. Температура на поверхности области с покрытием значительно выше, чем на поверхности поршня без покрытия. Увеличение максимальной температуры поршня в центре днища по сравнению с поршнем без покрытия составляет 32,7; 55,8; 72,5 и 84,8 % для покрытия толщиной 0,1; 0,125; 0,14 и 0,205 мм соответственно. Таким образом, более высокая температура в камере сгорания обеспечивается за счет термобарьерных покрытий. В результате повышается КПД двигателя. Кроме того, снижение температуры поверхности поршня (подложки) создает благоприятные условия для работы поршня.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Сергеев С.В., Аль-Бдейри М.Ш., Дубровина Н.А.** Теоретическое и практическое исследование возможности снижения теплового напряжения в поршнях дизеля внутреннего сгорания с помощью гальванической плазменной модификации // *IJAST*. 2019. Т. 28. № 8. С. 550—562.
2. **Сергеев С.В., Аль-Бдейри М.Ш., Дубровина Н.А.** Модификация поверхности алюминиевого сплава АК12ММ путем микродугового окисления с целью повышения эффективности дизельного двигателя // *Вестник Московского авиационного института*. 2020. Т. 27. № 1. С. 217—223
3. **Микродуговое** окислирование (теория, технология, оборудование) / И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд, В.Б. Людин и др. М.: ЭКОМЕТ, 2005. 368 с.
4. **Особенности** строения модифицированного слоя, полученного микродуговым окислированием на сплаве АК12Д/ Р.Р. Гринь, Р.Ф. Галлямова, Н.Ю. Дударева и др. // *Письма о материалах*. 2014. Т. 4. № 3 (15). С. 175—178.
5. **Йилмаз Т., Гумус М., Акчай М.** Термобарьерные покрытия для дизельных двигателей // *Международная научная конференция UNITECH'10* Габрово. V. II. С. 173—177.
6. **Морфология** и пористость поверхности оксидных покрытий / Т.В. Трушкина, А.Е. Михеев, А.В. Гири и др. // *Вестник СибГАУ*. 2014. Вып. 2 (54). С. 144—148.
7. **Плазменно-электролитическое** модифицирование поверхности металлов и сплавов. Том 2 / И.В. Суминов, П.Н. Белкин, А.В. Эпельфельд и др. М.: Техносфера, 2011. 512 с.
8. **Curran J.A., Clyne T.W.** Thermal conductivity of plasma electrolytic oxide coatings on aluminum and magnesium // *Surface and Coatings Technology*. 2005. Vol. 199. Iss. 2—3. P. 177—183.
9. **Дударева Н.Ю., Загайко С.А., Кальщиков Р.В.** Теоретическое исследование возможности снижения теплонапряженности поршней двс методом микродугового окислирования // *Вестник ИрГТУ*. 2013. № 8 (79) С. 28—33.
10. **Yonushonis T.M.** Overview of thermal barrier coatings in diesel engines // *JTST* 6, 50—56 (1997). <https://doi.org/10.1007/BF02646312>.
11. **Muhammet Cerit.** Thermo mechanical analysis of a partially ceramic coated piston used in an SI engine // *Surface and Coatings Technology*. 2011. Vol. 205. Iss. 11. P. 3499—2505. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.12.019>.
12. **Buyukkaya E.** Thermal analysis of functionally graded coating AlSi alloy and steel pistons // *Surface and Coatings Technology*. 2008. Vol. 202. Iss. 16. P. 3856—3865. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.01.034>
13. **Buyukkaya E., Serit M.** Thermal analysis of a ceramic coating diesel engine piston using 3-D finite element method // *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 202. Iss. 2. P. 398—402. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.06.006>.
14. **Boundary** element analysis for axisymmetric heat conduction and thermal stress in steady state / Shu Yao Long, Xing Chen Kuai, Jun Chen, Brebbia C.A. // *Engineering analysis with boundary elements*. 1993. Vol. 12. Iss. 4. P. 293—303.
15. **Ravindra Prasad, Samria N.K.** Investigation of heat transfer in an oil cooled piston with and without ceramic insulation on crown face // *International Journal of Mechanical Sciences*. 1989. Vol. 31. Iss. 10. P. 765—777. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(89\)90043-X](https://doi.org/10.1016/0020-7403(89)90043-X).
16. **ANSYS Workbench User's Guide**, ANSYS, Inc, Southpointe, 275 Technology Drive, Canonsburg, PA 15317, USA, 2012. V14.0.
17. **Hohenberg G.F.** Advanced approaches for heat transfer calculation // *SAE paper*. 1979. No. 790825. P. 427—432.
18. **Yuh-Yih Wu, Bo-Chiuan Chen, Feng-Chi Hsieh.** Heat transfer model for small-scale air-cooled spark-ignition four-stroke engines // *International Journal Heat and Mass Transfer*. 2006. Vol. 49. Iss. 21—22. P. 3895—3905. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2006.03.043>.
19. **Heywood J.B.** *Internal Combustion Engine Fundamentals*. New York: McGrawHill, 1988.



В.П. Табаков, Аль Кадхими М.Ф.Д.
(Ульяновский государственный технический университет),
Д.И. Сагитов
(Ульяновский институт гражданской авиации имени Главного маршала авиации Б.П. Бугаева)
E-mail: sagdam@mail.ru

Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое состояние спиральных сверл

Исследовано влияние износостойких покрытий на тепловое состояние спиральных сверл. Показано их влияние на распределение температурных полей в режущем клине и интенсивности тепловыделения на главных, вспомогательных режущих кромках и поперечной кромке сверла. Сформулированы требования, предъявляемые к покрытиям на операции сверления заготовок, и предложена архитектура многослойного покрытия.

Ключевые слова: сверло, сверление, износостойкие покрытия, температура, распределение температуры, работоспособность.

The effect of wear-resistant coatings on the thermal state of twist drills is studied. The effect of wear-resistant coatings on the distribution of temperature fields in the cutting wedge and the distribution of heat generation intensity along the main, minor cutting edges and transverse edge of the drill is shown. The requirements for coatings for the drilling operation of workpieces are formulated and the architecture of the multilayer coating is formed.

Keywords: drill, drilling, wear-resistant coatings, temperature, temperature distribution, serviceability.

Введение

В процессе сверления отверстий на спиральное сверло воздействует сложный комплекс факторов: достаточно высокая температура от нескольких близко расположенных тепловых источников, большие силовые нагрузки при одновременно работающих нескольких режущих кромках и наличие поперечной кромки, которая сминает металл, усложняют процесс стружкообразования и вызывают интенсивный износ инструмента. Для повышения работоспособности режущего инструмента на его рабочие поверхности наносят износостойкие покрытия [1–4].

Цель работы — оценка теплового состояния спиральных сверл с износостойкими покрытиями.

Методика эксперимента

Исследовали покрытия TiN, TiAlN и TiCrAlN, которые наносили на твердосплавные сверла из однокарбидного твердого сплава производства фирмы "DORMER" (Германия) диаметром 5 мм, диаметром сердцевины 0,8 мм и стандартной геометрии. Для оценки теплового состояния инструмента использовали экспериментально-аналитическую методику определения тепловых явлений при сверлении, предложенную проф. А.Н. Резни-

ковым [5]. Температурные поля на контактных площадках сверла и в режущем клине строили с помощью пакета прикладных программ ANSYS. Работоспособность сверл оценивали по периоду стойкости при сверлении заготовок из нормализованной стали 30ХГСА.

Результаты исследований и их обсуждение

Основываясь на вышеуказанной методике и используя ранее полученные результаты исследований [6] крутящего момента $M_{кр}$, был проведен расчет интенсивности тепловыделения на главных q_0 , вспомогательных режущих кромках $q_{0вк}$ и поперечной кромке $q_{0пк}$ твердосплавных сверл без покрытия и с покрытиями TiN, TiAlN, TiAlCrN и установлена зависимость распределения интенсивности тепловыделения $q(\psi)$ вдоль главных режущих кромок сверла l от центра сверла к его периферии.

Результаты количественного расчета интенсивности тепловыделения на главных, вспомогательных режущих кромках и поперечной кромке сверла представлены в таблице.

Анализ полученных результатов расчета интенсивности тепловыделения на различных кромках сверла показывает, что наибольшая интенсивность тепловыделения наблюдается на главных режущих кромках. Нанесение покрытий TiN и

Результаты расчета интенсивности тепловыделения q_0

Покрытие	Интенсивность тепловыделения на кромках сверла		
	главных режущих $q_0 \cdot 10^{-3}$, Вт/м	вспомогательных режущих $q_{0\text{вк}} \cdot 10^{-3}$, Вт/м	поперечной $q_{0\text{пк}} \cdot 10^{-3}$, Вт/м
Без покрытия	191,5	2,0	5,0
TiN	119,7	0,5	4,0
TiAlN	120	0,6	4,0
TiAlCrN	143,6	0,9	4,2

Примечание: $v = 10$ м/мин, $S_0 = 0,1$ мм/об.

TiAlN снижает интенсивность тепловыделения на главных режущих кромках на 37 %, покрытия TiAlCrN — на 25 % по сравнению со сверлом без покрытия. Кроме того, нанесение износостойких покрытий ведет к перераспределению интенсивности тепловыделения на кромках сверла, значительно уменьшая интенсивность тепловыделения на вспомогательных режущих кромках. Так, при использовании покрытия TiN значение q_0 уменьшается в 4 раза, а покрытий TiAlN и TiAlCrN — в 3,3 и 2,2 раза соответственно в сравнении со сверлом без покрытия. Уменьшение интенсивности тепловыделения на поперечной режущей

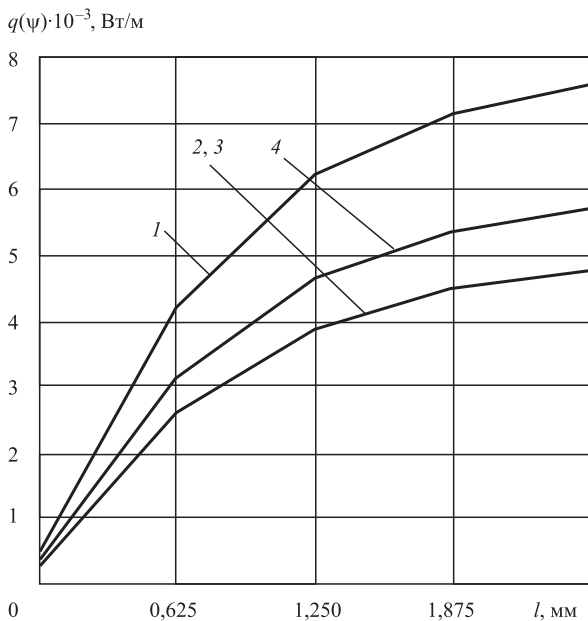


Рис. 1. Распределение интенсивности тепловыделения $q(\psi)$ вдоль главных режущих кромок сверла l от центра сверла к его периферии: 1 — без покрытия; 2, 3 — TiN и TiAlN; 4 — TiAlCrN

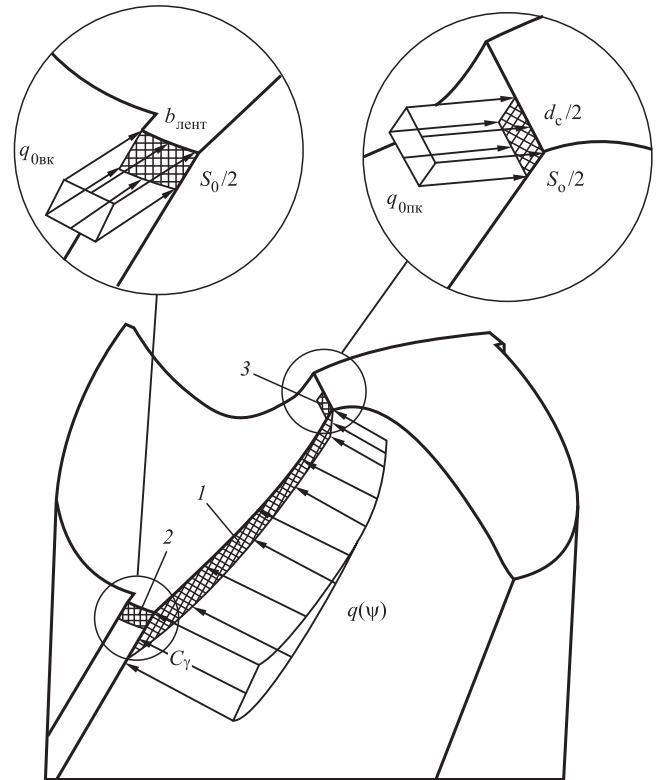


Рис. 2. Схема наложения интенсивностей тепловых потоков на контактные площадки сверла

кромке менее выражено и не превышает 20 % по сравнению со сверлом без покрытия.

На рис. 1 показана зависимость распределения интенсивности тепловыделения $q(\psi)$ вдоль главных режущих кромок сверла l от центра сверла к периферии. Как видно, в направлении к периферии сверла интенсивность тепловыделения вдоль главных режущих кромок сверла возрастает, что объясняется повышением скорости резания. При этом нанесение покрытий сдерживает рост значения $q(\psi)$, наибольшее снижение происходит в случае покрытия TiN и TiAlN.

Для построения температурных полей на контактных площадках сверла и в его режущем клине в пакете прикладных программ ANSYS была создана трехмерная модель режущего клина инструмента. Схема наложения интенсивностей тепловых потоков на контактные площадки сверла показана на рис. 2. Интенсивности тепловыделения q_0 вдоль главных режущих кромок сверла l от центра сверла к его периферии прикладывали согласно полученному распределению $q(\psi)$. Ширина площадки по передней поверхности, на которую прикладывали интенсивность тепловыделения, ограничена длиной контакта стружки с передней поверхностью C_γ . Учитывая, что при малом диаметре сверла дан-

ная величина незначительно изменяется по длине режущей кромки сверла l , в целях упрощения моделирования она была принята равномерной по всей длине режущей кромки.

Интенсивности тепловыделения $q_{0вк}$ и $q_{0пк}$ на соответствующих контактных площадках вспомогательных режущих кромок 2 и поперечной кромки 3 (см. рис. 2) рассчитывали, используя экспериментальные данные работы [7]. При этом границы контактных площадок 2 и 3, на которые прикладывали интенсивности тепловыделения, были выбраны из следующих соображений. Площадка 2 была ограничена шириной ленточки сверла $b_{лент}$ и половиной осевой подачи на один оборот сверла $S_0/2$; площадка 3 — половиной длины поперечной кромки, определенной исходя из конструктивно-геометрических параметров сверла, половиной диаметра сердцевины сверла $d_c/2$ и половиной осевой подачи на один оборот сверла $S_0/2$.

Для упрощения расчета, при сохранении достаточной для практики точности, распределение интенсивности теплового потока на задней поверхности не учитывали.

Результаты расчета распределения температурных полей на контактных площадках и в режущем клине сверла без покрытия и с различными покрытиями представлены на рис. 3 (см. обложку). Представленные данные по распределению температуры на контактных площадках сверла с высокой степенью достоверности отражают физический процесс операции сверления. Так, наблюдается рост тепловыделения от центра сверла к его периферии, связанный с увеличением скорости резания, и уменьшение тепловыделения по мере отдаления от режущих кромок. Максимальные температуры наблюдаются на главных режущих кромках вблизи ленточки. Наибольшая температура 379 °С характерна для сверл без покрытия (см. рис. 3), для сверл с покрытием TiN она составила 243 °С, с покрытиями TiAlN и TiAlCrN соответственно 244 °С и 286 °С. Как видно, нанесение покрытий позволяет снизить температуру на контактных площадках. Наибольшее снижение максимальной температуры на главных режущих кромках наблюдается для сверл с покрытием TiN, которое составило 136 °С. Нанесение покрытий TiAlN и TiAlCrN также ведет к снижению максимальной температуры на главных режущих кромках по сравнению со сверлом без покрытия на 35 и 24 % соответственно.

Аналогичное снижение максимальной температуры было установлено на поперечной кромке и вспомогательных режущих кромках. Нанесение покрытия TiN снижает максимальную темпера-

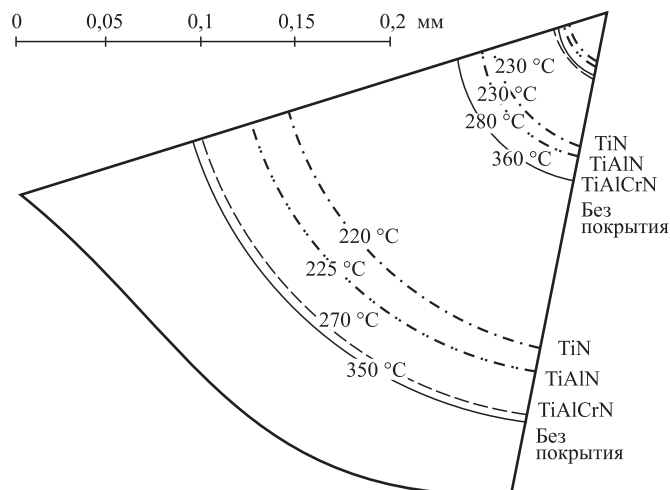


Рис. 4. Распределение температурных полей в режущем клине по середине режущей кромки сверла

туру на поперечной кромке в 1,5 раза, на вспомогательных режущих кромках — в 1,6 раза по сравнению со сверлом без покрытия.

На рис. 4 представлено распределение температурных полей в режущем клине сверл без покрытия и с покрытиями TiN, TiAlN и TiAlCrN в главной секущей плоскости по середине режущей кромки. Как видно, нанесение покрытия TiN смещает изотермы температурных полей в режущем клине сверла по сравнению со сверлом без покрытия в среднем на 40 % в сторону главной режущей кромки и ленточки, что связано с уменьшением длины контакта S_γ в случае нанесения покрытий. Например, в режущем клине сверла с покрытием TiN (см. рис. 4) изотерма, соответствующая температуре 220 °С, смещается в направлении к главным режущим кромкам на 20 % ближе по сравнению со сверлом без покрытия. Нанесение многоэлементных покрытий TiAlN и TiAlCrN, благодаря повышению длины контакта, сдвигает изотермы температур в сторону от главных режущих кромок по сравнению с покрытием TiN. Смещение изотерм температуры для сверл с покрытиями TiAlN и TiAlCrN в сторону от главной режущей кромки по сравнению с покрытием TiN составило 11 и 31 % соответственно. Аналогичное смещение изотерм происходит и в секущих плоскостях на расстоянии 0,1 мм от вершины сверла и 0,1 мм от вспомогательной режущей кромки сверла.

Наибольшее смещение изотерм температуры вызывает нанесение покрытия TiAlCrN, что положительно сказывается на тепловом состоянии режущего клина сверла.

Полученные данные по тепловому состоянию сверл показывают, что наилучшее тепловое состояние режущего клина инструмента обеспечивает покрытие $TiAlCrN$, которое, несмотря на некоторое повышение контактной температуры на передней поверхности по сравнению с покрытиями TiN и $TiAlN$, смещает изотермы температур от главных режущих кромок вглубь сверла. Это ведет к снижению теплонапряженности у вершины инструмента и должно благоприятно отразиться на работе сверла.

Анализ результатов исследований теплового состояния спиральных сверл показал, что влияние покрытий на контактные характеристики, распределение температур на контактных площадках и в режущем клине режущего инструмента, аналогично их влиянию на указанные параметры при других видах непрерывной лезвийной механической обработки [2, 3, 7]. Учитывая это и принимая во внимание установленные закономерности изменения контактных и тепловых процессов, при разработке архитектуры многослойного покрытия, предназначенного для спиральных сверл, за основу был принят принцип формирования таких покрытий для непрерывного резания. Согласно данному принципу к покрытиям должны предъявляться следующие требования [8]: 1) верхний слой, непосредственно контактирующий со стружкой, должен обеспечивать максимальное снижение эквивалентных напряжений на передней поверхности, тем самым повышая формоустойчивость режущего клина инструмента; 2) нижележащий слой должен обеспечить повышение сопротивляемости многослойного покрытия процессам трещинообразования; 3) нижний слой, непосредственно прилегающий к инструментальной основе, должен обеспечить высокую прочность адгезии с инструментальной основой.

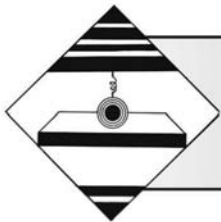
Согласно работе [8], архитектура многослойных покрытий, предназначенных для условий непрерывного резания, обеспечивающая достаточную трещиностойкость покрытия, включает в себя минимум два слоя. В этом случае в качестве верхнего слоя многослойного покрытия рекомендуется использовать многоэлементные нитриды, состав и механические свойства которых позволяют реализовать первые два требования, предъявляемые к покрытию, предназначенному для условий непрерывного резания — максимальное снижение эквивалентных напряжений и сопротивляемость процессам трещинообразования. Исходя из приведенного выше, с учетом полученных данных,

в качестве верхнего слоя многослойного покрытия можно рекомендовать трехэлементное покрытие $TiAlCrN$, которое в наибольшей степени снижает эквивалентные напряжения на передней поверхности, а высокие механические свойства и сжимающие остаточные напряжения способствуют формированию в них в процессе резания высоких нормальных сжимающих напряжений, сдерживающих интенсивность процессов трещинообразования в покрытиях [2, 3].

На основании проведенных исследований было предложено двухслойное покрытие $TiN—TiAlCrN$, определены рациональные толщины слоев и технологические режимы их осаждения. Стойкостные и производственные испытания показали высокую эффективность спиральных сверл с двухслойными покрытиями в сравнении с однослойными покрытиями TiN и $TiAlN$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Верещака А.С.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. М.: Машиностроение, 1993. 336 с.
2. **Табаков В.П.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями на основе сложных нитридов и карбонитридов титана. Ульяновск: УлГТУ, 1998. 122 с.
3. **Табаков В.П.** Формирование износостойких ионно-плазменных покрытий режущего инструмента. М.: Машиностроение, 2008. 311 с.
4. **Табаков В.П., Сагитов Д.И.** Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями в условиях стесненного резания. Ульяновск: УлГТУ, 2015. 197 с.
5. **Резников А.Н.** Теплофизика процессов механической обработки металлов. М.: Машиностроение, 1981. 286 с.
6. **Табаков В.П., Сагитов Д.И., Аль Кадхими М.Ф.Д.** Повышение эффективности спиральных сверл путем применения многослойных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. № 5. С. 225—228.
7. **Табаков В.П., Сагитов Д.И.** Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое и напряженное состояние резьбонарезного токарного инструмента // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 4. С. 33—38.
8. **Табаков В.П., Худобин Л.В.** Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. Т. 14. № 9. С. 414—418.



А.В. Щедрин, И.Ю. Игнаткин

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),

Н.Ю. Чихачёва

(МОО "Академия проблем качества", МБОУ СОШ № 1, г. Покров)

E-mail: ignatkinivan@gmail.com

Системное формирование информационных баз данных характеристик методов обработки для реализации алгоритмических процедур искусственного технологического интеллекта

С использованием научных основ системного структурно-параметрического синтеза инновационных технологических объектов в качестве примера фрагментарно продемонстрировано системное формирование базы данных оптимально-эффективного инструментального обеспечения методов комбинированного, деформирующе-режущего дорнования отверстий.

Ключевые слова: системный структурно-параметрический анализ-синтез методов обработки, искусственный технологический интеллект.

As example, the systematic formation of database of optimally effective instrumental support for the methods of combined, deforming and cutting mandrelling of holes fragmentally demonstrated using the scientific foundations of the systemic structural and parametric synthesis of innovative technological objects.

Keywords: system structural and parametric analysis-synthesis of processing methods, artificial technological intelligence.

Для успешного использования алгоритмических процедур различных концепций искусственного технологического интеллекта [1–3] необходимо иметь целенаправленно и системно сформированные информационные базы данных о характеристиках существующих методов обработки. Исходной информацией для формирования таких баз данных являются патенты на изобретения, монографии, диссертационные работы, журнальные статьи и т. д.

Один из подходов к целенаправленному формированию информационных, в том числе развивающихся, баз данных — системный структурно-параметрический анализ-синтез инновационных технологических объектов в виде методов механической и комбинированной обработки [4]. При этом анализируются и синтезируются обобщенные характеристики и структурные элемен-

ты соответствующего метода обработки: "способ воздействия на обрабатываемый материал заготовки детали; кинематические, динамические, статические характеристики заготовки, детали и обрабатывающего инструмента; обрабатывающий инструмент" [4].

Используя обобщенные системно-структурные и достаточно комплексные параметрические модели, а также литературные источники [4–25] в качестве примера было выполнено фрагментарно представленное формирование информационной базы данных оптимально-эффективного инструментального обеспечения методов комбинированного, деформирующе-режущего дорнования цилиндрических отверстий.

На рис. 1, а представлен несимметрично нагруженный деформирующий элемент (рабочий модуль), где q_N — несимметрично приложенная

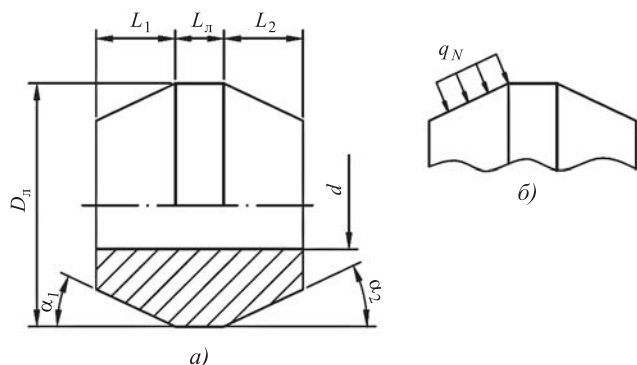


Рис. 1. Деформирующий несимметрично нагруженный элемент (модуль) (а), схема нагружения рабочего конуса (б)

распределенная нормальная нагрузка (среднее контактное давление) при дорновании (рис. 1, б).

Макрогеометрия данного деформирующего элемента ("статические характеристики рабочих элементов (модулей) обрабатываемого инструмента") [4] включает: D_n — диаметр по калибрующей ленточке, мм; α_1, α_2 — углы соответственно рабочего и обратного конусов, °; d — диаметр посадочного отверстия, мм; L_1, L_2, L_d — соответственно высота рабочего, обратного конусов и ширина калибрующей ленточки, мм.

Реализуемый "способ воздействия на обрабатываемый материал заготовки детали" — без его удаления — холодное пластическое деформирование [4], которое может быть: поверхностным или объемным, одноцикловым или многоцикловым, в виде абсолютной или относительной деформации отверстия заготовки детали [15]. Другим структурным элементом реализуемого способа воздействия на обрабатываемый материал являются параметры очага деформации [7, 15, 18, 19]: геометрическая форма, линейные и угловые размеры, знак волны внеконтактной деформации, возникающей на рабочем конусе.

К кинематическим характеристикам деформирующего модуля (см. рис. 1) относятся следующие структурные элементы [4]: траектория движения — прямая линия; направление движения — вдоль оси отверстия заготовки-детали; скорость движения, например постоянная; ускорение движения, например равно нулю; способ формообразования поверхности отверстия детали — копирование.

К динамическим характеристикам данного рабочего модуля (см. рис. 1) относятся [4]: силовое поле (рис. 2), температурное поле, жесткость. При этом силовое поле (см. рис. 2) в виде суммарной F_d , Н, и удельной (погонной) q_d , Н/мм, силы дорнования зависит от параметров макрогеометрии

(статических характеристик α_1, L_d) и степени деформации i отверстия заготовки детали как структурного элемента способа воздействия на обрабатываемый материал [7, 8, 10, 12, 13, 15]. Дополнительно более комплексно силовое поле данного деформирующего модуля может быть представлено в виде среднего контактного q_N , МПа, и фактического нормального контактного давления q_ϕ , МПа, на рабочем конусе [5, 6, 16, 20].

Кроме того, используя значения коэффициента трения скольжения f [5–7], можно оценить среднюю силу трения τ , МПа, и ее фактическое значение τ_ϕ , МПа:

$$\begin{cases} \tau = q_N f; \\ \tau_\phi = q_\phi f. \end{cases} \quad (1)$$

Температурное поле рабочего модуля включает в себя [4]: объемную температуру T_0 , поверхностную температуру T_n , "температурную вспышку" T_b , возникающую при контакте микровыступов шероховатых поверхностей деформирующего элемента и отверстия заготовки детали [21, 22].

Как установлено в исследовании [17], недостаточная жесткость [4] рабочего модуля при сжатии удельными силами q_N и q_ϕ вследствие наличия посадочного отверстия большого диаметра может привести к 50%-ному уменьшению степени деформации отверстия заготовки детали i как элемента способа воздействия на обрабатываемый материал в диапазоне $i \leq 0,12$ мм.

К статическим характеристикам рабочего модуля относятся следующие элементы: механические, физические и химические свойства инструментального материала; способ установка модуля на технологической оправке; способ получения за-

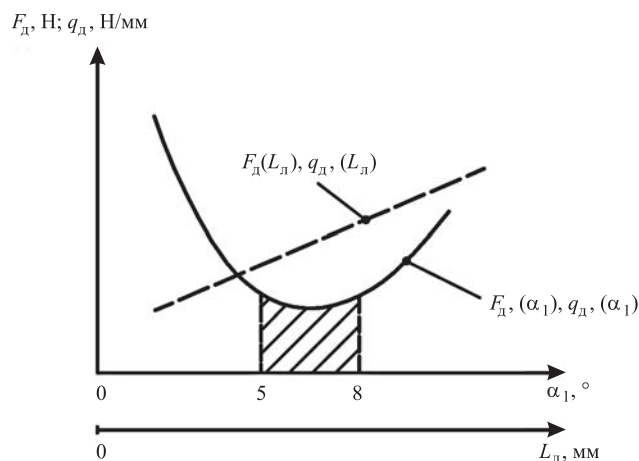


Рис. 2. Зависимость суммарной и удельной силы дорнования от угла рабочего конуса и ширины калибрующей ленточки [15]

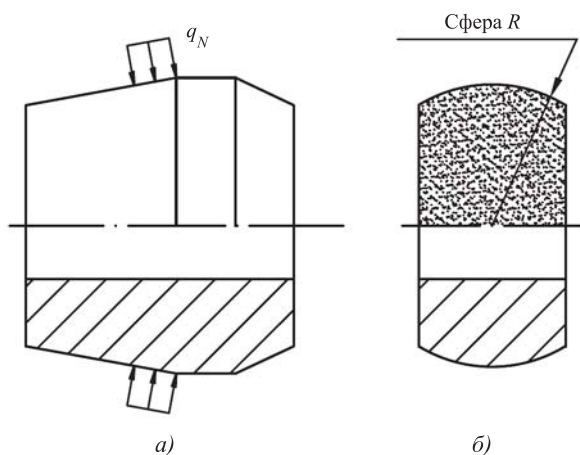


Рис. 3. Симметрично-нагруженный деформирующий элемент (а), сферический деформирующий элемент (б)

данных параметров качества поверхностного слоя отверстия детали; макрогеометрия и микрогеометрия воздействующих поверхностей (рабочего и обратного конусов, калибрующей ленточки); конструкция.

В качестве инструментальных материалов данного рабочего модуля применяются быстрорежущие стали, спеченные твердые сплавы и керамика, обладающие соответствующими прочностью, износостойкостью, теплопроводностью, коэффициентом диффузии, склонностью к адгезии с обрабатываемым материалом, коэффициентом теплового расширения, скоростью окисления и т. д. [5, 15, 16, 22, 23].

При установке деформирующего элемента на технологической оправке с натягом и одновременном нагружении торцов путем дистанционных колец и затяжки фиксирующих гаек существенно повышается его прочность при повышенных многократных деформациях отверстия заготовки детали *i*.

В связи с высокой радиальной жесткостью деформирующего элемента [4] данный рабочий модуль реализует автоматический способ получения заданных параметров качества поверхностного слоя отверстия детали — отсутствует регулировка диаметра D_L в большую сторону на значительную величину. Конструкция — цельная, микрогеометрия воздействующих поверхностей — иррегулярная [8, 23]. На рис. 3, а представлен рабочий модуль в виде симметрично нагруженного деформирующего элемента [22]. В дополнение к рассмотренным характеристикам в результате симметричного

расположения среднего контактного давления q_N возрастает прочность инструмента.

Сферический деформирующий элемент (рис. 3, б) дополнительно реализует усовершенствованные статические характеристики [4] в виде способа установка данного рабочего модуля на технологической оправке. При этом погрешность установка данного элемента в виде угла перекоса не влияет на отклонение получаемого отверстия от цилиндричности, так как любое "косое" сечение сферы — окружность. При аналогичных погрешностях установка элементов (см. рис. 1; 3, а) отверстия детали получается овальным.

На рис. 4 представлен рабочий модуль в виде двузубой секции переменной схемы резания. Макрогеометрия данного модуля (статические характеристики) [4] включает: D_{p1} , D_{p2} — диаметры зубьев по калибрующей ленточке, мм; d — диаметр посадочного отверстия, мм; α , γ — главный задний и передний углы, °; L_L — ширина калибрующей ленточки, мм; t_p — шаг режущих зубьев, мм; h_k — глубина стружечной канавки, мм; R_k — радиус стружкоразделительных канавок, мм.

Реализуемый способ воздействия с удалением материала заготовки детали — разрушение — резание (макрорезание) лезвийным инструментом [4, 10]. Элемент режущего воздействия — фактическая толщина срезаемого слоя A_p , мм [8–11].

Кинематические характеристики режущего элемента (см. рис. 4) аналогичны деформирующим элементам на рис. 1, 3.

Динамические характеристики в виде силового поля [4] включают в себя: суммарную силу резания F_p , Н, удельную (погонную) силу резания q_p , Н/мм, давление резания P_p , МПа [8–10]:

$$P_p = \frac{q_p}{A_p} \quad (2)$$

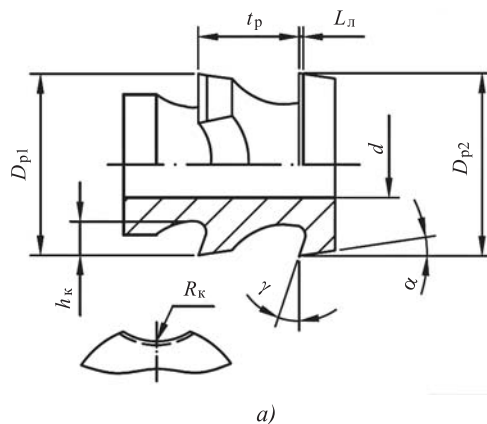


Рис. 4. Конструкция (а) и внешний вид (б) режущего элемента в виде двузубой секции переменной схемы

Температурное поле режущего элемента (см. рис. 4) также аналогично деформирующим элементам на рис. 1, 3.

Изгибная динамическая жесткость режущих зубьев влияет на качество обработки [11].

Статические характеристики режущего элемента (см. рис. 4) следующие [4]: инструментальные материалы — быстрорежущие стали и спеченные твердые сплавы; микрогеометрия воздействующих поверхностей — иррегулярная или регулярная (патент 22261781 РФ) [5, 8]; конструкция — цельная; способ установка на технологическую оправку — с зазором и без зазора; способ получения параметров качества поверхностного слоя отверстия детали — автоматический.

Элементы на рис. 1, 3, 4 позволяют реализовать последовательную комбинацию способов воздействия холодным пластическим деформированием и резанием, что обеспечивает синтез более эффективного комбинированного способа воздействия и соответствующих инструментов для деформирующе-режуще-выглаживающего дорнования отверстий [8–11]. Очаги деформации при резании по предварительно деформированному слою исследованы в работах [8, 9, 24].

При этом сила резания элементом (см. рис. 4) по предварительно деформированному слою по сравнению с резанием без него может быть уменьшена в 1,5 и более раз с соответствующим повышением качества и производительности обработки [8–10, 24].

При отсутствии стружкоразделительных канавок на первом зубе режущей секции (см. рис. 4) и $D_{p1} = D_{p2}$ получим режущий калибрующий элемент — рабочий модуль, реализующий способ воздействия резанием с аналогичными характеристиками.

На рис. 5 представлен деформирующий элемент с усовершенствованными статическими характеристиками рабочих элементов обрабатываемого инструмента [4] в виде последовательно выполненного на поверхностях рабочего конуса 1,

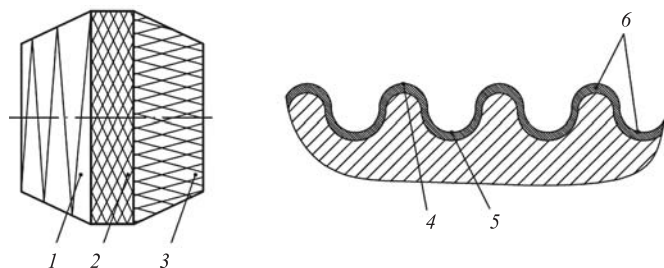


Рис. 5. Деформирующий элемент с регулярным микро-рельефом и пленочным износостойким покрытием воздействующих поверхностей (патент 2560477 РФ)

калибрующей ленточки 2 и обратного конуса 3 регулярного микро-рельефа (РМР) и пленочного износостойкого покрытия 6 (патент 2560477 РФ). РМР представляет собой систему выступов 4 и впадин 5 правильной геометрической формы [5, 8, 9, 12]. Канавки РМР являются мощными аккумуляторами технологической смазки, которая существенно снижает трение и износ [23].

Износостойкое и теплозащитное покрытия толщиной меньше, чем глубина канавок РМР дополнительно повышают стойкость, а также улучшает динамические характеристики в виде снижения сил и температур. В данном случае пленочное покрытие также относится к статическим характеристикам и определяет составную конструкцию деформирующего элемента (см. рис. 5).

Варьируя радиус при вершине микровыступов РМР можно реализовать параллельное воздействие на обрабатываемый материал в виде микро-резания (рис. 6) [5, 6, 8, 9]. РМР улучшает способ воздействия путем многоциклового деформации поверхностного слоя отверстия заготовки детали на микроуровне, создавая его благоприятную текстуру под последующее воздействие режущим элементом (см. рис. 4) [8, 9, 23, 24].

Кроме того, РМР позволяет кардинально усовершенствовать способ воздействия с нанесением (внесением) материала (материалов) в поверхностный слой заготовки детали — технологии применения смазывающе-охлаждающих технологических сред (СОТС) [4].

При этом дорнование может осуществляться с противодействием СОТС по канавкам РМР воздействующих поверхностей деформирующего элемента (см. рис. 5), обеспечивая более благоприятный режим трения, меньшие силы и температуры, а также более высокое качество обработки [14]. В случае применения инновационных металлоплакирующих смазок, реализующих фундамен-

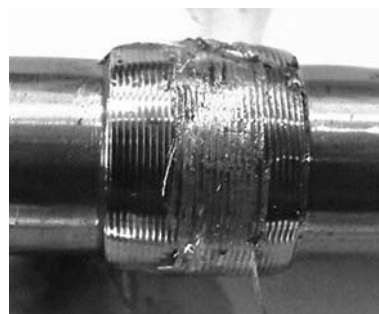


Рис. 6. Параллельное микро-резание и образование микро-стружки при дорновании отверстия в заготовке из латуни ЛС59-1 деформирующим элементом с РМР в виде однозаходных винтовых канавок радиусом 1,5 мм, шагом 0,5 и глубиной 20 мкм

тальное научное открытие эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского [25] — можно пластифицировать деформируемый слой отверстия заготовки (эффект Ребиндера), а за счет образования в контактной зоне "сервовитной" пленки существенно уменьшать силу дорнования и износ инструмента при повышении качества и производительности обработки [6, 13, 18, 20].

Параллельное пластифицирование — уменьшение поверхностной энергии деформируемого слоя отверстия заготовки детали компонентами металлоплакирующей смазки улучшает способы воздействия на обрабатываемый материал холодным пластическим деформированием, а также параллельным микрорезанием [4, 5].

Технологии применения инновационных металлоплакирующих СОТС как самостоятельный способ воздействия на обрабатываемый материал физико-химически позволяют в широких пределах управлять параметрами очага деформации [19]. Деформирующие элементы с РМР за счет улучшенного способа воздействия в виде многоцикло-вой деформации на микроуровне более интенсивно исправляют исходные погрешности отверстия заготовки детали [12], что позволяет решать проблемы, связанные с фундаментальным явлением технологической наследственности.

На рис. 7 представлен деформирующий элемент для дорнования крупноразмерных отверстий с системно [5] усовершенствованными статическими характеристиками рабочих элементов (модулей) обрабатывающего инструмента в виде составной конструкции [4]. В целях экономии дорогостоящих вольфрамсодержащих инструментальных материалов корпус элемента 1 выполнен из конструкционной стали. На корпусе 1 выполнен эвольвентный желоб 2 для наплавки инструментального материала 3.

Как показали исследования с помощью поляризационно-оптического способа на прозрачных моделях данного элемента, эвольвентный профиль наплавочного желоба 2 обеспечивает наибольшую прочность соединения корпуса 1 и инструментальной наплавки 3. Для дополнительного увеличения прочности на сдвиг на поверхности наплавочного желоба выполнен РМР в виде радиусных или эвольвентных канавок 4.

На рис. 8 в первом приближении представлены деформирующие элементы с усовершенствованной винтовой макрогеометрией воздействующих поверхностей (статические характеристики рабочих элементов (модулей) обрабатывающего инструмента) [4].

Винтовая макрогеометрия обеспечивает более плавное силовое взаимодействие с обрабатываемой заготовкой детали [10]. Наличие сквозного винтового макроканала улучшает способ воздействия — технологии применения СОТС [4] за счет надежной подачи технологической смазки в очаг деформации. Используя принцип аналогии, согласно которому оптимально-эффективные характеристики одного метода обработки можно применять в другом методе обработки, элементы (рис. 8) можно системно [4] усовершенствовать путем выполнения однозаходного винтового РМР как у элемента на рис. 5 [5, 8, 12, 23].

Данным примером можно наглядно проиллюстрировать системное развитие информационных баз данных, путем синтеза новых более эффективных технологических объектов за счет применения принципа аналогий.

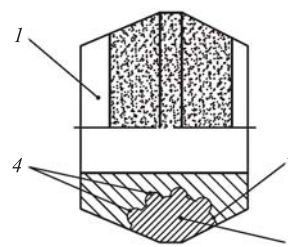


Рис. 7. Составной деформирующий элемент для обработки крупноразмерных отверстий (патент 2303507 РФ)

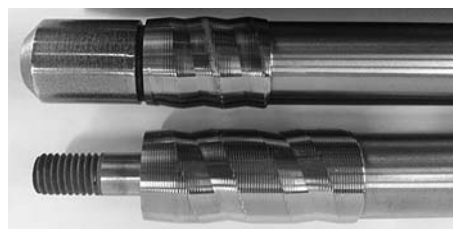


Рис. 8. Деформирующие элементы с однозаходной винтовой макро- и микрогеометрией воздействующих поверхностей

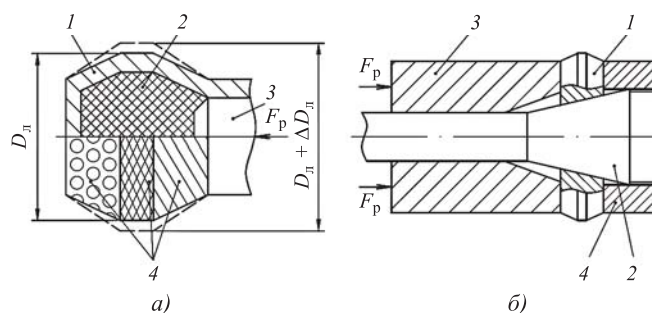


Рис. 9. Регулируемые деформирующие элементы: а — с гидропластмассой по а.с. 366036 СССР; б — с упругими рабочими элементами и конической оправкой по а.с. 579077 СССР

Регулируемые деформирующие элементы — рабочие модули (рис. 9) реализуют сразу два структурных элемента статических характеристик обрабатываемого инструмента [4] в виде сборной конструкции инструментов и реализации индивидуального и автоматического способа получения заданных параметров качества поверхностного слоя отверстия детали.

Индивидуальный способ в отличие от автоматического подразумевает пробные проходы и соответствующую регулировку инструмента для получения регламентированных конструкторской документацией размерно-геометрической точности, шероховатости поверхности и других параметров качества поверхности отверстия детали.

Деформирующий элемент (рис. 9, а) состоит из пустотелого корпуса 1, в котором размещена упругая среда — гидропластмасса 2. Равномерное давление на гидропластмассу передается штоком 3, который соединен с копирным устройством, включая систему числового программного управления (не показаны). В результате упругих деформаций податливого корпуса 1 можно регулировать диаметр элемента по калибрующей ленточке D_d на требуемую величину ΔD_d .

Упомянутый выше (см. рис. 1) автоматический способ получения заданных параметров качества подразумевает предварительную настройку инструмента для их автоматического получения на больших партиях заготовок без подналадки для компенсации износа.

Аналогично рабочим модулям на рис. 5, 8 можно синтезировать более эффективную конструкцию элемента на рис. 9, а путем нанесения различных типов РМР 4 [4, 5] на воздействующие поверхности: рабочий конус — лункообразный РМР; калибрующая ленточка — сетчатый РМР; обратный конус — винтовой многозаходный РМР, где F_p — сила регулировки, Н.

Деформирующий регулируемый элемент на рис. 9, б состоит из упругого деформирующего кольца 1, технологической оправки с коническим участком 2, толкателя 3. Толкатель позволяет не только регулировать диаметр кольца 1 по калибрующей ленточке, но и после дорнования отверстия, смещаясь влево, обеспечивает свободный вывод инструмента меньшего диаметра из обработанного отверстия на холостом (обратном) ходе технологического оборудования.

Имея сменные деформирующие кольца разного диаметра D_d , можно усовершенствовать статические характеристики обрабатываемого инструмента [4] в виде его комплектной конструкции.

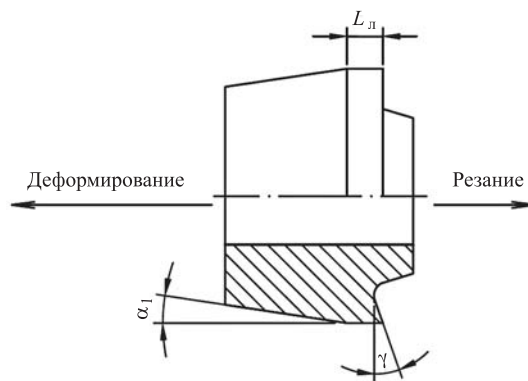


Рис. 10. Комбинированный деформирующе-режущий элемент по а.с. 302187 СССР

Дополнительно конструкция на рис. 9, б может быть улучшена за счет введения в нее ограничителя радиальной упругой деформации кольца 1 в виде резьбовой гайки 4.

Комбинированный, деформирующе-режущий элемент — рабочий модуль (рис. 10) реализует последовательную комбинацию способов воздействия — деформирования и резания [4]. Предварительное холодное пластическое деформирование отверстия заготовки детали осуществляется рабочим конусом с углом α_1 и калибрующей ленточкой $L_d = 0,5...0,3$ мм. При обратном ходе элемента осуществляется последовательное воздействие резанием режущим зубом с главным передним углом γ .

При этом технологический припуск под последующее резание обеспечивается отрицательной остаточной деформацией отверстия после предварительного (опережающего) деформирования [8].

Дополнительно данный элемент реализует эффект Баушингера — сила резания при воздействии резанием против направления предварительного деформирования будет существенно меньше, чем при воздействии резанием в направлении предварительного деформирования.

РМР поверхностей рабочего конуса, калибрующей ленточки и режущего зуба (не показан), а также различные способы воздействия в виде технологий применения металлоплакирующих СОТС [4] позволяют синтезировать на базе элемента (см. рис. 10) более эффективный метод комбинированного дорнования отверстий [8, 13, 18].

Таким образом, фрагментально представленная информационная системно [4] саморазвивающаяся база данных должна включать упорядоченные сведения о физических эффектах, например, упомянутых фундаментальных научных открытиях: эффект безызносности при трении Гаркунова—Крагельского, водородный износ металлов (дипломы на научные открытия Гос. Реестра от-

крытий СССР № 41, 378, патент 2277579 РФ); эффекты Ребиндера, Баушингера и т.д.

Дальнейшее развитие фрагментально представленной информационной базы будет идти путем систематизации деформирующих, режущих и комбинированных элементов — рабочих модулей из работ [15—17, 22].

Логическим дополнением сформированной информационной базы данных являются сведения о вспомогательных элементах обрабатывающего инструмента для дорнования отверстий в виде протяжных и прошивных технологических оправок, направляющих, дистанционных колец и фиксирующих гаек (рис. 11).

Протяжные технологические оправки (рис. 11, а) используются для дорнования глубоких отверстий на протяжных и волочильных станках. Прошивные оправки (рис. 11, б) применяются для дорнования неглубоких отверстий на вертикальных гидравлических прессах. Передние и задние направляющие (рис. 11, в, г) обеспечивают способ установки инструмента по отверстию заготовки детали (статические характеристики метода

обработки [4]). Дистанционные кольца (рис. 11, д) обеспечивают определенный способ установки [4] — шаг расположения насадных рабочих деформирующих, режущих и комбинированных элементов (см. рис. 1, 3—10) на технологических оправках. Чем больше шаг расположения рабочих элементов, тем меньше силы дорнования, но больше длина инструмента — дорна. Фиксирующие гайки (рис. 11, е) дополнительно позволяют нагружать рабочие элементы по торцам, создавая схему их всестороннего сжатия для повышения прочности.

Данные элементы-модули также могут быть системно [4] усовершенствованы, например, путем выполнения на поверхностях оправок, направляющих и дистанционных колец РМР для повышения износостойкости и улучшения теплоотвода при высокоскоростной обработке, для увеличения контактной жесткости [5, 6].

Из анализа полученных результатов можно сделать важный вывод — о сложном взаимовлиянии характеристик метода обработки и их структурных элементов с нижних иерархических уровней на производительность, качество, себестоимость и безопасность обработки [4—7].

Дополнительно на основании выполненного исследования были сформированы по аналогии информационные базы для синтеза оптимального инструментального обеспечения методов комбинированной охватывающей обработки [26] и методов комбинированного протягивания тел вращения [27], что в итоге существенно расширяет возможности алгоритмических процедур искусственного технологического интеллекта [1—4] и фундаментального инновационного направления "Трибология на основе самоорганизации" [25].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Этин А.О.** Кинематический анализ методов обработки металлов резанием. М.: Машиностроение, 1964.
2. **Лившиц А.Л.** Методика поиска новых процессов формообразования // Вестник машиностроения. 1967. № 9. С. 60—64.
3. **Ярославцев В.М.** Разработка методологии поиска новых методов обработки и ее практическая реализация // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение". 2007. № 2. С. 56—70.
4. **Щедрин А.В., Кострюков А.А., Чихачева Н.Ю.** Искусственный технологический интеллект как идеологическая основа всеобщей системы методов обработки материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 6. С. 20—26.
5. **Трибологическая** концепция системного анализа комбинированных методов деформирующе-режущей обработки / А.В. Щедрин и др. // Техника машиностроения. 2001. № 4 (32). С. 53—59.

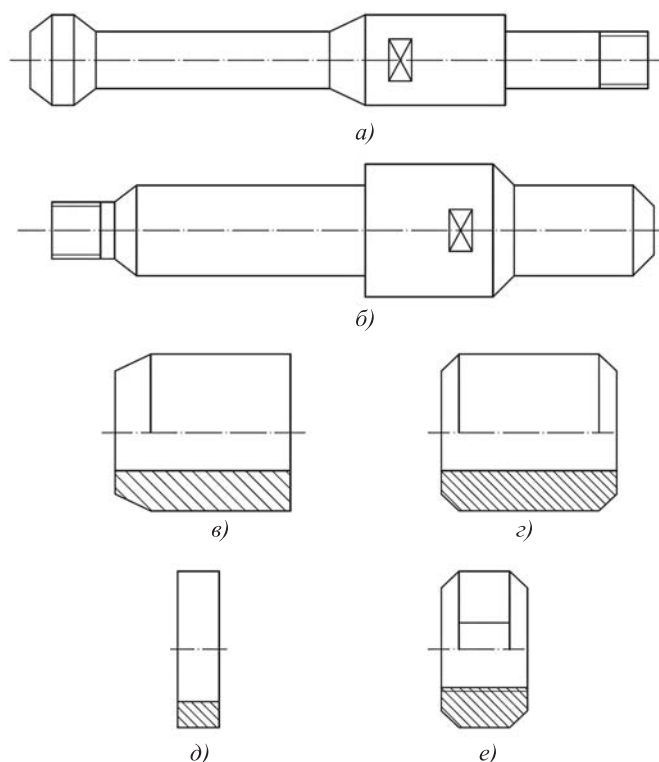
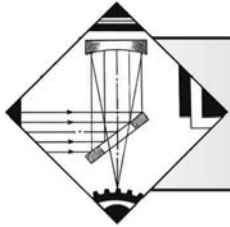


Рис. 11. Информационная база вспомогательных элементов — модулей обрабатывающего инструмента для дорнования цилиндрических отверстий:

а — протяжная технологическая оправка; б — прошивная технологическая оправка; в — передняя направляющая; г — задняя направляющая; д — дистанционное кольцо; е — фиксирующая гайка

6. **Schedrin A.V.** Generalized space-time model of deforming-cutting process // Russian Engineering Research. New-York. Allerton Press. 1997. Vol. 17. No. 3. P. 55–59.
7. **Формулы** для прогнозирования силы комбинированного дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях применения металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин, В.Ф. Алешин, А.В. Бодарева и др. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2017. Т. 18. № 11. С. 518–522.
8. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Повышение эффективности комбинированной обработки отверстий на основе регуляризации микрогеометрии поверхности рабочих элементов инструмента // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 6. С. 14–19.
9. **Щедрин А.В., Ульянов В.В.** Исследование закономерностей режущего прошивания отверстий по предварительно деформированному слою // Технология машиностроения. 2010. № 8. С. 21–24.
10. **Щедрин А.В.** Исследование обрабатываемости вязких сталей комбинированным прошиванием // СТИН. 1998. № 12. С. 27–30.
11. **Бекаев А.А., Щедрин А.В., Скоромнов В.М.** Улучшение геометрических параметров качества обрабатываемой поверхности детали в процессе прошивания на основе усовершенствования конструкции режущих зубьев инструмента // Машиностроитель. 2009. № 8. С. 26–32.
12. **Исследование** явления технологического наследования в методах комбинированного дорнования отверстий / А.В. Щедрин, В.Ф. Алешин, Э.Л. Мельников и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2020. № 1. С. 23–28.
13. **Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Зинин М.А.** Оптимизация рецептуры металлоплакирующих смазок для комбинированного дорнования отверстий в заготовках из нешлифуемых цветных сплавов // Вестник машиностроения. 2012. № 9. С. 76–79.
14. **Совершенствование** технологии применения смазывающе-охлаждающих сред в комбинированных методах обработки проката / А.В. Щедрин и др. // Металлург. 2006. № 3. С. 56–57.
15. **Проскуряков Ю.Г., Романов В.Н., Исаев А.Н.** Объемное дорнование отверстий. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.
16. **Скворцов В.Ф., Арляпов А.Ю.** Дорнование глубоких отверстий малого диаметра. Томск: Изд-во ТПУ, 2005. 91 с.
17. **Сивцев Н.С.** Развитие теории и технологии дорнования отверстий в нестационарных условиях трения инструмента с заготовкой: дис. ... д-ра техн. наук. Ижевск: ИжГТУ, 2005. 298 с.
18. **Технологические** возможности метода комбинированного прошивания отверстий с противодавлением металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин, А.А. Кострюков, Н.Ю. Чихачева и др. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2016. № 9. С. 30–35.
19. **Повышение** эффективности комбинированного дорнования за счет регуляризации микрогеометрии поверхности отверстия обрабатываемой заготовки / А.В. Щедрин, В.Б. Есов, В.Ф. Алешин и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 7. С. 314–317.
20. **Математическая** модель для прогнозирования сил дорнования отверстий инструментом с регулярной микрогеометрией поверхности в условиях противодавления металлоплакирующих смазок / А.В. Щедрин, К.О. Климошкин, А.А. Бекаев и др. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2019. Т. 19. № 2. С. 71–76.
21. **Серезкин М.А.** Расчет температуры нагрева микронеровностей вследствие их пластической деформации и способ уменьшения нагрева // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2017. № 4. С. 10–14.
22. **Розенберг А.М., Розенберг О.А.** Механика пластического деформирования в процессах резания и деформирующего протягивания. Киев: Наукова думка, 1990. 320 с.
23. **Щедрин А.В., Танненгольц А.Б.** Совершенствование характеристик инструмента для деформирующе-выглаживающего прошивания отверстий // Машиностроитель. 2002. № 11. С. 20–23.
24. **Исследование** закономерностей формирования параметров качества поверхностного слоя при резании по предварительно деформированному слою в методах комбинированного дорнования отверстий / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2020. № 2. С. 21–26.
25. **Новое** научное открытие в трибологии на основе самоорганизации / А.В. Щедрин и др. // Ремонт, восстановление, модернизация. 2019. № 6. С. 18–25.
26. **Совершенствование** комбинированных методов редуцирования и прошивания / А.В. Щедрин и др. // Металлург. 2005. № 10. С. 60–69.
27. **Щедрин А.В., Ульянов В.В., Бекаев А.А.** Перспективные инструменты для комбинированного протягивания тел вращения // Тракторы и сельскохозяйственные машины. 2009. № 8. С. 52–55.



В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.В. Ворначева, М.А. Муратов
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)
E-mail: vornairina2008@yandex.ru

Исследование влияния режимов электроискрового легирования на кинетику массопереноса материала легирующего электрода на титановые сплавы для лопаток паровых турбин

Рассмотрена технология упрочнения рабочих кромок лопаток паровых турбин из титановых псевдо- α -сплавов методом электроискрового легирования. Изучено влияние кинетики массопереноса легирующего электрода из никель-хромового сплава на характеристики получаемых покрытий.

Ключевые слова: электроискровое легирование, титановый сплав, электрод, сплав ПГ-12Н-03, покрытие, электроискровой разряд.

The technology for hardening of the working edges of steam turbine blades made of titanium pseudo- α -alloys by electrospark alloying is given. The effect of the mass transfer kinetics of nickel-chromium alloy alloying electrode on the characteristics of the resulting coatings is studied.

Keywords: electrospark alloying, titanium alloy, electrode, PG-12N-03 alloy, coating, electric spark discharge.

Для повышения мощности паровых турбин необходимо увеличить длину рабочих лопаток цилиндра низкого давления, а значит, их габаритные размеры и массу. Практика показала, что наиболее перспективными материалами являются титановые сплавы, которые по сравнению со сталями обладают в 2–2,5 раза более высокими значениями удельной прочности, коррозионно-эрозионной и усталостной стойкости. Применение титановых сплавов сделало возможным создание рабочей лопатки длиной 1400 мм. Однако при воздействии на лопатки потока перегретого пара их рабочие кромки подвергаются интенсивной эрозии и износу под действием каплеударных нагрузок. Опасность эрозионного повреждения турбинных лопаток состоит в том, что в результате образуются концентраторы напряжений в виде сквозных промывов, приводящие к усталостному разрушению рабочих лопаток. Износ лопаток вызывает существенные потери мощности и огромные нерациональные материальные и финансовые затраты, что ведет к заметному удорожанию

производства электроэнергии. Поэтому повышение эрозионной стойкости рабочих кромок турбинных лопаток, наряду с увеличением их прочности, — важные и актуальные задачи современного паротурбостроения.

Анализ литературных источников и нормативных документов, регламентирующих методы упрочнения рабочих кромок, показывает, что на сегодняшний день существует значительное количество более или менее эффективных способов снижения эрозионного воздействия на рабочие кромки турбинных лопаток [1–9]. Большой практический интерес представляют так называемые "пассивные" способы защиты рабочих кромок от разрушения (закалка поверхности токами высокой частоты, напайка стеллитовых пластин, диффузионное насыщение поверхности упрочняющими элементами, ионная имплантация, плазменное напыление, а также электроискровое легирование). Главный недостаток почти всех указанных методов — значительное термическое влияние на упрочняемую поверхность, что для титановых сплавов крайне неже-

лательно. В этом плане минимальное термическое воздействие оказывает метод электроискрового легирования [10–18]. Также стоит отметить значительную простоту метода, он может быть использован как при изготовлении рабочих лопаток паровых турбин, так и при их ремонте на энергетических предприятиях. Однако, несмотря на простоту и эффективность метода, в литературе сравнительно мало данных, свидетельствующих об использовании электроискрового легирования для упрочнения рабочих кромок лопаток паровых турбин.

Для упрочнения поверхности рабочих кромок турбинных лопаток из титановых сплавов использовали порошковый сплав на основе никеля ПГ-12Н-03 (Ni–15Cr–3,5В–4,5Si–4,2Fe–1,0С), характеризующийся высокой коррозионной стойкостью, жаропрочностью и износостойкостью, что позволяет повысить износостойкость упрочняемых деталей.

Покрывают на титановые сплавы ВТ20 и ОТ4 наносили на установке ЭЛФА-541 с вращающимся электродом. Электроды из указанного порошкового сплава изготавливали методом прессования с последующим спеканием (стержни круглого сечения $\varnothing 2$ мм, длиной ≈ 40 мм) и прочно закрепляли во вращающемся электрододержателе установки.

Покрывают на образцы, вырезанные из листов титановых сплавов ВТ20 и ОТ4 толщиной 2 мм в виде квадратов размером 10×10 мм, наносили в воздушной среде. Предварительно образцы зачищали наждачной бумагой и обезжировали ацетоном.

Исследование заключалось в изучении влияния режимов электроискрового легирования (силы импульсного тока, емкости разряда, скорости перемещения электрода по упрочняемой поверхности и числа проходов) на интенсивность массопереноса электродного материала на упрочняемую поверхность. Эта характеристика является наиболее значимой, поскольку по ней определяются технологические режимы упрочнения лопаток.

Для определения массы покрытия образцы взвешивали до и после его нанесения, а также взвешивали электроды до и после ЭИЛ в целях определения их эрозии [19–21]. Результаты представлены на рис. 1–4.

Результаты исследований показывают, что сила тока, емкость разряда и удельное время (скорость) нанесения электроискровых покрытий значительно влияют на интенсивность массопереноса материала анода (сплава ПГ-12Н-03) на поверхность катода (титановых сплавов).

Повышение силы тока искрового разряда (см. рис. 1) неоднозначно влияет на кинетику массо-

переноса электродного материала. На графиках, построенных по данным экспериментов как для сплава ОТ4, так и для сплава ВТ20 выявляются локальные минимумы и максимумы.

Минимальный массоперенос соответствует силе тока 5 А и ниже, что свидетельствует о недостаточной энергии искрового разряда. Максимальная удельная масса электроискрового покрытия, наносимого на единицу площади рабочей кромки титановой лопатки, получается при силе тока от 8 до 10 А. В данном исследовании эта масса была равна 0,65 и 0,54 г/см² для сплавов ВТ20 и ОТ4 соответственно. Различие в массах покрытий можно объяснить разницей в составе легирующих элементов сплавов ВТ20 и ОТ4.

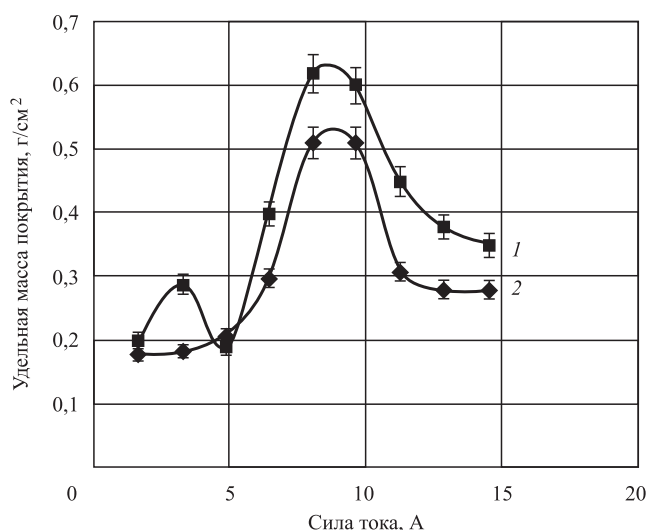


Рис. 1. Зависимость удельной массы покрытия от силы тока при ЭИЛ для сплава: 1 – ВТ20; 2 – ОТ4

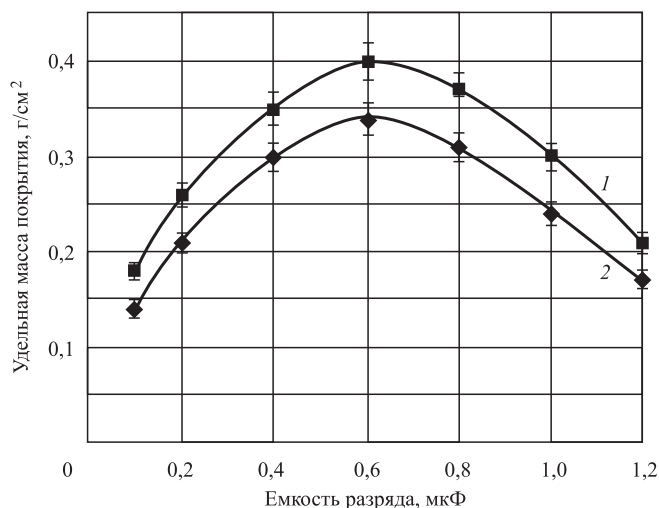


Рис. 2. Зависимость удельной массы электроискрового покрытия от емкости разряда при ЭИЛ для сплава: 1 – ВТ20; 2 – ОТ4

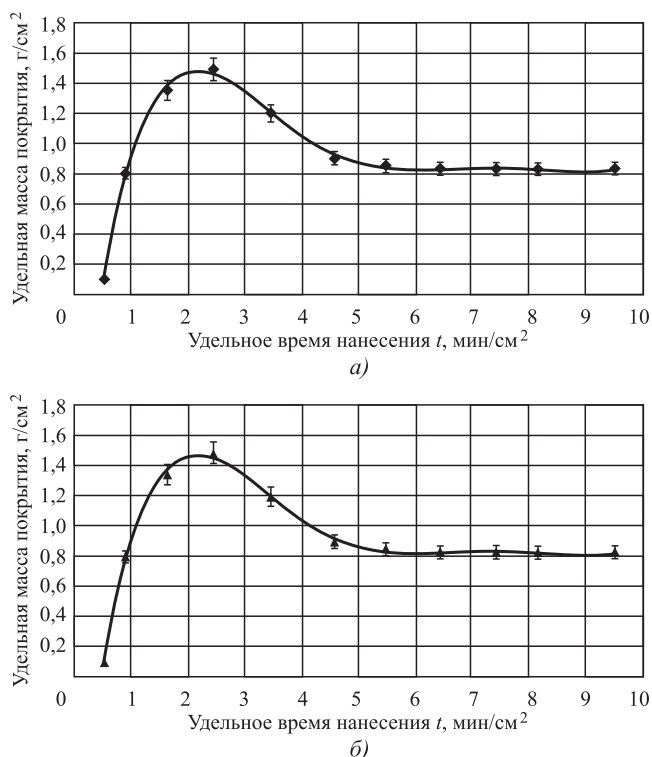


Рис. 3. Зависимость удельной массы электроискровых покрытий от удельного времени (скорости) нанесения покрытий при ЭИЛ для сплава:
1 — VT20; 2 — OT4

С увеличением силы тока электроискрового разряда больше 10 А масса электроискрового покрытия на обоих сплавах (VT20 и OT4) достаточно резко уменьшается за счет образования в нем множественных пор вследствие увеличения скорости переноса материала анода и размеров частиц переносимого материала.

Емкость разряда при электроискровом легировании в отличие от силы тока оказывает меньшее влияние на массоперенос электродного материала. График можно описать квадратичной зависимостью $y = -ax^2 + b$. Наибольшая интенсивность роста толщины электроискровых покрытий как на сплаве VT20, так и на сплаве OT4 обнаруживается при емкости разряда 0,6 мкФ (см. рис. 2).

Наиболее сильно влияет на массоперенос электродного материала на титановую подложку при электроискровом легировании удельное время нанесения покрытий (см. рис. 3). С увеличением удельного времени нанесения электроискровых покрытий масса наносимого покрытия сначала резко возрастает до некоторой максимальной величины. Для покрытий на сплаве VT20 максимум массопереноса соответствует удельному времени нанесения ≈ 2 мин/см², а для покрытий на сплаве OT4 — ≈ 32 мин/см², при этом удельная масса покрытия со-

ставляла 1,4...1,5 г/см². С дальнейшим увеличением удельного времени нанесения покрытий на обоих сплавах масса этих покрытий уменьшается.

При ширине валика электроискрового покрытия, равного приблизительно 1 мм, оптимальная скорость перемещения электрода по поверхности упрочняемой рабочей кромки паротурбинной лопатки составляет 0,67 и 0,55 мм/с для сплава VT20 и OT4 соответственно.

Зависимости массы электроискровых покрытий из сплава ПГ-12Н-03 от времени электроискрового легирования, полученные в данном исследовании, показывают, что эта масса снижается при увеличении времени, т.е. при уменьшении скорости перемещения электрода по поверхности ниже 0,67 мм/с для сплава VT20 или ниже 0,55 мм/с для сплава OT4.

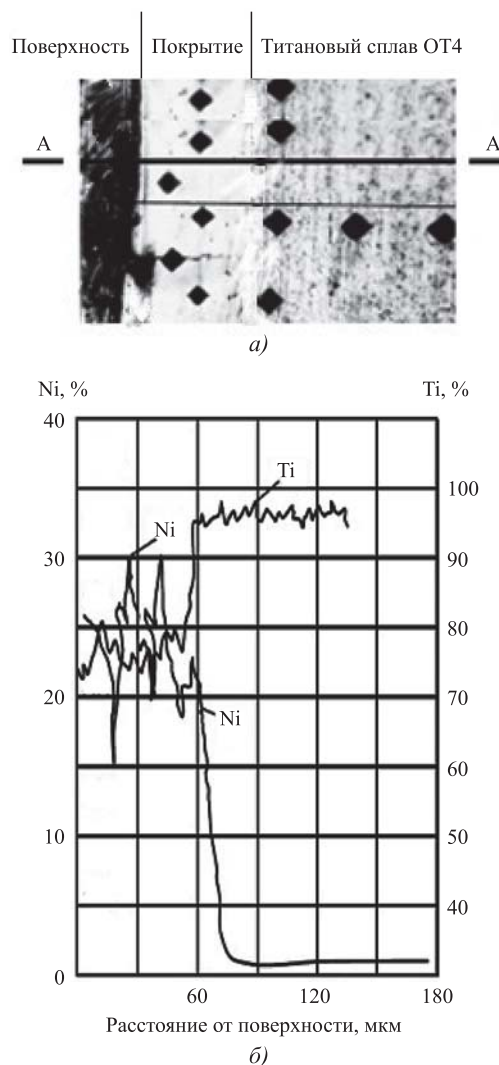


Рис. 4. Микроструктура ($\times 360$) титанового сплава OT4 с покрытием из никелевого сплава ПГ-12Н-03 (а) и концентрационные кривые Ti и Ni в покрытии и в зоне соединения покрытия с основой (б)

Противоречие снижения массы покрытия при уменьшении скорости движения электрода по поверхности объясняется тем, что в процессе электроискрового легирования с увеличением времени действия электрических импульсов на один и тот же участок поверхности значительно повышается его температура, а следовательно, возрастает эрозия покрытия. На поверхности анода из сплава ПГ-12Н-03 из-за обратного переноса материала катода (подложки из титанового сплава) на анод возникает модифицированный слой, отличающийся от материала легирующего электрода по физико-химическим свойствам, представляющий собой сложный композиционный материал, содержащий как элементы легирующего электрода, так и элементы подложки и межэлектродной среды, а также химические соединения, возникающие при реакциях между этими элементами в результате воздействия высоких температур. Именно он и переносится в дальнейшем на легируемую поверхность.

Были измерены концентрационные кривые содержания титана и никеля в зоне соединения покрытия ПГ-12Н-03 и титанового сплава ОТ4 (см. рис. 4). Титан в никелевом ЭИЛ-покрытии содержится в виде интерметаллидов типа Ti_2Ni , $TiNi$ и $TiNi_3$ и в виде оксидов титана, также в покрытии присутствуют оксиды никеля. Основой электроискрового покрытия является твердый раствор титана в никеле. Это свидетельствует о том, что структуру и фазовый состав покрытий определяет во многом влияние межэлектродной среды. Поскольку опыты проводили в воздушной среде, в покрытиях из-за действия кислорода воздуха образовалось значительное количество оксидов Ti и Ni , которые в свою очередь могут ухудшать качество покрытия за счет повышения хрупкости. Поэтому можно дать рекомендацию проводить нанесение ЭИЛ-покрытий на титановые сплавы в среде аргона.

Вторичные слои с видоизмененной структурой и составом формируются под действием межэлектродной фазы (кислорода, азота и др.), импульсных термических нагрузок и обратного переноса материала с подложки на электрод. Эти параметры и характеризуют интенсивность массопереноса электродного материала на титановую подложку и его потери на испарение и рассеяние в окружающее пространство.

В результате увеличения числа проходов легирующего электрода по упрочняемой поверхности рабочей кромки титановой лопатки паровой турбины масса покрытия увеличивается практически линейно и одинаково как для сплава ВТ20, так и для сплава ОТ4 (рис. 5).

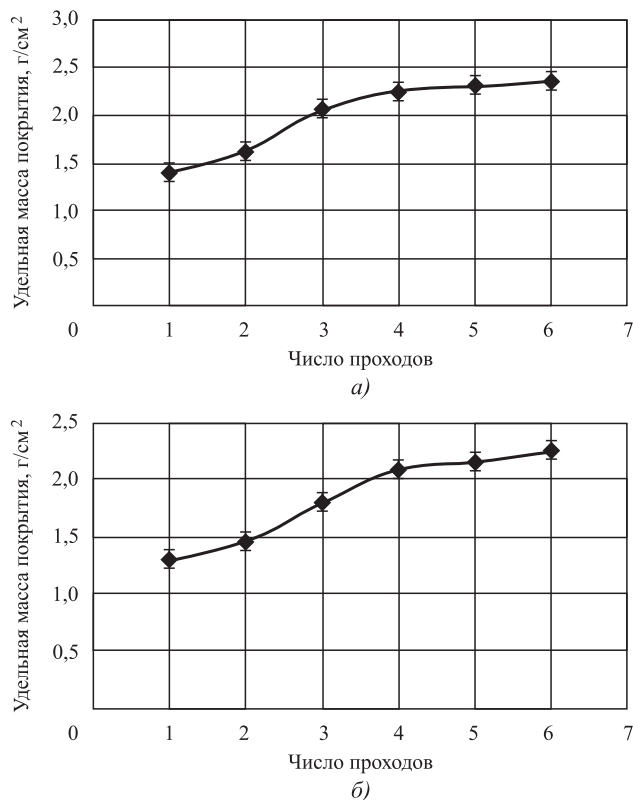


Рис. 5. Зависимость удельной массы нанесенного покрытия от числа проходов в процессе ЭИЛ титановых сплавов: 1 — ВТ20; 2 — ОТ4

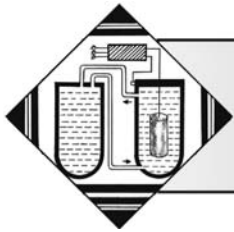
Масса покрытия значительно увеличивается до четырех проходов, далее происходит снижение интенсивности нарастания покрытия, так как при последующих проходах (5 и более проходов) подложка представляет собой уже не исходный титановый сплав, а хромоникелевый сплав с физико-химическими характеристиками, отличающимися от титановых сплавов ВТ20 и ОТ4 до нанесения ЭИЛ-покрытий.

Продукты эрозии, которые возникают при нанесении первого слоя сплава ПГ-12Н-03 на титановые сплавы процентное содержание жидкой фазы составляет 25...27 %, твердой фазы — 73...75 %. При нанесении того же сплава на предыдущие слои покрытия, т. е. при повторных проходах, количество жидкой фазы возрастает до 50 % и более из-за значительно более низкой температуры плавления сплава NiCr (1000...1200 °С) по сравнению с температурой плавления титана (≈ 1600 °С). При этом смачиваемость катода жидкой фазой, которая переносится с анода, возрастает, поэтому уменьшается интенсивность эрозии легирующего электрода, а массоперенос снижается. Помимо этого, значительное количество жидкой фазы способствует большим потерям легирующего материала и приводит к усадке покрытия.

Учитывая все приведенное выше, можно дать рекомендации по промышленному упрочнению, а также ремонту рабочих кромок лопаток паровых турбин из титановых сплавов методом электроискрового легирования. Установленные режимы можно применять для нанесения защитных покрытий как при производстве лопаток паровых турбин, так и при их ремонте.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рыженков В.А.** Состояние проблемы и пути повышения износостойкости энергетического оборудования ТЭС // Теплоэнергетика. 2000. № 6. С. 20—21.
2. **Гонсеровский Ф.Г.** Семнадцатилетний опыт эксплуатации лопаток паровых турбин после ремонта с применением сварки // Теплоэнергетика. 2000. № 4. С. 39.
3. **Гонсеровский Ф.Г., Силевич В.М.** Технико-экономическое обоснование способа ремонта эрозионно-изношенных паротурбинных лопаток в условиях электростанций // Тяжелое машиностроение. 2001. № 9. С. 21—22.
4. **Сельский С.В., Сорокина Т.М.** Повышение эрозионной стойкости лопаток турбин закалкой с нагревом ТВЧ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2000. № 4. С. 29—31.
5. **Гонсеровский Ф.Г., Петреня Ю.К., Силевич В.М.** Долговечность паротурбинных рабочих лопаток с учетом ремонта в условиях электростанций // Электрические станции. 2000. № 3. С. 11—18.
6. **Welding Repair of Blade Steam Turbine By** / T. Thisar-ticle, E.S. Hashim, A Fadel, E. Al-Hassani // *Advances in Natural and Applied Sciences*. 2016. Vol. 10. P. 168—185.
7. **Технология** ремонта рабочих лопаток паровых турбин Ч. 1. Ремонт методом нанесения высокохромистой наплавки / Ф.А. Хромченко, В.А. Лаппа, И.В. Федина и др. // Сварочное производство. 1998. № 11. С. 19—23.
8. **Технология** ремонта рабочих лопаток паровых турбин. Ч. 2. Ремонт комбинированным способом сварки и наплавки / Ф.А. Хромченко, В.А. Лаппа, И.В. Федина и др. // Сварочное производство. 1999. № 2. С. 25—30.
9. **Технология** ремонта рабочих лопаток паровых турбин. Ч. 3. Усталостная прочность отремонтированных рабочих лопаток / Ф.А. Хромченко, В.А. Лаппа, И.В. Федина // Сварочное производство. 1999. № 4. С. 6—7.
10. **О восстановлении** ресурса рабочих лопаток и дисков паровых турбин / Л.А. Жученко, В.В. Кортенко, Ю.А. Сахнин и др. // Электрические станции. 2001. № 5. С. 21—24.
11. **Патент** на полезную модель № 38661 РФ, МПКВ23Н 7/26(2000.01). Устройство для электроискрового легирования с приводом от вращающегося ротора / А.В. Беляков, А.Н. Горбачев, В.И. Шапин, С.В. Вихрев; 2004104850/22; заявл. 25.02.2004; опубл. 10.07.2004. 7 с.
12. **Опыт** применения электроискровых технологических процессов при упрочнении и восстановлении деталей основного и вспомогательного оборудования тепловых электрических станций / А.В. Беляков, О.Ю. Гурылев, В.И. Шапин, А.Н. Горбачев // Повышение надежности сварных соединений при монтаже и ремонте технологического оборудования в энергетике: локл. 2-го науч. практ. семинара, 6—8 декабря 2005. Киев, 2005.
13. **СТО ВТИ 30.003—2004.** Методические указания о порядке формирования эрозионностойких защитноупрочняющих покрытий на рабочих лопатках паровых турбин в процессе изготовления, эксплуатации и ремонта методом электроискрового легирования / А.В. Беляков, В.Ф. Резинских, Е.А. Гринь и др. М.: ОАО "ВТИ", 2004.
14. **Патент** на полезную модель № 52104 РФ, МПК F01D 5/28(2006.01). Рабочая лопатка с защитным покрытием для влажно-паровой ступени паровой турбины / А.В. Беляков, В.Ф. Резинских, А.Н. Горбачев, О.Ю. Гурылев; 2005121169/22; заявл. 07.07.2005; опубл. 10.03.2006. 20 с.
15. **Патент** на полезную модель № 63451 РФ, МПК F01D 5/28(2006.01). Рабочая лопатка влажнопаровой ступени турбины с двухслойным эрозионностойким покрытием пера лопатки / А.В. Беляков, А.Н. Горбачев, О.Ю. Гурылев, Ф.Ф. Сергеев и др.; 2007105170/22; заявл. 13.02.2007; опубл. 27.05.2007. 3 с.
16. **Ремонт** лопаток паровых турбин после эрозионного износа / Н.А. Погребной, В.Ф. Зозуля, А.М. Бугаев и др. // Технология и организация производства. 1976. № 11. С. 55—57.
17. **Гонсеровский Ф.Г., Гурский Г.Л.** Об эффективности сварочных способов ремонта паротурбинных лопаток и упрочнения их входных кромок // Сварочное производство. 1993. № 8. С. 18—21.
18. **Mann B.S., Vivek A.** HVOF coating and surface treatment for enhancing droplet erosion resistance of steam turbine blades // *Wear*. 2003. 254. P. 652—667.
19. **Описание** процесса электроискрового легирования (Обобщенная модель) / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, В.В. Шкатов и др. // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2016. № 4 (21). С. 58—66.
20. **Исследование** кинетики процесса формирования упрочненного поверхностного слоя, его структуры и фазового состава на спеченном сплаве ОТ4, полученного методом электроэрозионного диспергирования с локальным электроискровым нанесением покрытия / В.Н. Гадалов, И.В. Ворначева, А.Н. Горлов и др. // Перспективное развитие науки, техники и технологий: сб. науч. тр. VII Междунар. науч.-практ. конф. Курск, 2017. С. 63—66.
21. **Применение** электроискрового легирования электродными материалами на основе карбида вольфрама для наноструктурирования поверхности стали 35 / В.Н. Гадалов, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков и др. // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2017. № 11—2. С. 97—113.



П.Г. Овчаренко, С.А. Терешкина, А.Ю. Лещев, В.В. Тарасов
(Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук)
E-mail: ovcp@yandex.ru

Влияние борирования на стойкость к абразивному изнашиванию хромсодержащих железоуглеродистых сплавов

Показано влияние химико-термической обработки (борирования) на структуру, состав, глубину и твердость поверхностного слоя образцов из хромсодержащих железоуглеродистых сплавов: стали 95X18 и чугунов ЧХ12 и ЧХ32. Представлены результаты сравнительных испытаний исследуемых материалов на износостойкость в условиях сухого трения по закрепленному абразиву.

Ключевые слова: борирование, хромсодержащие железоуглеродистые сплавы, поверхностный слой, бориды, износостойкость.

The effect of chemical-thermal treatment (borating) on the structure, composition, depth and hardness of the surface layer of samples from chromium-bearing iron-carbon alloys: 95Kh18 steel and ChKh12 and ChKh32 cast iron is shown. The results of comparative tests of the studied materials on the wear resistance in the conditions of dry friction on fixed abrasive are presented.

Keywords: borating, chromium-bearing iron-carbon alloys, surface layer, borides, wear resistance.

Введение

Для улучшения эксплуатационных характеристик материалов широко применяются способы химико-термической обработки, заключающиеся в диффузионном насыщении поверхности упрочняемой детали различными элементами [1]. Борирование, в частности, проводят в целях увеличения стойкости к абразивному изнашиванию, повышению жаро- и теплостойкости [2], формирование боридов обеспечивает высокую твердость поверхностного слоя, которая сохраняется при нагреве до температуры 950 °С [3].

Для оценки влияния борирования на характеристики износостойкости хромсодержащих железоуглеродистых сплавов, а именно стали 95X18 и чугунов ЧХ12 и ЧХ32, в работе приведены данные сравнительных испытаний исследуемых материалов на износостойкость в условиях сухого трения о закрепленный абразив. Представлены результаты диагностики структуры и состава борированных образцов.

Материалы и методика исследований

В качестве хромсодержащих железоуглеродистых сплавов для борирования использовали сталь 95X18 (0,9...1,0 % С; 17...19 % Cr; ≤0,8 % Si; ≤0,7 % Mn) [4] и чугуны ЧХ12 (3,2 % С; 11 % Cr; 1,2 % Mn; 1,8 % Si) и ЧХ32 (2,1 % С; 31 % Cr; 1,1 % Mn; 2,1 % Si). Образцы стали изготавливали из проката, чугуны — из предварительно изготовленных отливок. Выбор данных материалов обусловлен их широким применением при изготовлении деталей для агрегатов и узлов нефтехимической, добывающей и перерабатывающей промышленности, работающих в условиях интенсивного, в том числе и абразивного изнашивания [4, 5].

Процесс борирования проводили в металлических контейнерах с использованием порошкообразных составов на основе карбида бора, с добавкой в качестве активатора хлористого аммония. Герметично закрытые контейнеры с образцами, засыпанными реакционной смесью, помещали в печь с температурой 950...970 °С, про-

должительность обработки составляла 5 ч, после выдержки контейнеры охлаждали вместе с печью.

Фазовый анализ определяли качественно на рентгеновском дифрактометре ДРОН-6, оценку структуры и съемку образцов проводили на микроскопе Neophot 21, твердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3М.

Износостойкость определяли на трехкоординатном фрезерном станке с ЧПУ "КХЗА" (Profi, Германия) по изменению массы образцов. Для измерения массы использовали лабораторные весы ВЛА-200г-М. Методика испытаний: перемещение вращающегося образца, закрепленного в шпинделе станка, по электрокорундовой шкурке на тканевой основе [6]. Параметры испытания: частота вращения образца 750 мин^{-1} ; скорость линейного перемещения образца 750 мм/мин ; давление прижима образца к абразиву $0,47 \text{ Н/мм}^2$; зернистость шкурки М40 ($28...40 \text{ мкм}$) и 5-Н ($50...63 \text{ мкм}$).

Результаты исследований и их обсуждение

На образцах борированный слой представлен в виде светлотравящейся зоны, состоящей из игольчатых кристаллов, расположенных перпендикулярно к поверхности насыщения (рис. 1). Под слоем боридов расположена переходная зона, которая согласно работе [3], характеризуется большим содержанием углерода, чем основной металл, благодаря его массопереносу из поверхности насыщения. Фазовый состав, глубина и твердость исследуемых образцов представлены в таблице.

Один из основных недостатков борирования — повышенная хрупкость слоя, вызванная высокой твердостью боридов. Для устранения данного дефекта составы насыщающей среды и время выдержки подбираются таким образом, чтобы обеспечить формирование предпочтительно одно-

Фазовый состав, твердость и глубина борированного слоя

Марка сплава	Твердость, НВ			Глубина, мкм		Фазовый состав
	БС	ПЗ	ОМ	БС	ПЗ	
95Х18	1363	596	305	30...40	60...70	FeB
ЧХ12	1394	562	408	40...50	60...70	FeB, (Cr, Fe) ₇ C ₃
ЧХ32	1442	665	663	20...30	60...80	FeB, (Cr, Fe) ₇ C ₃ , (Cr, Fe) ₂₃ C ₆

Примечание: БС — борированный слой; ПЗ — переходная зона; ОМ — основной металл.

фазного слоя оптимальной глубины, состоящего из борида Fe_2B либо FeB [3]. Выбранные в работе режимы обработки позволили получить борированный слой, содержащий борид железа FeB , отслоения полученного покрытия при испытании образцов не наблюдалось.

Состав материала влияет на глубину борирования: в общем случае увеличение количества легирующих компонентов в сплаве затрудняет диффузию бора и приводит к уменьшению глубины слоя [2, 3]. При этом содержание углерода в материале незначительно сказывается на глубине, поскольку при борировании углерод оттесняется от поверхности в объем металла, что обеспечивает практически равные условия для диффузии бора и разница в глубине борирования конструкционных сталей с различным содержанием углерода оказывается небольшой [3, 7]. Из полученных данных видно, что увеличение содержания хрома в исследуемых материалах приводит к снижению глубины борирования (см. таблицу).

Высокая твердость поверхности материалов после борирования должна предполагать повышение

износостойкости. Для определения данной оценки проводили сравнительные испытания материалов на абразивное изнашивание, результаты которых графически представлены на рис. 2.

Борирование стали 95Х18 позволяет повысить стойкость к абразивному изнашиванию на 30 % (при зернистости абразива $28...40 \text{ мкм}$) по сравнению с закаленным материалом, борирование с последующей термообработкой (закалка с низким отпуском: температура нагрева $1050...1070 \text{ }^\circ\text{C}$, охлаждение на воздухе, темпе-

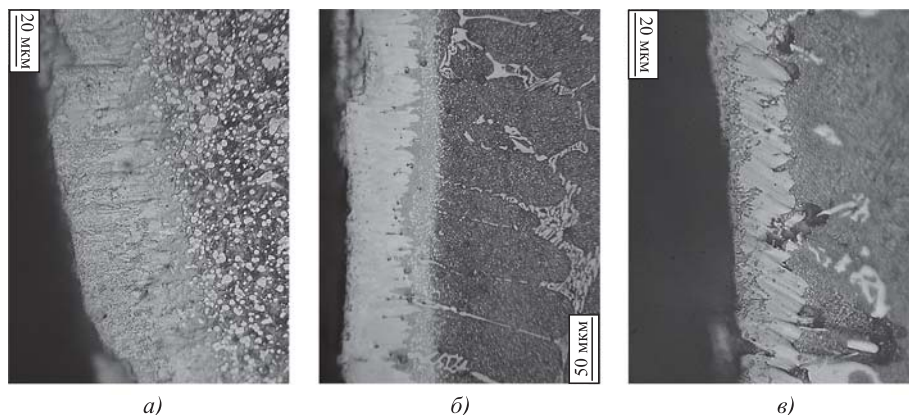


Рис. 1. Структуры борированного слоя:
а — сталь 95Х18; *б* — чугун ЧХ12; *в* — чугун ЧХ32

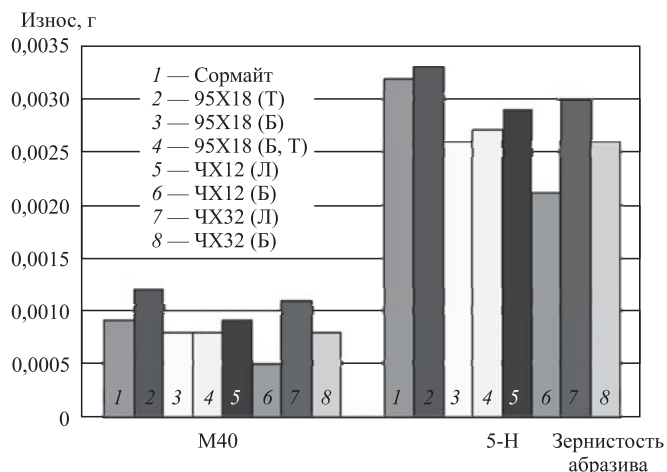


Рис. 2. Массовый износ образцов:

Т — термообработка; Л — литое состояние; Б — борирование

ратура отпуска 160...180 °С) дает аналогичные результаты. Отсутствие влияния термообработки на характеристики износостойкости борированных образцов из стали 95X18 вызвана незначительными нагрузками на материал в ходе испытания. Согласно работе [7], износостойкость в основном зависит от состава, твердости и глубины борированного поверхностного слоя, а твердость основы значительно сказывается на стойкости к абразивному изнашиванию только в случае высоких нагрузок. При увеличении размера абразива (50...63 мкм) повышение износостойкости борированного слоя в сравнении с закаленным образцом составляет ~20 %.

Чугун ЧХ12 после борирования показывает повышение абразивной стойкости на 40...45 % по сравнению с литым состоянием и на 30...35 % в сравнении с борированной сталью 95X18 при зернистости абразива 28...40 мкм. Аналогичная зависимость наблюдается для чугуна ЧХ32: повышение износостойкости в случае применения шкурки М40 составляет ~30 % по сравнению с литым состоянием, в сравнении с борированной сталью 95X18 значения износостойкости сопоставимы. При увеличении размера зерна абразива (шкурка 5-Н) повышение стойкости исследуемых чугунов по сравнению с литым состоянием составляет 25 % для ЧХ12 и 15 % для ЧХ32.

Различия в износостойкости стали и чугунов обусловлено наличием в структуре последних карбидных составляющих, являющихся характерными фазами хромистых чугунов данного класса [8], присутствие которых в борированном слое дополнительно позволяет повысить стойкость к абразивному изнашиванию. Увеличение содержания хрома в белых чугунах свыше 10 %

приводит к образованию в их структуре тригональных карбидов $(Cr,Fe)_7C_3$, которые в отличие от карбидов цементитного типа обладают большей твердостью и дисперсностью [9]. При содержании в чугуне 30 % хрома, наряду с карбидами M_7C_3 , формируются также карбиды типа $M_{23}C_6$ и карбидные составляющие в чугуне ЧХ32 представлены двумя типами $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$ [10]. Повышенная износостойкость ЧХ12 по сравнению с ЧХ32, как в литом, так и в борированном состоянии, вызвана различным содержанием карбидных составляющих в материале, поскольку количество карбидов в белых чугунах пропорционально содержанию углерода [9, 10], чугун ЧХ12 содержит 3,2 % С, ЧХ32 — 2,1 % С.

Согласно работе [9], существует связь между износостойкостью сталей и их твердостью, износостойкость наплавочных сплавов типа сормайт не зависит от формы и взаимного расположения структурных составляющих, а связана с макротвердостью сплава. В свою очередь, стойкость к абразивному изнашиванию белых чугунов, в том числе рассматриваемых хромистых, определяется как структурой основного металла, так и, в значительной степени, размером, формой и количеством карбидных составляющих [8, 9]. Карбиды в чугунах ЧХ12 и ЧХ32 обуславливают лучшие показатели износостойкости в литом состоянии, сопоставимые со стойкостью сормайта, по сравнению с закаленной сталью 95X18 (см. рис. 2).

Использование применяемого в работе метода оценки износостойкости не показало явного влияния твердости основного металла и параметров переходной зоны борированного слоя в исследуемых образцах на стойкость к абразивному изнашиванию. Это обусловлено, в первую очередь, незначительной нагрузкой прижатия образца к поверхности абразива, что вызывает изнашивание, в основном, по механизму микрорезания, а твердость основы и характеристики переходной зоны, согласно работе [7], значительно сказываются в случае высоких давлений на образец в ходе испытаний.

В общем случае изнашивание — сложный многофакторный процесс, включающий наряду с абразивным сочетание разнообразных видов воздействий — коррозионно-механического, адгезионного, усталостного, кавитационного, что определяет механизм изнашивания и целесообразность применения материалов и способов их упрочнения. В целом проведенные исследования позволяют рекомендовать борирование для повышения абразивной износостойкости хромосодержащих железоуглеродистых сплавов, в частности из стали 95X18 и чугунов ЧХ12 и ЧХ32.

Выводы

Борирование хромосодержащих железоуглеродистых сплавов 95X18, ЧХ12 и ЧХ32 приводит к формированию поверхностного слоя высокой твердости (1363...1442 НV), что позволяет повысить стойкость материалов к изнашиванию в условиях сухого трения о закрепленный абразив.

Наибольшее влияние на глубину борирования в рассматриваемых материалах оказывает хром — увеличение содержания хрома в сплаве снижает глубину борированного слоя (с 50 мкм на ЧХ12 до 30 мкм на ЧХ32), не изменяя при этом фазовый состав и твердость структурных составляющих.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Молодык Н.В., Зенкин А.С.** Восстановление деталей машин: справочник. М.: Машиностроение, 1989. 480 с.

2. **Полевой С.Н., Евдокимов В.Д.** Упрочнение металлов: справочник. М.: Машиностроение, 1986. 320 с.

3. **Райцес В.Б., Литвин В.М.** Химико-термическая обработка деталей. Киев: Техника, 1980. 152 с.

4. **Марочник сталей и сплавов** / под ред. И.Р. Крынина, А.А. Астафьева, Е.П. Могилевского. М.: ЦНИИТМАШ, 1971. 484 с.

5. **Чернышов Е.А.** Литейные сплавы и их зарубежные аналоги: справочник. М.: Машиностроение, 2006. 336 с.

6. **Пат. 2601502 РФ, МПК G01N3/56.** Способ испытания материала на абразивное изнашивание / В.В. Тарасов, И.С. Трифонов, Ю.В. Пузанов, А.Г. Бажин. Опубл. 10.11.2016.

7. **Гуревич Б.Г., Говязина Е.А.** Электролизное борирование стальных деталей: справочное пособие. М.: Машиностроение, 1976. 72 с.

8. **Марукович Е.И., Карпенко М.И.** Износостойкие сплавы. М.: Машиностроение, 2005. 428 с.

9. **Гарбер М.Е.** Износостойкие белые чугуны: свойства, структура, технология, эксплуатация. М.: Машиностроение, 2010. 280 с.

10. **Чугун:** справочник / под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. М.: Металлургия, 1991. 576 с.

УДК 621.794

DOI: 10.36652/1813-1336-2020-16-10-460-467

В.П. Панков, И.С. Арустамова, М.В. Степанова, А.Б. Фурсина, М.М. Арутюнян
(Краснодарское высшее военное авиационное училище летчиков
имени героя Советского Союза А.К. Серова)
E-mail: pankovvp61@list.ru

Исследование закономерностей формирования диффузионных покрытий, нанесенных хромоалитированием в вакууме

Рассмотрены отдельные элементы технологии хромоалитирования в вакууме, особенности расчетов упругостей паров компонентов сплавов, оценки скорости осаждения металлов на подложку вакуумным методом, диффузионные процессы, происходящие при формировании покрытий. На основе серии экспериментов с различной продолжительностью процессов определены зависимости удельного прироста массы, толщины покрытия и состава покрытия от продолжительности процесса. Установлено, что от режимов термовакуумной обработки и скорости охлаждения после хромоалитирования зависят размеры частиц упрочняющей γ' -фазы, а последние определяют сопротивляемость сплава ползучести.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, жаропрочный сплав, лопатка турбины, окисление, хромоалитирование, смесь, покрытие, структура, термовакуумная обработка, упрочняющая фаза, ползучесть.

Separate elements of vacuum chromoaluminizing technology, features in calculations of vapor elasticity of alloy components, estimation of the metals deposition rate to the substrate by the vacuum method, and diffusion processes occurring during the formation of coatings are considered. The dependences of specific mass gain, coating thickness and coating composition on the process are determined on the basis of series of experiments with different process durations. It is found that the particle sizes of the hardening γ' -phase depend on the modes of thermal vacuum treatment and the cooling rate after chromoaluminizing, and the latter determine the creep resistance of the alloy.

Keywords: gas turbine engine, heat-temperature alloy, turbine blade, oxidation, chromoaluminizing, mixture, coating, structure, thermal vacuum treatment, hardening phase, creep.

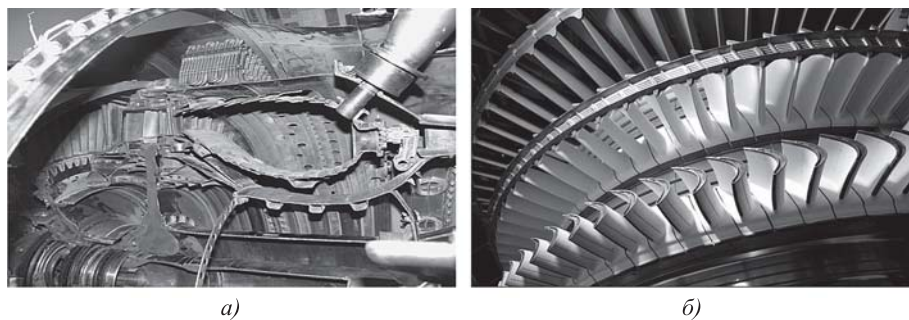


Рис. 1. Разрез газотурбинного двигателя (а), лопатки турбины (б)

Для изготовления деталей газовых турбин, работающих в условиях воздействия газового потока, широкое применение находят жаропрочные сплавы на основе никеля (рис. 1). Для обеспечения сопротивляемости окислению на жаропрочные сплавы наносят жаростойкие покрытия. В работах [1–7] проведены исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации, приведены составы новых металлических и металлокерамических покрытий.

Разработанные под руководством П.Т. Коломыцева составы комбинированных покрытий и технологии их нанесения [8–11] предусматривают нанесение диффузионного покрытия методом хромоалитирования в вакууме как составной части комбинированного покрытия. Рассмотрим отдельные элементы технологии хромоалитирования в вакууме [12–15].

Вакуумный метод получения покрытий основан на способности металлов при высокой температуре испаряться, испарившихся атомов металла перемещаться в вакууме на значительные расстояния от точки испарения и осаждаться на поверхности, находящейся на их пути. В замкнутой системе испарившиеся атомы металла образуют пар, который характеризуется определенным давлением. Равновесное давление насыщенного пара, или упругость пара при данной температуре, определяется природой испаряющегося вещества.

Для расчета упругостей паров компонентов сплава используют уравнение Гиббса–Дюгема для двухкомпонентных сплавов при постоянных давлении и температуре:

$$N_1 d\mu_1 + N_2 d\mu_2 = 0, \quad (1)$$

где N_i — молярные доли i -го компонента в сплаве; μ_i — термодинамический потенциал данного компонента в сплаве.

Для оценки скорости осаждения металлов на подложку вакуумным методом необходимо знать

скорость испарения металлов. Чтобы произошло испарение металла, к нему необходимо подвести определенное количество энергии ω — скрытую теплоту сублимации. Согласно уравнению Клайперона–Клаузиуса для идеального газа, между упругостью пара p и скрытой теплотой сублимации ω имеет место соотношение:

$$\frac{d}{dt}(\ln p) = -\frac{\omega}{RT}, \quad (2)$$

где R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура.

После интегрирования получаем

$$\lg p = A - \frac{B}{T}, \quad (3)$$

где A — постоянная интегрирования; $B = \omega/4575$.

При учете зависимости теплоты сублимации от температуры соотношение (2) имеет вид:

$$\lg p = A - \frac{B}{T} + C \lg T + DT, \quad (4)$$

где C и D — постоянные.

Для хрома в интервале температур 1000...2173 К упругость пара в зависимости от температуры выражается уравнением:

$$\lg p_{Cr}^o = -\frac{20\,630}{T} - 0,22 \cdot 10^{-3} T + 7,82. \quad (5)$$

Для алюминия в интервале температур 1000...2303 К:

$$\lg p_{Al}^o = -\frac{16\,720}{T} + 7,02. \quad (6)$$

Для алюминия и хрома скорости испарения w , г/(см²·с), в зависимости от абсолютной температуры удовлетворяют следующим соотношениям:

для алюминия

$$\lg w = 8,27 - 0,5 \lg T - \frac{15\,940}{T}, \quad (7)$$

для хрома

$$\lg w = 9,56 - 0,5 \lg T - \frac{2000}{T}. \quad (8)$$

Для оценки парциальных упругостей пара над сплавами пользуются законом Рауля, согласно которому при данной температуре давление P на-

сыщенного пара над сплавом пропорционально молярной доле компонента N в сплаве:

$$P = P^0 N, \quad (9)$$

где P^0 — упругость пара над чистым металлом.

Для количественной характеристики упругости пара над сплавом обычно пользуются характеристикой, которую называют активностью. Активность a представляет собой отношение упругости пара P данного компонента над сплавом к упругости пара P^0 над данным компонентом:

$$a = P/P^0. \quad (10)$$

Для идеальных сплавов $a = N$.

Для сплавов, которые не подчиняются закону Рауля, связь активности с концентрацией выражают в виде:

$$a = \gamma N, \quad (11)$$

где γ — коэффициент активности.

Используя характеристику активности, уравнение (1) можно записать в виде:

$$N_1 d(\ln a_1) + N_2 d(\ln a_2) = 0. \quad (12)$$

Для получения покрытий хромоалитированием (ХА) в вакууме используют хромоалюминиевые порошки, которые обычно содержат 7...20 % мас. Al, отнесенных к металлической составляющей смеси. Процесс осаждения хрома и алюминия в вакууме ведется в интервале температур 1000...1200 °С. При данных температурах давление паров хрома и алюминия больше, чем никеля, поэтому они могут осаждаться в вакууме на никелевую подложку при одинаковой температуре подложки и испаряемого металла. Давление насыщенного пара алюминия при хромоалитировании в вакууме зависит не только от температуры, но и состава смеси. Парциальное давление алюминия над порошковой смесью в интервале температур 1000...1573 К при изменении содержания алюминия в смеси от 3...6 % мас. и постоянном содержании хрома (35 %) приведено в табл. 1.

Таблица 1

Парциальное давление алюминия при хромоалитировании над смесью

Содержание алюминия в смеси		Давление алюминия ($-\lg P_{Al}$) при T , К				
% мас.	% ат.	1000	1273	1373	1473	1573
3	8	10,80	7,42	6,53	5,74	5,05
6	15	10,53	7,15	6,26	5,47	4,78

При столкновении с подложкой атомы осаждаемого металла адсорбируются на ее поверхности, образуются зародыши конденсированного металла, которые в результате роста преобразуются в тонкую пленку. Диффузионные процессы, происходящие при формировании покрытий, описываются первым и вторым законами Фика. Согласно первому закону Фика, количество вещества J , продиффундировавшего через данное сечение в единицу времени при условии, что ось x параллельна градиенту концентрации, пропорционально градиенту концентрации, dc/dx и площади сечения S :

$$J = -DS \frac{dc}{dx}. \quad (13)$$

Для $S = 1$:

$$J = -D \frac{dc}{dx} \text{ — первый закон Фика,} \quad (14)$$

где D — коэффициент диффузии.

Для практических расчетов используют второй закон Фика, который описывает изменение концентрации диффундирующего вещества со временем:

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2}. \quad (15)$$

Для определения коэффициента диффузии для двойных сплавов пользуются методом Матано, согласно которому коэффициент диффузии D вычисляется для любой концентрации $c = c_x$ по формуле

$$D(c_x) = -\frac{1}{2t} \left(\frac{dx}{dc} \right)_{c_x} \int_0^{c_x} x dc. \quad (16)$$

Расстояние x отсчитывается от площади Матано, для которой $\int_0^1 x dc = 0$.

Диффузия в твердых растворах замещения для металлов с плотноупакованной решеткой совершается по узлам кристаллической решетки. Коэффициент диффузии зависит от типа твердого раствора. В твердых растворах внедрения диффузия идет значительно быстрее, чем в твердых растворах замещения. При рассмотрении концентрированных твердых растворов необходимо учитывать, что процесс выравнивания концентрации обуславливается перемещением не только растворенного вещества, но и растворителя. Общую диффузионную подвижность при выравнивании концентраций характеризуют коэффициентом диффузии D . Парциальные коэффициенты диф-

Таблица 2

Энергия активации диффузии в фазах системы никель—алюминий

Фаза	Природа диффузионного процесса	Q , кДж/моль
Ni_2Al_3	Диффузия алюминия в Ni_2Al_3	200
$NiAl$	Диффузия никеля в $NiAl$	170
Ni_3Al	Диффузия никеля в Ni_3Al	50

фузии D_A и D_B , характеризующие подвижность атомов компонентов A и B , в твердом растворе различны. Согласно Даркену, между коэффициентом взаимной диффузии D и парциальными коэффициентами диффузии D_A и D_B имеет место соотношение

$$D = D_A N_B + D_B N_A, \quad (17)$$

где N_B, N_A — молярные доли компонентов.

Значения энергий активации диффузии приведены в табл. 2.

Во всех фазах между Al и NiAl при диффузии перемещаются только атомы алюминия, в то время как в фазах от Ni до NiAl перемещаются только атомы никеля. Глубину вакуума выбирают такой, чтобы обеспечить как достаточную длину пробега осажденных атомов, так и необходимую чистоту покрытия.

Температура хромоалитирования должна совпадать с температурой закалки сплава. Если сплав подвергается двум закалкам, то процесс ведут при температуре второй закалки. Продолжительность выдержки при температуре выбирается такой, чтобы получить покрытие требуемой толщины. Обычно выдержка составляет 2...5 ч.

На основе серии экспериментов с различной продолжительностью процессов и температурой хромоалитирования определены зависимости удельного прироста массы $\Delta m/S$, толщины покрытия h и состава покрытия от времени процесса t (рис. 2—5) [13—15].

Зависимости носят параболический характер и могут быть описаны соотношениями типа:

$$\left(\frac{\Delta m}{S}\right)^2 = K_m(t - t_0), \quad (18)$$

где K_m — параболическая константа, описывающая скорость увеличения массы покрытия; t_0 — параметр, описывающий время "установления" процесса.

Время t характеризует время прогрева смеси и образцов, а также время, необходимое для фор-

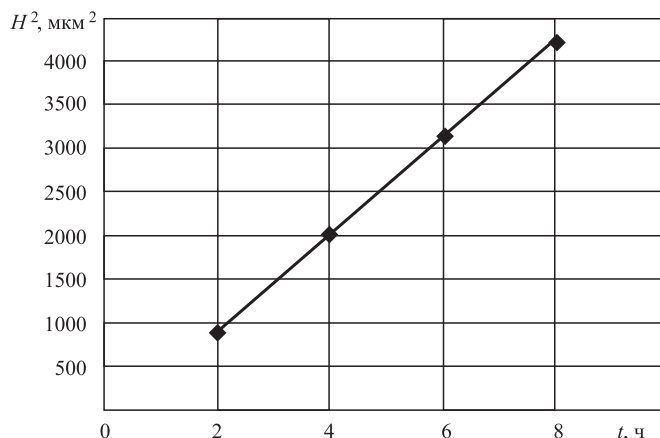


Рис. 2. Зависимость квадрата толщины покрытия от продолжительности ХА ($T_{ХА} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$, смесь — 21 % мас. Al, сплав ЖС32ВСНК)

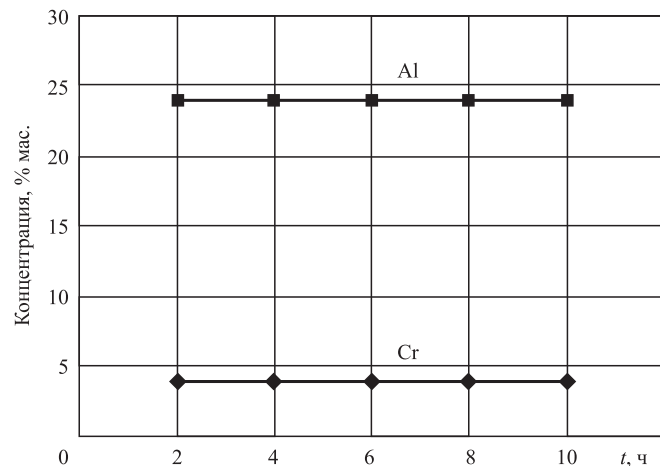


Рис. 3. Влияние продолжительности ХА на концентрацию Al и Cr в покрытиях ($T_{ХА} = 1100 \text{ }^\circ\text{C}$, смесь — 21 % мас. Al, сплав ЖС32ВСНК)

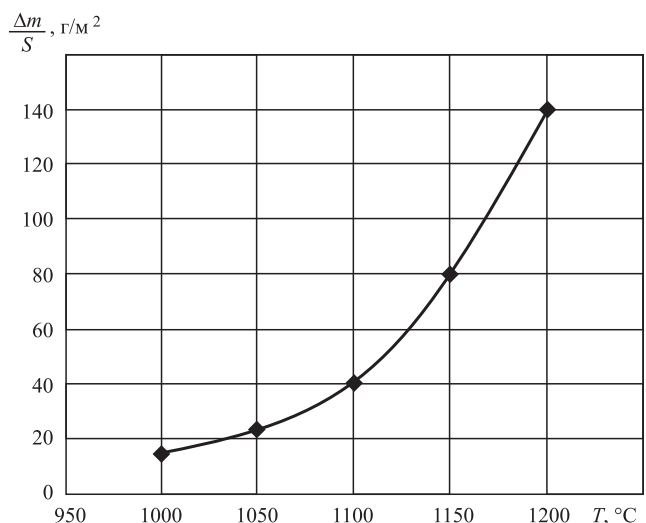


Рис. 4. Влияние температуры ХА на удельное увеличение массы образцов (сплав ЖС32ВСНК, смесь — 13 % мас. Al, ХА в течение 4 ч)

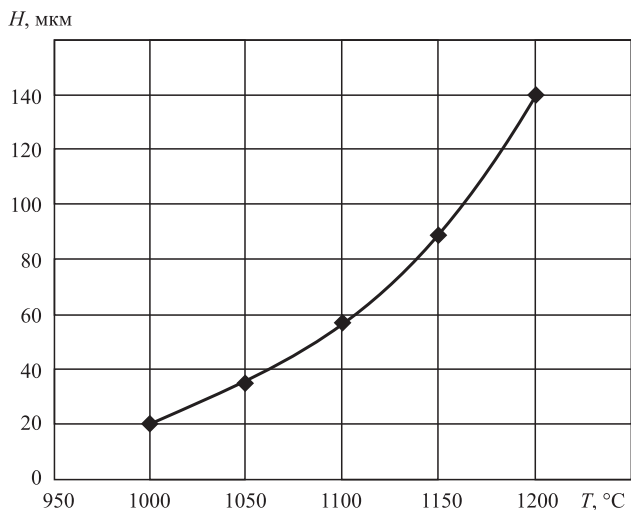


Рис. 5. Влияние температуры ХА на толщину покрытий (сплав ЖС32ВСНК, смесь — 21 % мас. Al, ХА в течение 4 ч)

мирования сплошного алюминидного слоя. После формирования такого слоя и установления постоянной температуры рост покрытия контролируется диффузионными процессами и, следовательно, должен описываться параболическими зависимостями. Время t_0 зависит только от температуры и практически не зависит от состава смеси.

Аналогичные зависимости получены для кривых, описывающих изменение толщины покрытия от времени воздействия (см. рис. 2).

$$(H)^2 = K_h(t - t_0). \quad (19)$$

На рис. 3 представлены зависимости концентраций алюминия и хрома около наружной поверхности покрытий от времени. Состав покрытий на наружной поверхности при росте покрытия не изменяется. Это означает, что рост покрытия носит установившийся характер, при котором потоки атомов алюминия и хрома в покрытие из порошковой смеси уравниваются аналогичными потоками из покрытия в сплав. Время установления процесса описывается параметром τ_0 .

Температурные зависимости удельного увеличения массы образцов при хромоалитировании носят экспоненциальный характер (см. рис. 4) и могут быть описаны соотношениями типа:

$$\frac{\Delta m}{S} = G_0 \exp\left(-\frac{Q_m}{RT}\right), \quad (20)$$

где Q_m — энергия активации процесса увеличения массы.

Значения коэффициента G_0 и энергии активации Q_m для исследованных сплавов были определены путем обработки экспериментальных за-

висимостей по методу наименьших квадратов и приведены в табл. 3. Эти данные позволяют сделать вывод о незначительном влиянии состава сплава на увеличение массы образцов при хромоалитировании. Увеличение массы образцов является следствием увеличения толщины покрытия и изменения его состава.

Зависимости толщин покрытий от температуры также носят экспоненциальный характер (см. рис. 5) и могут быть представлены соотношениями вида:

$$H = h_0 \exp\left\{-\frac{Q_h}{RT}\right\}, \quad (21)$$

где Q_h — энергия активации процесса роста толщины покрытия.

Значения коэффициентов h_0 и энергии активации Q_h приведены в табл. 4. Значения энергии активации Q_h больше значений Q_m . Это означает, что при увеличении температуры процесса доставки алюминия и хрома из смеси интенсифицируется в большей степени, чем процесс диффузии никеля из сплава в покрытие. Это должно приводить к увеличению концентрации алюминия в покрытии при увеличении температуры.

При хромоалитировании в вакууме покрытие состоит из наружной и внутренней зон. К внут-

Таблица 3

Значения коэффициента G_0 и энергии активации Q_m для изменения удельной массы образцов из различных сплавов

Марка сплава	G_0 , мг/м ²	Q_m , Дж/моль
ЖС6У	0,0196 ± 0,0020	667 ± 62,5
ЖС26	0,0251 ± 0,0022	629 ± 62,5
ЖС32	0,0180 ± 0,0020	717 ± 62,5
ЭП220	0,0285 ± 0,0022	617 ± 62,5
Ni	0,0365 ± 0,0035	605 ± 62,5

Таблица 4

Значения коэффициента h_0 и энергии активации Q_h для толщины покрытия на образцах из различных сплавов

Марка сплава	h_0 , мкм	Q_h , Дж/моль
ЖС6У	0,0015 ± 0,0003	859 ± 42
ЖС26	0,0017 ± 0,0003	825 ± 42
ЖС32	0,0014 ± 0,0003	871 ± 42

Толщины наружных H_n , внутренних $H_{вн}$ и диффузионных $H_{диф}$ зон после хромоалитирования в течение 4 ч в смеси с 7 % мас. Al

Температура, °С	Зона, мкм	Толщина зоны, мкм, для сплавов			
		ХН77ТЮР	ХН70ВМТЮФ	ХН55ВМТФКЮ	ХН51ВМТЮКФ
1050	H_n	28,0	23,4	20,0	16,4
	$H_{вн}$	12,7	12,2	11,0	9,4
	$H_{диф}$	7,0	8,0	9,5	11,0
1100	H_n	41,0	37,7	30,8	26,0
	$H_{вн}$	15,7	15,6	13,9	12,4
	$H_{диф}$	10,5	12,0	14,0	16,0
1150	H_n	60,2	59,5	48,3	40,7
	$H_{вн}$	19,4	19,8	17,8	16,3
	$H_{диф}$	17,5	19,5	23,0	28,0

Таблица 5 ренной зоне примыкает область с повышенным содержанием алюминия — диффузионная зона. Толщину покрытия можно с достаточной точностью определить металлографическим методом, а толщину диффузионной зоны — рентгеноспектральным анализом. Из табл. 5, 6 видно, что с увеличением температуры хромоалитирования и продолжительности процесса относительные толщины внутренней и диффузионных зон уменьшаются, причем в меньшей степени для низколегированных сплавов типа ХН77ТЮР и в большей, для высоколегированных типа ХН51ВМТЮКФ и что чем меньше содержит никеля сплав, тем больше в покрытии Al_{max} — максимальная концентрация алюминия.

Значения максимальной концентрации алюминия в наружной зоне покрытия образцов, хромоалитированных в смеси с 4 % мас. Al

Сплав	t , ч	Al_{max} , % мас., при температуре, °С			
		1050	1080	1100	1150
ХН51ВМТЮКФ	4	15,5	16,6	17,3	16,6
	8	16,0	17,1	17,6	16,2
	12	16,2	17,3	17,7	15,3
ХН77ТЮР	4	14,2	14,2	15,9	15,7
	8	14,8	14,8	16,2	15,2
	12	14,9	16,0	16,1	14,0

Таблица 6

Суммарные толщины внутренних и диффузионных зон тем больше, чем меньше никеля содержится в сплаве (ХН77ТЮР — 77 % мас. Ni; ХН55ВМТФКЮ — 55 % мас. Ni). А для одних и тех же условий хромоалитирования при увеличении температуры процесса, чем меньше содержит никеля сплав, тем тоньше получаемое покрытие и тем больше максимальная концентрация алюминия в нем.

Термовакuumная обработка (ТВО) сплава (закалка, отжиг) проводится в целях формирования его структуры и оказывает значительное влияние на параметры покрытий. На рис. 6—12 показано влияние термовакuumной обработки на параметры покрытий.

От режимов термовакuumной обработки и скорости охлаждения после хромоалитирования за-

Al, % мас.

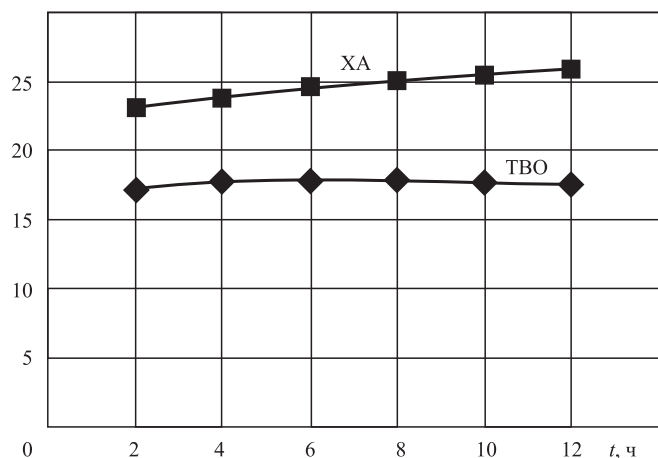


Рис. 6. Зависимость концентрации алюминия в наружной зоне покрытия от времени ХА (сплав ЖС32ВСНК, смесь — 13 % мас. Al, ТВО — 1240 °С, 1 ч 15 мин, $T_{ХА} = 1050$ °С)

Al, % мас.

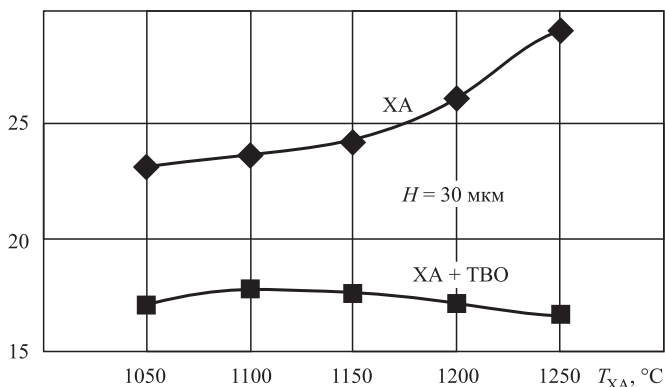


Рис. 7. Зависимость концентрации алюминия в наружной зоне покрытия при ХА и ХА + ТВО от температуры ХА (сплав ЖС32ВСНК, смесь — 13 % мас. Al, ТВО — 1240 °С, 1 ч 15 мин)

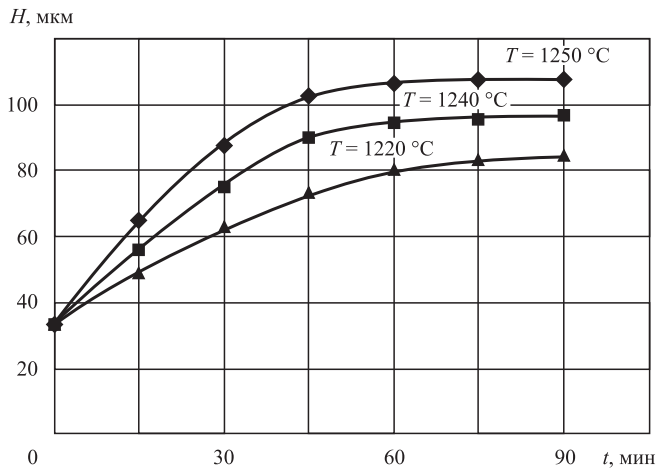


Рис. 8. Зависимость прироста толщины покрытия от температуры термовакуумной обработки ($H = 35$ мкм, сплав ЖС32ВСНК)

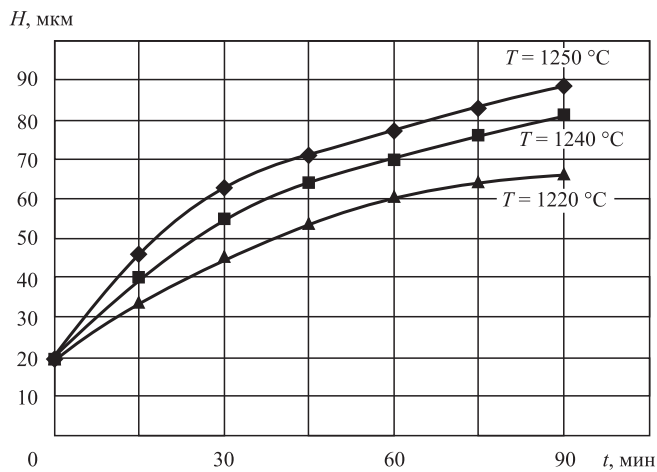


Рис. 9. Зависимость прироста толщины покрытия от температуры термовакуумной обработки ($H = 20$ мкм? сплав ЖС32ВСНК)

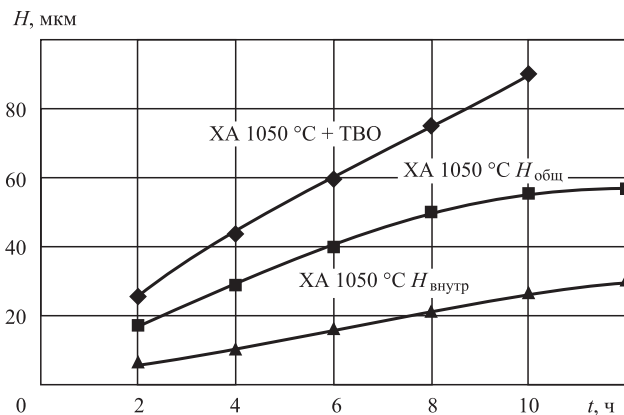
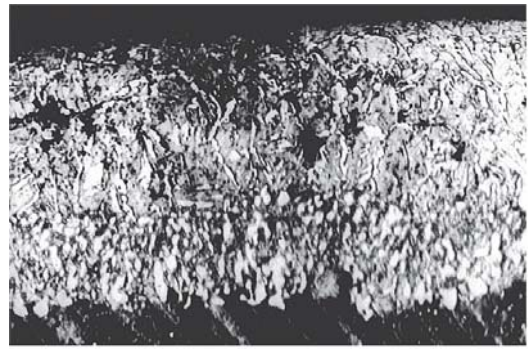
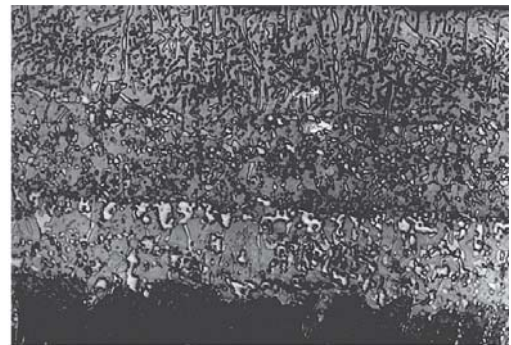


Рис. 10. Изменение толщины покрытия в зависимости от продолжительности процесса ХА (смесь — 13% мас. Al, ТВО — 1240 °C, 1 ч 15 мин, сплав ЖС32ВСНК, $H_{общ}$ — полная толщина покрытия, $H_{внутр}$ — толщина диффузионной зоны)



а)



б)

Рис. 11. Структура покрытия после хромоалитирования (а) и термовакуумной обработки (б)



а)



б)

Рис. 12. Микроструктура сплава ВЖЛ12У после хромоалитирования и термовакуумной обработки ($\times 1000$): а — частицы γ' -фазы размером 1...1,5 мкм; б — частицы γ' -фазы размером 15...60 мкм

висят размеры частиц упрочняющей γ' -фазы, а последние определяют сопротивляемость сплава ползучести (с увеличением размеров γ' -фазы сопротивляемость сплава ползучести уменьшается). Поэтому необходимо добиваться наибольшей скорости охлаждения. Неверный режим хромоалитирования и термообработки, его несоответствие режимам термообработки сплава, приводит к изменению морфологии упрочняющей γ' -фазы, снижению прочностных характеристик сплава (см. рис. 11, 12) и повышенной вытяжке лопаток турбин газотурбинных двигателей во время эксплуатации.

В большинстве случаев скорость охлаждения после хромоалитирования, равная 13...17 °С/мин, является достаточной для получения в структуре высокопрочных никелевых сплавов частиц γ' -фазы размером 1,0...1,5 мкм, что обеспечивает длительную прочность сплава и удовлетворительную сопротивляемость ползучести.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панков В.П.** Исследования сплавов и покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей в процессе эксплуатации // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 5 (137). С. 36—40.
2. **Панков В.П.** Исследования комбинированных жаростойких покрытий лопаток турбин газотурбинных двигателей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 3 (135). С. 26—30.
3. **Панков В.П.** Исследование способов удаления покрытий с лопаток турбин газотурбинных двигателей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 11 (143). С. 32—40.
4. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Структурные изменения в жаростойких покрытиях лопаток турбин при эксплуатации // НаукаПарк. 2014. № 2—2 (22). С. 51—55.
5. **Панков В.П., Шаталов А.И., Соловьев В.А.** Комбинированные жаростойкие покрытия лопаток турбин

газотурбинного двигателя // НаукаПарк. 2014. № 2—2 (22). С. 56—61.

6. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Удаление покрытий с рабочих лопаток ГТД // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 4. С. 33—37.

7. **Панков В.П., Павлоградский С.А., Панков Д.В.** Разработка комбинированного жаростойкого покрытия для лопаток турбин высокого давления газотурбинного двигателя // Ремонт, восстановление, модернизация. 2006. № 5. С. 22—27.

8. **Пат. 2145363 РФ.** Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев. Оpubл. 10.01.96, Бюл. № 4.

9. **Пат. 2272089 РФ.** Способ нанесения комбинированного жаростойкого покрытия на лопатки турбин / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев, Д.В. Панков. Оpubл. 20.03.06, Бюл. № 8.

10. **Пат. 2349679 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на лопатки турбин ГТД / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, Д.В. Панков. Оpubл. 20.03.09, Бюл. № 8.

11. **Пат. 2402639 РФ.** Способ нанесения комбинированного теплозащитного покрытия на детали из жаропрочных сплавов / В.П. Панков, П.Т. Коломыцев, В.Д. Ковалев, Д.В. Панков. Оpubл. 27.10.10, Бюл. № 30.

12. **Коломыцев П.Т.** Высокотемпературные защитные покрытия для никелевых сплавов. М.: Металлургия, 1991.

13. **Коломыцев П.Т., Кочетов С.А.** Исследование механизма и закономерностей истощения защитных свойств жаростойких покрытий // Защитные покрытия. Научно-методические материалы ВВИА им. Н.Е. Жуковского. 1990. С. 146—157.

14. **Панков В.П., Ковалев В.Д.** Исследование диффузионных покрытий, нанесенных методом хромоалитирования в вакууме // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. Т. 16. № 2 (182). С. 85—92.

15. **Исследование** закономерностей формирования диффузионных покрытий на современных жаропрочных никелевых сплавах / В.П. Панков, А.Л. Бабаян, М.В. Куликов и др. // Ползуновский вестник. 2020. № 1. С. 124—129.



С.Г. Цих
(АО "НПО "ЦНИИТМАШ", г. Москва),
А.А. Красуля, А.С. Помельникова
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана),
А.В. Филимонов
(ООО "Производственная компания "Борец", г. Москва)
E-mail: krasulya230593@gmail.com

Низкотемпературное жидкостное борирование чугуна нирезист

Исследовано влияние низкотемпературного жидкостного борирования на структуру и свойства чугуна нирезист. Проведены металлографические исследования и оптимизация режимов низкотемпературного жидкостного борирования. Установлено, что низкотемпературное жидкостное борирование повышает коррозионную стойкость нирезиста в имитаторе пластовой жидкости более чем в 50 раз, а в имитаторе промывочной жидкости — более чем в 100 раз по сравнению с исходным состоянием. Разработанная технология борирования обеспечивает увеличение гидроабразивостойкости чугуна нирезист.

Ключевые слова: низкотемпературное жидкостное борирование, чугун нирезист, микроструктура, микротвердость, бориды, износостойкость, коррозионная стойкость.

The effect of low-temperature liquid borating on the structure and properties of Ni-resist cast iron is studied. Metallographic studies and optimization of low-temperature liquid borating modes are performed. It is found that after low-temperature liquid borating increases the corrosion resistance of Ni-resist in the reservoir fluid simulator is more than 50 times, and in the washing liquid simulator — more than 100 times compared to the initial state. The developed technology of low-temperature liquid borating provides increase in the water-resistance of Ni-resist cast iron.

Keywords: low-temperature liquid borating, Ni-resist cast iron, microstructure, microhardness, borides, wear resistance, corrosion resistance.

Введение

Аустенитный чугун нирезист тип 1 (согласно стандарту ASTM A436-84, далее — нирезист) широко применяется при изготовлении ступеней (рабочих колес (РК) и направляющих аппаратов (НА)) погружных электроцентробежных насосов (ЭЦН) для добычи нефти [1]. Чугун нирезист коррозионно-стойкий и одновременно износостойкий материал, обеспечивающий достаточно высокий ресурс и надежность при эксплуатации насосов в скважинах с повышенным содержанием механических примесей и повышенным коррозионным фактором. Однако существует целый ряд так называемых особо осложненных скважин с повышенным содержанием механических примесей — до 2000 мг/л и выше. При этом во время залповых выбросов пластового песка его концентрация может достигать несколько тысяч мг/л [2]. В этих условиях наиважнейшее значение приобретает не только износостойкость нирезиста, но и его гидроабразивостойкость.

В деталях ступеней в таких условиях за короткое время происходит практически полный износ поверхностей, образующих пары трения, а также возникают сквозные промывы, приводящие к потере производительности, и в дальнейшем — к аварийной остановке ЭЦН. Для таких скважин применяют ЭЦН с дополнительными сепараторами пластовой жидкости от механических примесей, а сами детали ступеней изготавливают из более износостойких и коррозионно-стойких материалов, например из нирезиста (тип 4), и изменяют рабочую частоту тока. Все это сильно удорожает стоимость самого ЭЦН, а также стоимость его эксплуатации и обслуживания.

Для особо осложненных условий эксплуатации ранее была разработана технология высокотемпературного (>800 °С) жидкостного борирования ступеней погружных ЭЦН из нирезиста, которая успешно прошла экспериментальную проверку как на стенде, так и в условиях опытно-промышленных испытаний на Вань-Еганском месторождении. Износ ступеней из нирезиста, упрочненного

методом высокотемпературного жидкостного борирования, был в среднем в 2,5 раза меньше, чем у ступеней из обычного нирезиста, не подвергнутого борированию, после эксплуатации высокодебитного ЭЦН в течение 213 суток.

Однако применение высокотемпературного жидкостного борирования для упрочнения ступеней низкодебитных ЭЦН связано с определенными трудностями. В частности, из-за того, что поля допусков посадочных размеров РК и НА низкодебитных ЭЦН конструктивно значительно меньше, чем у высокодебитных, приходится вводить отрицательные припуски на посадочные размеры под последующее борирование. Это приводит к дополнительным затратам на механическую обработку. Соответственно, возрастают дополнительные финансовые расходы на переналадку управляющих программ станков ЧПУ под новые, измененные размеры и изготовления для их контроля отдельного измерительного инструмента.

Изменение геометрических размеров при борировании деталей из нирезиста связано с изменением параметров кристаллической решетки за счет внедрения в поверхность атомов бора, влиянием термических напряжений при охлаждении после борирования, а также, вероятно, за счет увеличения удельного объема чугуна при частичном превращении аустенита в мартенсит, начинающегося при температурах выше 840 °С. Все эти факторы накладывают дополнительные требования к технологическому процессу борирования ступеней малodeбитных погружных ЭЦН из нирезиста и, с учетом предъявляемых особо высоких требований по гидроабразивостойкости, заставляют искать другие способы термоупрочнения на основе традиционного борирования.

Цель работы — разработка низкотемпературной технологии жидкостного борирования чугуна нирезист, которая обеспечивает получение качественных упрочненных слоев, обладающих наиболее высокой гидроабразивостойкостью при минимальном короблении деталей.

Для реализации поставленной цели авторами разработан новый состав технологической боросодержащей солевой смеси "Рубонит" для низкотемпературного жидкостного борирования (далее НЖБ), состоящей из легкоплавкой эвтектики солей Li—Na—K с добавлением боросодержащего компонента — оксида бора. Разработанный состав обладает достаточной жидкотекучестью и достаточно низкой вязкостью ($\eta = 6,7 \text{ Па}\cdot\text{с}$), начиная с температур обработки $\geq 600 \text{ }^\circ\text{C}$, и высокой водорастворимостью, что позволяет легко отмыть детали от остатков солей в горячей воде после проведения процесса [3].

Материалы и методы исследования

Все исследования проводили на чугуне нирезист, содержащем, %: 2,5 С; 2,1 Si; 1,0 Mn; 1,9 Cr; 15,0 Ni; 6,5 Cu.

Процесс НЖБ проводили в печи-ванне при температурах 600...750 °С. Проведение процесса при температуре ниже 600 °С в разработанном составе "Рубонит" невозможно из-за высокой вязкости расплава. Микроструктуру образцов изучали на поперечных шлифах с помощью микроскопа Olympus GX51 после травления в спиртовом растворе 5 % HNO₃. Микротвердость измеряли на микротвердомере EMCO-Test DuraScan 20 при нагрузке 0,981 Н (100 гс).

Исследование микроструктуры образцов и химического состава фаз проведено на растровом электронном микроскопе JSM-6060A (Jeol, Япония) с энергодисперсионной приставкой JED-2300 (Jeol, Япония).

Испытания на коррозионную стойкость проводили в двух средах в термостатической водяной бане WiseBath Fuzzy Control System WMB-306 в:

- имитаторе пластовой жидкости — 5%-ном водном растворе NaCl + 3 % HCl;
- имитаторе жидкости для промывки насосов — 10 % HCl.

До и после проведения испытаний образцы взвешивали с точностью до 0,0001 г. Критериями оценки коррозионной стойкости являлись внешний вид образцов и потеря массы.

Испытания на износостойкость проводили на лабораторном стенде (рис. 1) на радиальных парах

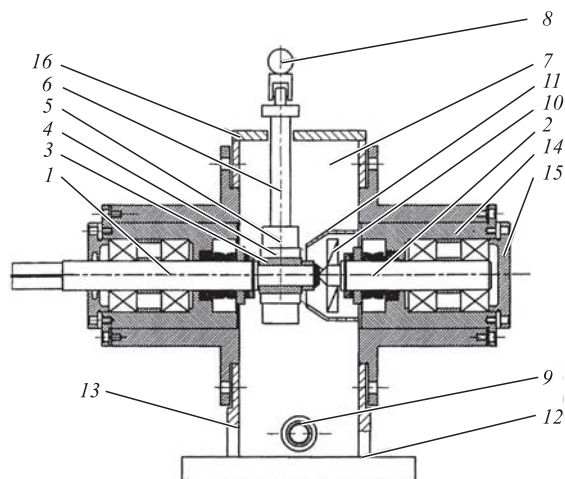


Рис. 1. Стенд для испытаний образцов на износостойкость: 1, 2 — вал; 3 — внутренняя втулка; 4 — внешняя втулка; 5 — обойма; 6 — шток; 7 — корпус; 8 — рычаг; 9 — штуцер; 10 — лопастное колесо; 11 — кожух; 12 — стенка корпуса; 13 — вторая стенка корпуса; 14 — цилиндрический корпус; 15, 16 — крышки

трения из нирезиста — литого (неборированного), после проведения НЖБ и для сравнения после высокотемпературного борирования ($t = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3,5 ч — далее ВЖБ). Испытания на стенде максимально имитировали реальные условия эксплуатации пар трения НА—РК в присутствии абразива.

Радиальные пары трения испытывали при удельном радиальном давлении 0,637 МПа при общей радиальной нагрузке 225 Н, частоте вращения вала 3000 мин^{-1} в растворе (30 % СОЖ + 70 % воды) + 10 г/л Al_2O_3 с подачей сжатого воздуха. Длительность испытания — 6 ч.

Для проведения испытаний изготовили две втулки, вырезанные соответственно из РК и НА, образующие пару трения. Наружная (неподвижная) втулка являлась имитатором втулки с посадочным размером для НА. В дальнейшем наружную втулку с натягом запрессовывали в обойме. Внутреннюю (подвижную) втулку (имитатор втулки с посадочным размером для РК) с помощью шпоночного паза закрепляли на валу.

Установку испытываемой пары трения на испытательном стенде осуществляли следующим образом. При снятой крышке 16 первого корпуса 7 на второй концевой части первого вала 1 закрепляли внутреннюю втулку 3 испытываемой пары трения, а в обойме 5 жестко крепили наружную втулку 4 испытываемой пары трения. Обойму 5 с втулкой 4 размещали на внутренней втулке 3 и посредством штока 6 соединяли с нагружающим рычагом 8. После этого осуществляли закрепление второго корпуса 14 на корпусе 7 с обеспечением фиксации торцевых частей вторых концевых участков валов 1 и 2 друг относительно друга путем совмещения взаимно соответствующих поверхностей и их поджатия при закреплении корпуса 14. При этом выступ на концевой конусной поверхности вала 2 входил в прорезь на концевой части вала 1. Далее закрепляли съемную крышку 16 первого корпуса 7 стенда и устанавливали предусмотренную технологией испытаний контрольно-измерительную аппаратуру.

В общем случае при проведении испытаний на рычаг 8 устанавливали груз, соответствующий требуемой нагрузке, а корпус 7 стенда заполняли испытательной средой таким образом, чтобы часть пары трения находилась в жидкой среде. Затем включали привод, вращающий первый 1 и второй 2 валы с лопастным колесом 10. При вращении лопастного колеса 10 формировался циркулирующий поток испытательной среды в объеме корпуса 7 стенда, а направляющий аппарат обеспечивал приток испытательной среды к зоне контакта трущихся поверхностей испытываемой

пары трения. При исследовании работы пары трения в условиях загрязнения жидкости абразивными частицами в жидкость добавляли абразивный порошок. После этого испытательную среду барботировали газом, подаваемым через штуцер 9, что обеспечивало равномерное распределение абразивных частиц в жидкости. После включения двигателя формировался поток испытательной среды, обеспечивающий перемешивание абразивных частиц, в результате чего отпадала необходимость в продолжении барботирования жидкости, находящейся внутри первого корпуса.

В процессе испытания проводили контроль температуры нагрева в зоне трения радиальной пары с помощью термопары, установленной в обойме 5. Термопара может быть подключена к любой контрольно-измерительной аппаратуре, например, к регистратору, позволяющему отключать стенд при достижении температуры, предельно допустимой для условий эксплуатации узлов трения.

Изменение геометрических размеров при борировании исследовали на плоских образцах и образцах, предназначенных для испытаний на износостойкость. На плоских образцах микрометром измеряли линейное увеличение размера за счет внедрения атомов бора в поверхность чугуна. Контроль коробления осуществляли с помощью специально изготовленного калибра в виде втулки с внутренним диаметром $(29,95 \pm 0,03)\text{ мм}$.

Проведенные ранее работы по оптимизации технологических режимов высокотемпературного жидкостного борирования нирезиста показали, что максимальные значения износостойкости в условиях гидроабразивного изнашивания достигаются при толщине упрочненного слоя 35...55 мкм. Такие слои образуются после обработки при 830...850 $^{\circ}\text{C}$ в течение 3...5 ч.

Результаты исследования и их обсуждение

Предварительные эксперименты по низкотемпературному борированию нирезиста в расплаве "Рубонит" показали, что упрочненный слой образуется при температуре выше 680 $^{\circ}\text{C}$ (табл. 1). При температуре 700 $^{\circ}\text{C}$ и выше боридный слой требуемой глубины 35...55 мкм формируется в течение 10 ч. При этом микротвердость поверхности и сердцевины практически не изменяется во всем исследованном интервале температур борирования.

Структура упрочненного слоя (рис. 2) имеет не ярко выраженное игольчатое строение. В слое присутствуют поры и, вероятно, графитовые включения. Концентрация бора в слое неравномерна и

Таблица 1

Влияние температуры НЖБ на толщину и микротвердость боридного слоя после обработки в течение 10 ч

Температура борирования, °С	Глубина боридного слоя, мкм	Микротвердость, HV 0,1	
		боридного слоя	сердцевины
680	14...16	1700	295
700	35...40	1750	300
750	42...45	1700	290

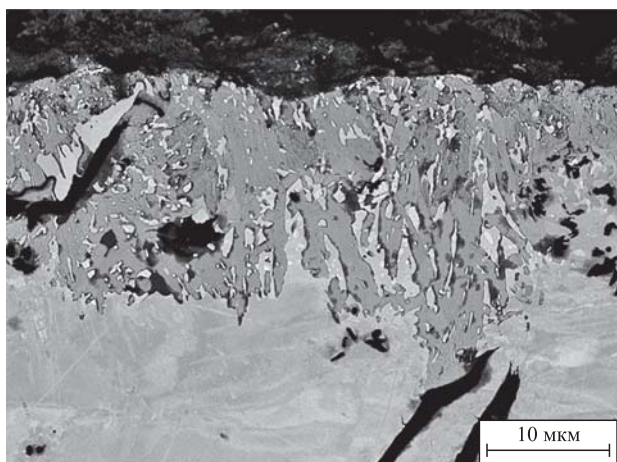


Рис. 2. Микроструктура чугуна нирезист после НЖБ при температуре 700 °С в течение 10 ч

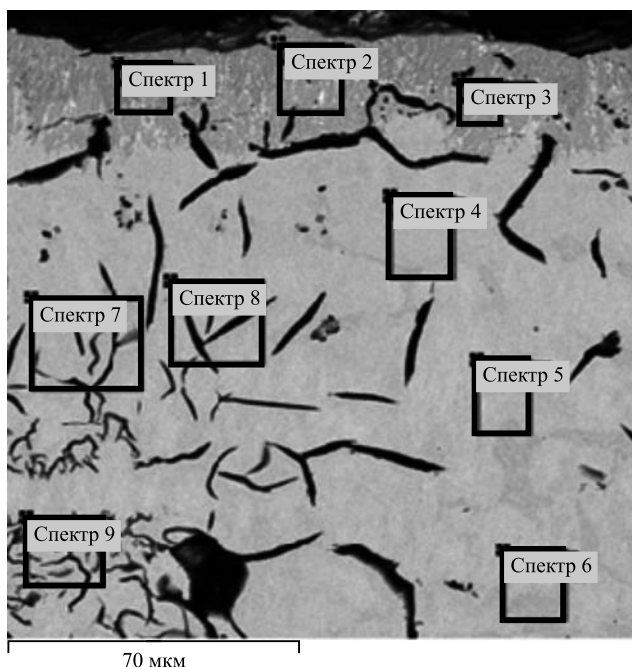


Рис. 3. Химический состав, %, борированного слоя и сердцевины чугуна нирезист после НЖБ при температуре 700 °С в течение 10 ч

изменяется от 25,53 % на поверхности до 16,08 % на глубине ~25 мкм (рис. 3). Это свидетельствует об образовании упрочненного слоя с твердостью до 1750 HV 0,1 за счет боридных соединений.

Для дальнейших исследований и испытаний обработку образцов проводили при температуре 700 °С в течение 10 ч.

Приращение геометрических размеров за счет борирования на нирезисте во всем исследованном интервале температур (680...750 °С) составляет 2...7 мкм. Проверка на калибрах втулок, упрочненных по технологии НЖБ и предназначенных для испытания на износостойкость, показала их 100%-ную пригодность, в отличие от втулок, прошедших высокотемпературное борирование, где отбраковка по геометрическим размерам составила 10...15 %.

Испытания нирезиста, борированного по технологии НЖБ, на коррозионную стойкость в средах, имитирующих пластовую жидкость и промысловый раствор, показывают (табл. 2), что после НЖБ коррозионная стойкость нирезиста возрастает более чем в 50 и 100 раз соответственно по сравнению с обычным (неборированным) состоянием.

Проведенные стендовые испытания на абразивную износостойкость втулок, имитирующих посадочные части НА и РК, показывают существенное уменьшение износа обработанных по НЖБ-технологии образцов (табл. 3). При этом износ пары трения, упрочненной по технологии НЖБ,

Спектр	B	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
1	23,53	8,53	1,36	0,90	0,55	49,33	11,09	4,70
2	21,62	9,48	1,33	0,92	0,43	49,55	10,51	6,16
3	16,08	7,40	1,68	1,16	0,48	56,68	10,71	5,82
4	0	6,06	2,13	2,53	0,93	70,51	12,71	5,13
5	0	5,69	2,19	2,59	0,99	70,83	12,59	5,11
6	0	6,31	2,01	3,78	1,10	70,28	11,77	4,74
7	0	18,94	1,78	1,15	0,61	59,57	12,38	5,56
8	0	22,41	1,63	1,11	0,62	57,56	11,56	5,11
9	0	23,85	1,77	0,93	0,49	55,66	11,81	5,50

Таблица 2

Сравнительные испытания на коррозионную стойкость чугуна нирезист в исходном (неборированном) состоянии и после обработки в расплаве "Рубонит" при температуре 700 °С в течение 10 ч

Номер образца	Способ обработки	Среда	Длительность испытаний, ч	Потеря массы	
				г	%
1	Без обработки	Водный раствор 5 % NaCl + 3 % HCl	144	0,7218	15,6
2	НЖБ			0,0256	0,3
3	Без обработки	10 % HCl		1,3723	24
4	НЖБ			0,011	0,18

дополнительно в 1,5 раза меньше, чем при использовании высокотемпературного борирования.

Износ наружной (неподвижной) втулки после НЖБ значительно меньше, чем у неборированной. При этом износ внутренней втулки после НЖБ только на 20 % ниже, чем до обработки. Скорость износа у неподвижной наружной втулки значительно выше, чем у внутренней. Такой характер износа требует проведения дополнительных исследований по оптимизации режимов борирования, обеспечивающих получение рациональных структур поверхностного слоя для достижения его предельных характеристик и обеспечения принципа равноизнашиваемости деталей ступени.

После ВЖБ наблюдается несколько другая тенденция износа втулки рабочего колеса (подвижной втулки). Ее износ в два раза выше, чем износ неборированной неподвижной втулки. Об-

щий износ пары в целом в 1,15 раза ниже, чем у неборированной пары, но в 1,5 раза выше, чем после НЖБ.

В зоне контакта борированных втулок наблюдается некоторое снижение температуры (см. табл. 3), что также благоприятно влияет на трибологические характеристики. Так, снижение этой температуры уменьшает вероятность образования адгезионного схватывания.

Разработанная технология НЖБ может быть рекомендована для упрочнения деталей ступеней ЭЦН для эксплуатации в особо осложненных скважинах с повышенным содержанием механических примесей и высоким коррозионным фактором в целях увеличения гидроабразивостойкости, износостойкости и коррозионной стойкости, а также надежности работы ЭЦН и повышения наработки на отказ.

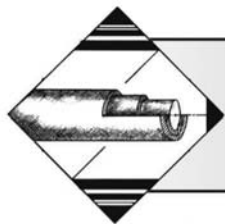
Таблица 3

Результаты стендовых испытаний на износостойкость исходного и подвергнутого НЖБ чугуна нирезист в присутствии абразива

Способ обработки	Износ втулки, мм		Средний износ пары трения в целом, мм	Температура в зоне трения, °С
	рабочего колеса	направляющего аппарата		
Без борирования	0,05	0,28	0,155	46
НЖБ	0,04	0,12	0,085	35
ВЖБ	0,10	0,17	0,135	35

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шрейбер Г.К., Прелин С.М., Шибреев Б.Ф. Конструкционные материалы в нефтяной, нефтехимической и газовой промышленности. М.: Машиностроение, 1969. 396 с.
2. Идельчик Б.М., Лященко А.Е. Защита от коррозии компрессорных машин. Л.: Машиностроение, 1984. 119 с.
3. Цих С.Г., Красуля А.А., Помельникова А.С. Оптимизация режимов низкотемпературного жидкостного борирования с целью получения рациональных структур поверхностного слоя и сердцевины стали 30ХГСА // Материалы XXIV Уральской школы металлургов-термистов. Магнитогорск: ФГБОУ ВО "Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова", 2018. С. 133—135.



Ю.С. Иванова, В.Н. Зарипов, Нго Ван Туен, Мьят Со Лвин, Йе Чжо У
(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: ivanovays@bmstu.ru

Исследование структуры среднеуглеродистых сталей после электромеханической обработки

Представлены результаты исследований микроструктуры и микротвердости поверхностного слоя среднеуглеродистых сталей 40Х, 38ХН3МА после электромеханической обработки (ЭМО). Приведены результаты испытаний на теплостойкость образцов из стали 38ХН3МА при последовательном их нагреве от 150 до 550 °С, с интервалом 50 °С. Нагрев образцов проводили в муфельных печах с выдержкой при каждой температуре 10 мин и охлаждении на воздухе. Теплостойкость поверхностного слоя после ЭМО контролировали по изменению микротвердости. Результаты исследования микроструктуры свидетельствуют о формировании в верхних слоях зон закалки мелкодисперсного мартенсита и аустенита остаточного. При ЭМО происходит высокоскоростной нагрев локального объема поверхности с одновременным ее термопластическим деформированием упрочняющим инструментом и последующее интенсивное охлаждение за счет отвода тепла вглубь материала. В зонах перекрытия треков электромеханической закалки и в верхнем переходном участке к исходной структуре сталей формируется структура сорбита. Среднее значение микротвердости поверхности образцов из стали 40Х до обработки составляло $HV = 2000...2400$ МПа, после ЭМО — до $HV = 6640$ МПа и стали 38ХН3МА до обработки $HV = 2000...2200$ МПа, после ЭМО — до $HV = 7060$ МПа. При исследовании изменения микротвердости от поверхности вглубь выявлено наличие градиентного слоя на глубину до 0,8 мм с постепенным снижением твердости. Результаты исследований позволяют использовать ЭМО при изготовлении широкой номенклатуры деталей в целях повышения износостойкости поверхностного слоя.

Ключевые слова: поверхностная закалка, упрочнение, структура, микротвердость, твердость поверхностного слоя, электромеханическая обработка.

The results of the microstructure and microhardness of the surface layer of medium-carbon 40Cr, 38CrNi3MoA steels after electromechanical processing are presented. The results of tests on the heat stability of samples made of 38CrNi3MoA steel when they are consistently heated from 150 to 550 °C, in the temperature range of 50 °C are presented. The samples are heated in muffle furnaces with exposure at each temperature of 10 min and cooled in air. The heat stability of the surface layer after electromechanical processing is controlled by changes in microhardness. The results of the microstructure indicate the formation of fine martensite and retained austenite in the upper layers of the quenching zones. High speed heating of local volume of the surface with parallel thermoplastic shaping by work-hardening tool and following high-intensity cooling through heat rejection in deep into work material take place in the time of electromechanical processing. The structure of sorbite is form in the overlap zone of electro-mechanical hardening and in the transition near original structure section. The average surface microhardness of the 40Cr steel samples before hardening is $HV = 2000...2400$ MPa, after electromechanical hardening — $HV = 6640$ MPa, and the 38CrNi3MoA steel samples before hardening is $HV = 2000...2200$ MPa, after electromechanical hardening — $HV = 7060$ MPa. The graded layer has hardening depth to 0.8 mm with stepwise degradation of hardness is detected. The research results show that using electromechanical processing in the manufacture of wide range of parts in order to increase the wear resistance of the surface layer.

Keywords: surface quenching, hardening, structure, microhardness, surface layer hardness, electromechanical processing.

Введение

Одним из решений проблемы повышения износостойкости деталей из среднеуглеродистых сталей является поверхностное упрочнение. Наи-

более эффективными способами упрочнения поверхностного слоя деталей из конструкционных и легированных сталей являются лазерная закалка [1], плазменная закалка, азотирование [2–3], карбонитрация [4], электромеханическая закалка

током высокой плотности. Электромеханическая обработка (ЭМО), основанная на одновременном термическом и силовом воздействии на поверхностный слой металла, не уступая другим методам обработки металлов концентрированными потоками энергии в эффективности и интенсивности упрочнения, обладает рядом экономических и технологических преимуществ [5–10].

Материалы и методика эксперимента

Образцы для исследований изготавливали из сталей 40X и 38ХНЗМА следующих размеров: наружный диаметр 40 мм, диаметр отверстия 15 мм, высота 20 мм. Параметр шероховатости поверхностей исследуемых образцов до ЭМО составлял $Ra = 3,2$ мкм. Исследования химического состава материала образцов выполнены согласно ГОСТ Р 54153–2010 на универсальном лазерном атомно-эмиссионном спектрометре модели СПЕКС ЛАЭС Матрикс. Результаты спектрального анализа приведены в таблице.

Результаты спектрального анализа образцов из сталей 40X и 38ХНЗМА

Марка стали	Содержание элемента, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Cu	Mo	Fe
40X	0,38	0,18	0,4	0,9	0,21	0,021	0,015	0,18	—	~97
38ХНЗМА	0,36	0,17	0,6	0,9	2,95	0,018	0,012	0,24	0,26	~94

ЭМО образцов выполняли на токарно-винторезном станке (рис. 1) с применением установки модели "Стандарт" на режимах: скорость закалки 1,0 м/мин, сила тока во вторичной цепи 1500 А, напряжение вторичной цепи 3 В, сила поджатия инструмента 400 Н, подача инструмента 2,5 мм/об.

Измерения микротвердости образцов до и после обработки проводили на микротвердомере EMCOTEST DuraScan. Травление шлифов проводили в 4%-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Olympus GX51.

Испытания на теплостойкость образцов из стали 38ХНЗМА при последовательном их нагреве проводили в муфельных печах. Нагрев образцов выполняли в интервале температур 150...550 °С

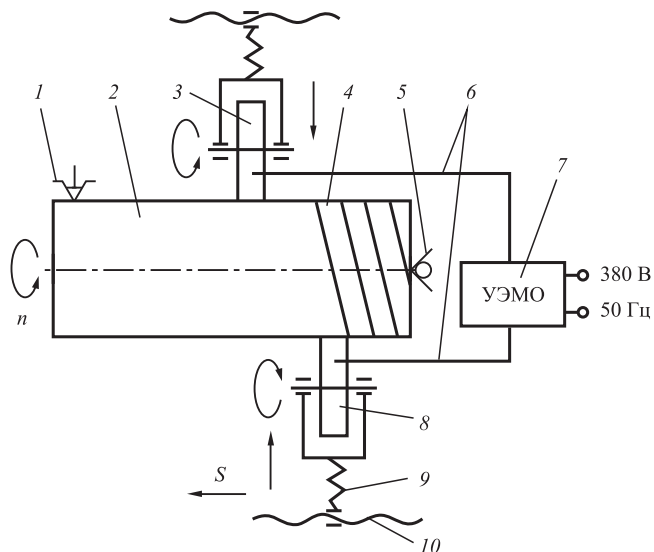


Рис. 1. Принципиальная схема ЭМО заготовки на токарно-винторезном станке:

1 — трехкулачковый самоцентрирующийся патрон; 2 — заготовка; 3 и 8 — токоподводящий и инструментальный ролики; 4 — обработанная поверхность; 5 — вращающийся центр; 6 — токоподводящие шины; 7 — установка электромеханической обработки; 9 — телескопическая державка; 10 — ходовой винт станка

с выдержкой (через 50 °С), при каждой температуре в течении 10 мин, охлаждение на воздухе. Теплостойкость поверхностного слоя после ЭМО контролировали по изменению микротвердости.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Нагрев поверхностного слоя при ЭМО происходит под действием двух источников теплоты: внешнего (теплота трения) и внутреннего (теплота, выделяемая при прохождении тока). Длительность нагрева и выдержки в зависимости от поверхности контакта и скорости обработки составляет сотые доли секунды. Высокая скорость охлаждения наблюдается из-за интенсивного отвода теплоты от

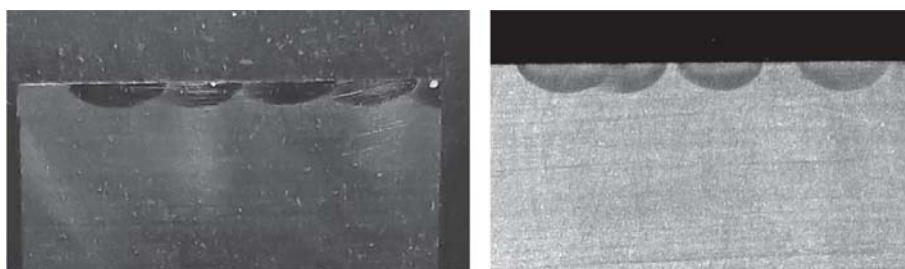


Рис. 2. Закаленные зоны образцов после электромеханической обработки: а — сталь 40X; б — сталь 38ХНЗМА

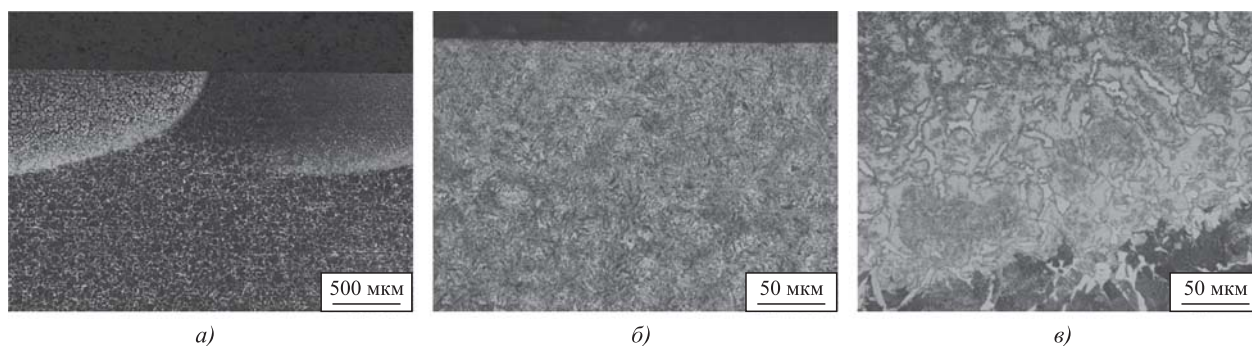


Рис. 3. Микроструктура стали 40X после электромеханической обработки:

a — зоны перекрытия ($\times 50$); *b* — поверхностный слой ($\times 500$); *в* — переходная зона от закаленной к исходной структуре ($\times 500$)

локально нагретого до температуры 900...1000 °С поверхностного слоя внутрь холодной детали. В зависимости от числа ходов и отношений ширины рабочей поверхности к подаче инструмента, поверхностный слой деталей можно подвергать многократным термомеханическим воздействиям и получать различное расположение закаленных участков на заготовках (рис. 2).

Среднее значение микротвердости поверхности образцов из стали 40X до обработки составляло $HV = 2000...2400$ МПа, после ЭМО — до $HV = 6640$ МПа и стали 38ХН3МА до обработки $HV = 2000...2200$ МПа, после ЭМО — до $HV = 7060$ МПа. Более высокая твердость поверхностного слоя стали 38ХН3МА связана с протеканием при ЭМО не только мартенситного превращения, но и с образованием в закаленной зоне карбидов хрома, марганца и молибдена.

Результаты исследования структуры образцов из сталей 40X и 38ХН3МА свидетельствуют о формировании в зонах закалки мартенситной структуры (рис. 3). В зонах перекрытия треков электромеханической закалки и в верхнем переходном участке к исходной структуре сталей формируется структура сорбита. Металлографические исследования показали, что при ЭМО на поверхностях образцов образуются сегментообразные треки. Выявлено существен-

ное измельчение структуры поверхностного слоя. Анализ зоны перекрытия треков показал наличие неровных границ как мартенситных, так и вклинившихся в него ферритных участков. Вероятно, в областях, наиболее обогащенных углеродом,

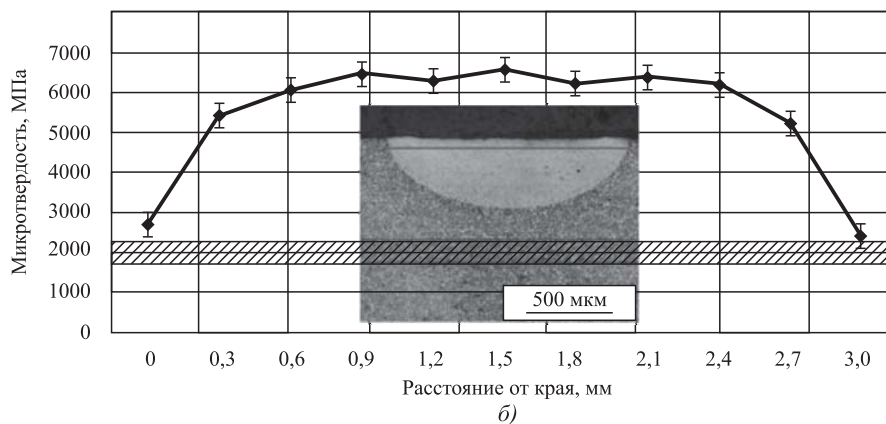
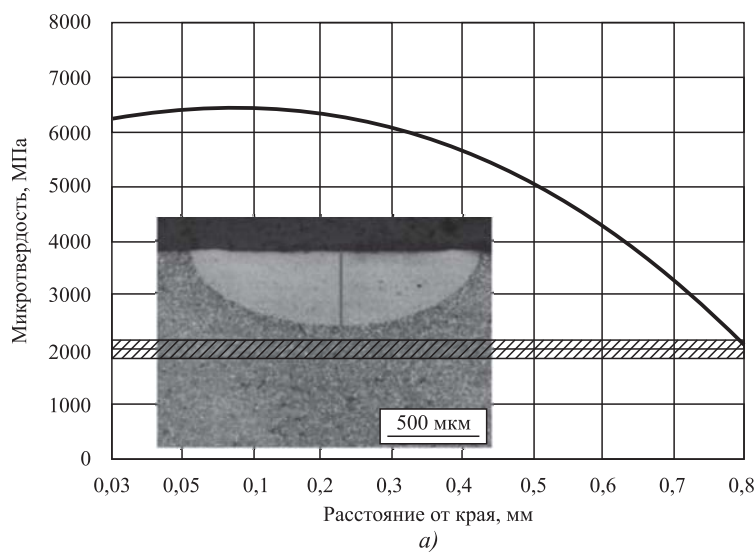


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине (*a*) и вдоль (*b*) закаленного электромеханической обработкой участка поверхностного слоя стали 40X

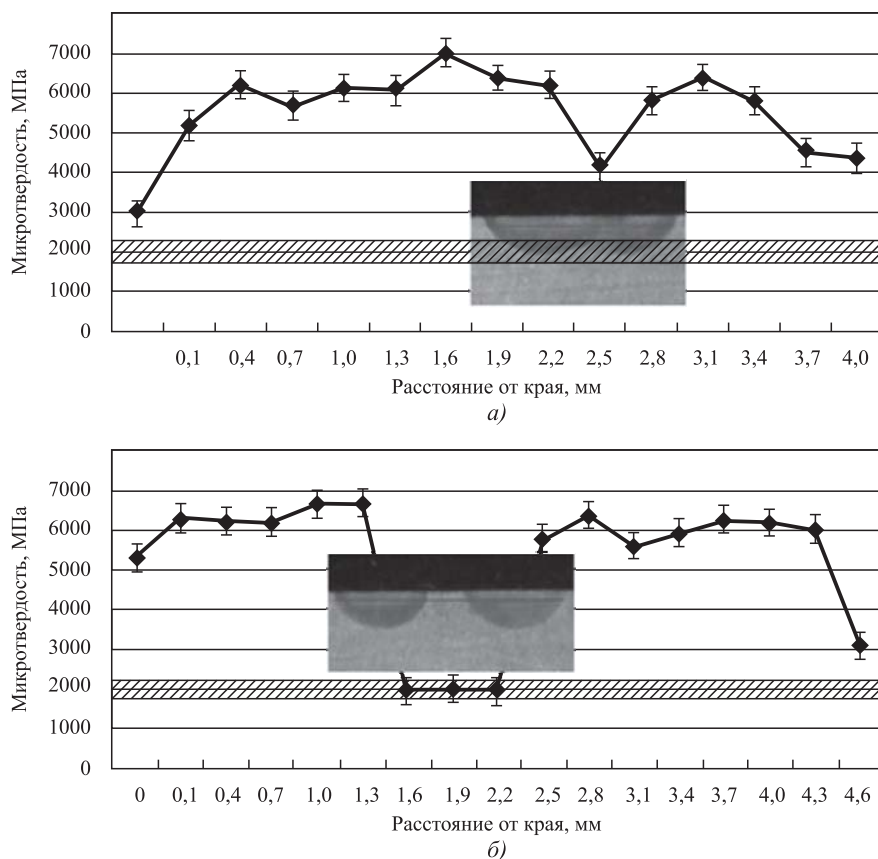


Рис. 5. Распределение микротвердости вдоль упрочненных электрохимической обработкой участков поверхностного слоя стали 38ХНЗМА при перекрытии треков закалки (а) и без перекрытия треков закалки (б)

происходит более раннее завершение фазовых превращений, возникновение температурной неоднородности возле межзеренных границ и, как следствие, незначительное снижение микротвердости с резким снижением твердости при переходе к исходной структуре.

Изменения взаимного расположения треков на поверхности меняют уровень неоднородности распределения зон повышенной и пониженной твердости. Поверхностная твердость увеличивается в 2,5...3,2 раза. По глубине в зоне треков твердость выше, чем в переходной области образца. При исследовании изменения микротвердости от поверхности вглубь выявлено наличие градиентного слоя на глубину до 0,8 мм с постепенным снижением твердости и изменением структуры (рис. 4).

Износостойкость поверхностного слоя при ЭМО во многом зависит от схемы расположения треков закалки. На рис. 5, а отчетливо видно, что при наложении участков закалки в зоне перекрытия треков стали 38ХНЗМА наблюдается снижение твердости до HV = 3800...4500 МПа, при исходной твердости HV = 2000...2200 МПа.

В случае, когда зоны закалки выполнены с зазором между собой (рис. 5, б), на этих участках твердость металла остается без изменения и составляет HV = 2000...2200 МПа. Твердость закаленных участков составляет до HV = 7060 МПа. При ЭМО, варьируя ширину контактной поверхности инструмента и подачу, можно легко управлять расположением треков закалки на исполнительных поверхностях деталей. Так, при абразивном износе поверхностей предпочтительна схема ЭМО с минимальным перекрытием треков закалки.

С увеличением температуры нагрева образцов уменьшается микротвердость поверхностного слоя (рис. 6). Нагрев образцов в интервале температур 150...300 °С благоприятно влияет на выравнивание микротвердости в диапазоне HV = 6700...6400 МПа на глубине до 0,4 мм от поверхности. Отличительной особенностью упрочненного ЭМО поверхностного слоя стали 38ХНЗМА является

незначительное снижение микротвердости до HV = 5350 МПа вплоть до температуры нагрева 400 °С. Последующая выдержка образцов при нагреве свыше 450 °С до 550 °С не приводит к снижению микротвердости до исходных значений. Твердость поверхности при этом (HV = 5000...4560 МПа) более чем в два раза выше исходной HV = 2000...2200 МПа.

Преимуществом ЭМО, по сравнению с другими известными методами упрочнения, является то,

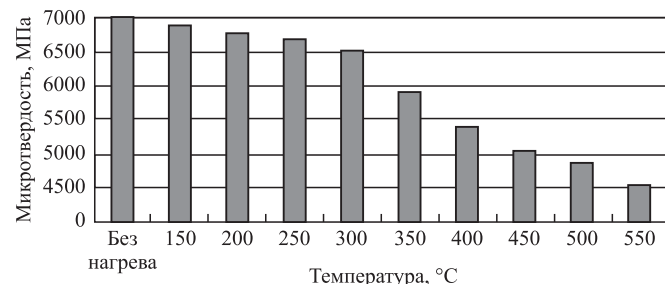


Рис. 6. Зависимость микротвердости поверхностного слоя образцов из стали 38ХНЗМА от температуры нагрева

что сохраняются геометрические параметры деталей и качество поверхности обработанных изделий повышается, отсутствует необходимость применения дополнительной термообработки (отпуск). Процессы ЭМО отличаются низким энергопотреблением, экологической чистотой и достаточно высокой производительностью.

Выводы

1. Электромеханическая обработка формирует на поверхности образцов градиентные закаленные слои металла глубиной до 0,8 мм с мартенситной мелкодисперсной структурой на глубину 0,4...0,5 мм и постепенным переходом к исходной структуре исследуемых сталей (см. рис. 3, 4, а).

2. Термомеханическое упрочнение приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя образцов до $HV = 6640$ МПа — сталь 40Х (см. рис. 4, б) и до $HV = 7060$ МПа — сталь 38ХНЗМА (см. рис. 5). Более высокая твердость поверхностного слоя стали 38ХНЗМА по сравнению со сталью 40Х связана с протеканием при ЭМО не только закалки с мартенситным превращением в поверхностных слоях упрочненной зоны, но и образованием карбидов хрома, марганца и молибдена.

3. Изменение взаимного расположения треков закалки на поверхности образцов меняют уровень неоднородности распределения зон повышенной и пониженной твердости (см. рис. 5), что необходимо учитывать при назначении режимов ЭМО и подачи инструмента.

4. Результаты испытаний образцов из стали 38ХНЗМА на теплостойкость свидетельствуют о сохранении высокой твердости даже при температурах нагрева до 550 °С (см. рис. 6). Нагрев образцов в интервале температур 150...300 °С благоприятно влияет на выравнивание микротвердости в диапазоне $HV = 6700...6400$ МПа на глубине до 0,4 мм от поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки / Под ред. А.Г. Григорьянца. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
2. Пахомова С.А. Совершенствование технологии поверхностного упрочнения шестерен из высокопрочных сталей // Тяжелое машиностроение. 2009. № 10. С. 35—38.
3. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. 518 с.
4. Прокошкин Д.А. Химико-термическая обработка металлов — карбонитрация. М.: Машиностроение, 1984. 240 с.
5. Федорова Л.В., Федоров С.К., Иванова Ю.С., Ломпас А.М. Технологические основы повышения износостойкости деталей электромеханической поверхностной закалкой // Известия высших учебных заведений. 2017. № 9 (690). С. 85—92.
6. Федорова Л.В., Иванова Ю.С., Воронина М.В. Повышение надежности резьбовых соединений электромеханической обработкой // Записки Горного института: Электромеханика и машиностроение. 2017. Т. 226. С. 456—461.
7. Fedorova L.V., Fedorov S.K., Ivanova Y.S., Voronina M.V. Increase of Wear Resistance of the Drill Pipe Thread Connection by Electromechanical Surface Hardening // International Journal of Applied Engineering Research. 2017. No. 18. P. 7485—7489.
8. Increasing the wear resistance of adapters and drill pipes by electromechanical processing / S.K. Fedorov, L.V. Fedorova, Y.S. Ivanova et. al. // Journal of Mining Institute. 2018. Vol. 233. P. 539—546.
9. Electromechanical surface hardening of tubing steel / L.V. Fedorova, S.K. Fedorov, A.A. Serzhant et. al. // Metal science and heat treatment. 2017. Vol. 59. No. 3. P. 173—175.
10. Структура и микротвердость резьбы насосно-компрессорных труб после финишной электромеханической поверхностной закалки / Л.В. Федорова, С.К. Федоров, А.В. Славин и др. // МиТОМ. 2020. № 2 (776). С. 58—64.



К сведению авторов журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 12 страниц, напечатанных на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа через два интервала 12-м кеглем.

Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

В редакцию предоставляется статья в электронном виде – файл (с расширением .doc или .pdf) с набором текста (шрифт Times New Roman) или распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа).

Электронная версия может быть выслана по e-mail: utp@mashin.ru

Требования к оформлению статьи

1. Обязательно должны быть представлены сведения об авторах:

- Ф.И.О.;
- ученая степень и звание (если есть);
- место работы;
- должность;
- адреса и телефоны (домашний и служебный), факс;
- E-mail.

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.

2. Обязательно представлять на русском и английском языках:

- фамилии, имена и отчества авторов, название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- название статьи;
- аннотацию к статье;
- ключевые слова.

3. Начало статьи должно быть оформлено по следующему образцу:

- УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации <http://teacode.com/online/udc/>);
- авторы (с указанием ученой степени);
- полное название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- город;
- страна (для иностранных авторов).

Ссылку на гранты необходимо обозначать звездочкой () на первой странице.*

4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

5. После текста должен быть приведен список литературы, используемой при написании статьи.

Составляется список по порядку ссылок в тексте и оформляется по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать пяти наименований. Допускаются ссылки на литературу не ранее 2000 г. выпуска (при необходимости ссылку на более "старый" источник литературы приводят непосредственно в тексте).

6. Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисовочную подпись. Подрисовочные подписи следует представлять отдельным списком. Объяснение рисунков и фотографий в тексте и подписи к ним должны соответствовать содержанию рисунков.

Данные таблиц и рисунков не должны дублировать текст!

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении редакционного совета без предоставления рецензии.

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются

Плата за публикацию статей не взимается



**Третья Международная научно-техническая конференция
"Павловские чтения",
посвященная 120-летию со дня рождения
члена-корреспондента АН СССР
ПАВЛОВА Игоря Михайловича**

Дата проведения:

26—27 ноября 2020 года

Место проведения:

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН)

Вопросы, рассматриваемые в рамках конференции:

1. Общие вопросы обработки металлов давлением
2. Прогрессивные технологии пластической деформации
3. Создание новых материалов методами пластической деформации

Организаторы конференции:

- Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- НИТУ "МИСиС"
- Санкт-Петербургский государственный политехнический университет при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, ОХНМ РАН, РФФИ

Материалы конференции будут опубликованы на электронном носителе и выданы участникам конференции при регистрации.

Лучшие доклады участников будут рекомендованы к публикации в ведущих научно-технических и производственных журналах, рекомендованных ВАК РФ: "Заготовительные производства в машиностроении", "Металлы", "Сталь", "Технология металлов", "Известия вузов", "Черная металлургия", "Цветные металлы", "Перспективные материалы", "Деформация и разрушение".

Контакты:

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

Адрес: Москва, 119334, Ленинский проспект, д. 49

Телефоны: +7 (499) 135-96-62, (499) 135-86-51

Сайт: <https://www.pavlov.imetran.ru>

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

Учредитель ООО "Иновационное машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: 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 04.08.2020 г. Подписано в печать 24.09.2020 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 "Авансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru



**23 сентября 2020 г. исполнилось 60 лет
крупному специалисту в области
"искусственного технологического интеллекта"
и "технологической трибологии
на основе самоорганизации"**

Алексею Владиславовичу Щедрину

А.В. Щедрин родился в г. Орехово-Зуево Московской области. После окончания в 1983 г. Московского автомеханического института по специальности "Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструменты" и службы в вооруженных силах на офицерских технических должностях А.В. Щедрин с 1985 по 2015 г. работал на кафедре "Автоматизированные станочные системы и инструменты" МГТУ "МАМИ".

В 1992 г. А.В. Щедрин успешно защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальной тематике в области комбинированных методов деформирующе-режущей обработки.

В 1994 г. по инициативе и при активном участии А.В. Щедрина организован филиал МГТУ "МАМИ" при Ликинском автобусном заводе, что позволило обеспечить инженерными кадрами ведущие предприятия федерального значения Орехово-Зуевского района Московской области: ОАО "Демиховский машиностроительный завод"; ОАО "Карболит"; ООО "Ликинский автобус"; НПП "Респиратор"; опытные машиностроительные заводы "ТОНАР" и "Траспрогресс"; машиностроительные заводы "Прибор-деталь" и "Стекломаш"; Орехово-Зуевский хлопчато-бумажный комбинат; АО "Мишлен" и другие промышленные предприятия, организации и учреждения среднего профессионального образования.

С 1999 г. А.В. Щедрин активно сотрудничает с МГТУ им. Н.Э. Баумана в области довузовской подготовки учащихся общеобразовательных школ по программе "Шаг в будущее" и повышения квалификации работников предприятий Орехово-Зуевского района Московской области.

С 2015 г. А.В. Щедрин по настоящее время работает в должности доцента старейшей кафедры МГТУ им. Н.Э. Баумана "Технологии обработки материалов", входящей в состав научно-учебного комплекса "Машиностроительные технологии".

За время работы в МГТУ им. Н.Э. Баумана А.В. Щедрин существенно развил глобальное технологическое направление своего учителя профессора, д-ра техн. наук А.М. Кузнецова — "системный структурно-параметрический синтез методов обработки", составляющий идеологическую основу современного "искусственного технологического интеллекта".

Под руководством выдающегося российского ученого, автора двух фундаментальных научных открытий профессора, д-ра техн. наук Д.Н. Гаркунова А.В. Щедриным создано новое научное направление "технологическая трибология на основе самоорганизации". Базируясь на разработанных научных основах, А.В. Щедрин системно синтезировал режущие, деформирующие и комбинированные инструменты с регулярной микрогеометрией воздействующих поверхностей, которые в условиях различных технологий применения инновационных металлоплакирующих смазок обеспечивают снижение сил обработки на 25...72 %, повышение качества и производительности изготовления до 2 раз, существенное (в 2—7 раз) увеличение стойкости обрабатываемого инструмента.

За время работы в МГТУ им. Н.Э. Баумана и МОО "Академия проблем качества" А.В. Щедриным опубликовано более 300 научных трудов, включая: одну монографию, девять авторских свидетельств СССР и 11 патентов РФ на изобретения, 26 статей, переопубликованных в США.

Более 200 статей опубликовано в журналах: "Упрочняющие технологии и покрытия", "Вестник машиностроения", "Производство проката", "Машиностроитель", "Станки и инструменты", "Сборка в машиностроении, приборостроении", "Ремонт, восстановление, модернизация", "Заготовительные производства в машиностроении", "Трение и смазка в машинах и механизмах".

Под руководством и при участии А.В. Щедрина в 2000—2004 гг. с успешной защитой подготовлено шесть кандидатов технических наук, включая аспирантов из дальнего зарубежья (Ливан, Марокко, Бангладеш).

**Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют Алексея Владиславовича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия, новых профессиональных успехов и достижений!**