ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 14
2018
№ 12 (168)
декабрь

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:
д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:
Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.
В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
О.С. ЛУКАШЕНКО
А.В. ОРЛОВА
Е.А. СЕРИКОВА

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Бакаева Р.Д., Балдаев Л.Х., Ишмухаметов Д.З., Пономаренко Д.В. Влияние газотермических покрытий из высоколегированных порошковых материалов на сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой стали 20 531

Лялякин В.П., Денисов В.А. Выбор метода восстановления изношенных поверхностей деталей 536

Михальченков А.М., Кононенко А.С., Филин Ю.И. Техника определения адгезионной прочности клееполимерных дисперсных композитов при наличии большого количества исследуемых параметров 539

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Голиков Н.И., Сараев Ю.Н., Максимова Е.М., Семенов С.В. Повышение износостойкости деталей землеройной техники, эксплуатирующихся в условиях холодного климата 543

Дудкина Н.Г., Абраменко С.А., Баринов В.В. Определение толщины упрочненного поверхностного слоя стальных деталей, подвергнутых дробеструйной обработке 547

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Иванов В.И., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П. Композиционные многослойные и многофункциональные покрытия. 1. Формирование подложки 550

Самойлович Ю.А. Теплофизическая модель плазменной закалки плужного лемеха сельскохозяйственных машин 557

Ковтунов А.И., Семистенов Д.А., Нестеренко И.С., Юриков Ю.Ю. Исследование процессов восстановления валов из высоколегированных сталей газопламенным напылением в условиях ОАО "Сибур-Тольятти" 566

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Скрябин М.Л. Исследование структур оксидных пленок на поршневых алюминиевых сплавах после микродугового оксидирования 572

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

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

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2018

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 14
2018
№ 12 (168)
December

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
V.A. ZEMSKOV
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.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUKHOCHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS

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

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue "Pressa Rossii" **39269**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Bakaeva R.D., Baldaev L.Kh., Ishmukhametov D.Z., Ponomarenko D.V. Influence of thermal spray coatings from high-alloy powder materials on resistance to brittle fracture of low-carbon steel 20 531

Lyalyakin V.P., Denisov V.A. Selection of method for recovering of worn surfaces of parts 536

Michal'chenkov A.M., Kononenko A.S., Filin Yu.I. Technique for determination of adhesive strength of adhesive polymer dispersion composites in presence of large number of studied parameters 539

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Golikov N.I., Saraev Yu.N., Maksimova E.M., Semenov S.V. Increase in wear resistance of earth-moving parts operating in cold climate conditions 543

Dudkina N.G., Abramenko S.A., Barinov V.V. Determining of thickness of hardened surface layer of steel parts subjected to shot blasting 547

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Ivanov V.I., Morgunov Yu.A., Saushkin B.P. Composite multilayers and multifunctional coatings. 1. Background layer formation 550

Samoylovich Yu.A. Termophysical model of plasma hardening of ploughshares of agricultural machines 557

Kovtunov A.I., Semistenov D.A., Nesterenko I.S., Yurikov Yu.Yu. Study of restoration processes of shafts from high-alloyed steels by flame spraying in conditions of Sibur-Tol'yatti OJSC 566

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Scryabin M.L. Study of structure of oxide films on aluminum piston alloys after micro-arc oxidation 572

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

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

© "Innovative mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2018

УДК 621.793

[1, 2]Р.Д. Бакаева, [2]Л.Х. Балдаев, [2]Д.З. Ишмухаметов, [1]Д.В. Пономаренко
([1]Российский государственный университет нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина, Москва,
[2]ООО "Технологические системы защитных покрытий", г. Щербинка)
E-mail: r_dinar@mail.ru

Влияние газотермических покрытий из высоколегированных порошковых материалов на сопротивление хрупкому разрушению низкоуглеродистой стали 20

Представлены результаты сравнительных исследований влияния газотермических покрытий, полученных из порошковых высоколегированных материалов на железной, никелевой, кобальтовой основах, на характеристики ударной вязкости образцов из материала типа сталь 20 (метод Шарпи). Покрытия нанесены методом высокоскоростного газопламенного напыления High Velocity Air-Fuel (HVAF-процесс).

Ключевые слова: *низкоуглеродистая сталь, газотермические покрытия, ударная вязкость, сопротивление хрупкому разрушению.*

The results of comparative studies of the effect of thermal spray coatings obtained from powder high-alloy materials on iron, nickel, cobalt bases, on the characteristics of the impact viscosity of samples from the material of steel 20 type (Charpy method) are presented. The coatings are applied by High Velocity Air-Fuel process (HVAF-process).

Keywords: *low-carbon steel, thermal spray coatings, impact strength, resistance to brittle fracture.*

Введение

Основное металлоемкое оборудование (колонны, абсорберы, теплообменники и др.) предприятий нефтегазовой отрасли, как правило, характеризуется значительными массогабаритными размерами и наличием сварных соединений.

Переработка сырья сопровождается коррозионно-механическим изнашиванием оборудования, затрагивающим все рабочее пространство и наиболее критичным в зонах сварных соединений. Это обусловлено особенностями конструкции (горизонтальное или вертикальное исполнение), рабочими параметрами процесса (давление, среда, температура), а также знакопеременными нагрузками. Релаксация нагрузок в зоне сварных соединений неравномерна, что усиливает процессы разрушения (рис. 1), поэтому сварные соединения (шов и околошовная зона) являются зонами повышенного внимания при оценке технического состояния изделия.

В настоящее время для защиты технологического оборудования от коррозионно-механического воздействия применяют газотермические технологии нанесения покрытий [1]. Однако широкое применение газотермических технологий в отрасли сдерживается из-за отсутствия систематизированных данных по влиянию метода нанесения на механические характеристики сварных соединений.

Согласно нормативам [2] устанавливаются специальные требования к сварным соединениям и контролю их качества для сосудов и аппаратов, работающих под давлением. Требования включают не только контроль наличия дефектности и толщины металла, но и оценку механических характеристик. В связи с этим проведена сравнительная оценка влияния газотермических по-

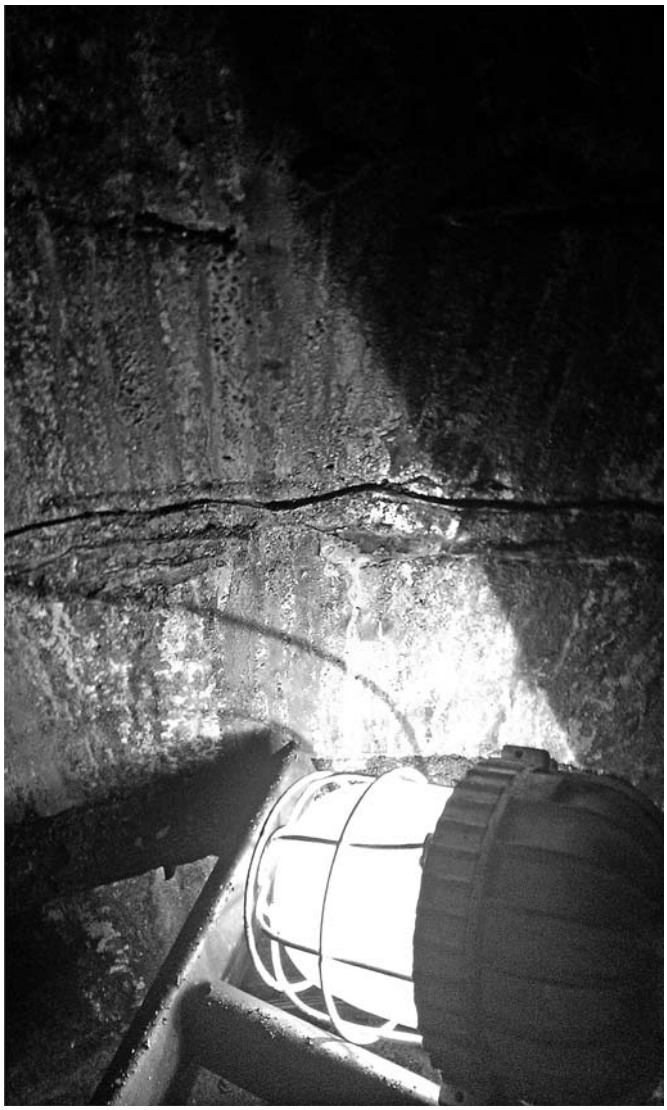


Рис. 1. Коррозионный износ внутренней поверхности регенератора аминовой очистки в зоне сварного соединения

крытий, полученных из порошковых материалов на железной, никелевой, кобальтовой основах, на механические характеристики образцов из стали 20.

Цель работы — оценка влияния газотермических покрытий из порошковых материалов, полученных методом высокоскоростного газопламенного напыления High Velocity Air-Fuel (HVAF-процесс), на изменение механических характеристик базового материала — стали 20.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на образцах из стали 20 с покрытиями и без при динамических испытаниях. Образцы были изготовлены согласно ГОСТ 9454 в следующем виде:

— распил образцов размерами 12×12×62 мм из прутка;

— термообработка, имитирующая структурное состояние в зоне термического влияния сварного шва;

— механическая обработка в размер образцов 9,63×10×55 мм для образцов с покрытием и 10×10×55 мм без покрытия;

— нанесение покрытия толщиной ~ (370 ± 20) мкм.

В соответствии с требованиями к сварным соединениям [2] при проведении испытаний на ударную вязкость был выбраны образцы с U-образным надрезом.

Покрытия наносили послойно методом высокоскоростного газопламенного напыления с окислителем в виде воздуха (HVAF-процесс) с применением комплекса AK-07 (Kermetico) из порошковых материалов (табл. 1) с номинальной фракцией 20...53 мкм (по данным сертификата качества производителя). Отдельно провели оценку

Таблица 1

Состав материала покрытий согласно сертификату качества производителя

Марка покрытия	Содержание элементов, % мас.												
	Fe	Cr	Ni	Co	Mo	Si	B	W	Nb	C	Cu	Mn	V
316L	Осн.	16,7	12,5	—	2,5	0,70	—	—	—	0,011	—	1,50	—
FeCr14Ni6Si3	Осн.	14,0	5,79	—	—	2,90	3,420	—	—	1,950	—	0,30	—
FeCr28Ni17Mo5Si	Осн.	28,2	17,1	—	4,7	1,34	0,003	—	0,05	1,890	0,04	0,77	—
FeCr18Ni4Mo12Si3B3	Осн.	18,0	4,0	—	12,0	3,00	3,000	—	—	0,600	—	—	—
Hastelloy C276	3,30	15,1	Осн.	—	15,4	0,60	—	4,3	—	0,110	—	1,20	0,6
Inconel 625	0,37	21,4	Осн.	—	8,9	0,43	—	—	3,55	0,010	—	0,38	—
Stellite 6	0,60	28,6	0,7	Осн.	—	1,10	—	4,4	—	1,100	—	—	—

влияния технологической добавки в виде оксида алюминия (грита), вводимой в исходный порошковый материал, на ударную вязкость. Число образцов для одного исполнения составляло 3 шт.

Термическую обработку образцов по режимам, соответствующим структурному состоянию зоны термического влияния сварного соединения технологического оборудования, осуществляли на кафедре сварки и мониторинга нефтегазовых сооружений в РГУ нефти и газа имени И.М. Губкина.

Анализ результатов испытаний включал оценку внешнего состояния зоны разрушения образца с применением оптического микроскопа Axiovert 40 MAT и фрактографического анализа изломов после испытаний на оборудовании с помощью стереомикроскопа марки Meiji Techno. Механические испытания проводили с применением маятникового копра INSTRON MPX-450. Микротвердость отдельных элементов микроструктуры измеряли по ГОСТ 2999 на автоматическом твердомере DuraScan-50 при нагрузке 0,2 Н.

а) *б)*

Рис. 2. Образцы до (*а*) и после (*б*) испытаний на ударную вязкость

Результаты испытаний и их обсуждение

Визуальный осмотр поверхности образцов (рис. 2) после испытаний показал, что покрытие находится в деформированном состоянии, для части образцов отмечается частичное отслоение покрытия в области удара копра.

Внешний вид излома (рис. 3) представляет собой слоистую структуру с вязкой составляющей в зоне зарождения трещины *1* и под покрытием в зоне долома *4* и преимущественно хрупкой составляющей в зоне развития трещины в основном металле, "губ среза" *2*. Размеры зон зависят как от условий испытания и физико-механических свойств материала, так и от формы и размеров образцов [3].

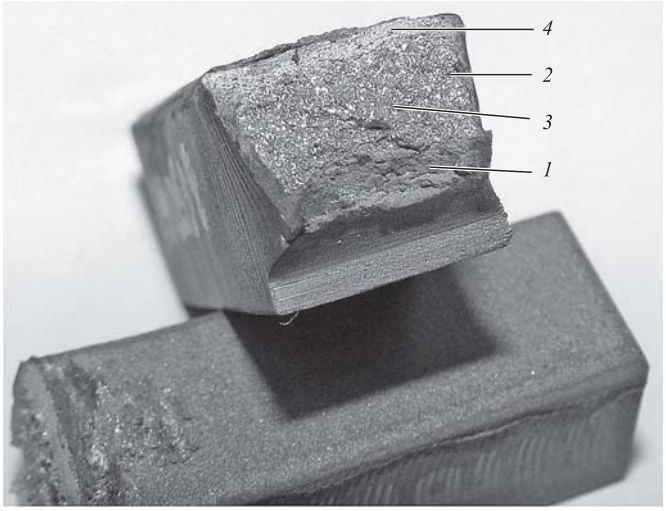


Рис. 3. Образец в зоне излома:
1 — зона зарождения трещины; *2* — "губы среза"; *3* — зона развития трещины; *4* — зона долома

Оценка размеров зон разрушения (табл. 2) показала, что развитие процесса разрушения образцов зависит от физико-механических свойств покрытий, влияющих на энергоемкость процессов зарождения, развития и долома. Каждой из зон

Таблица 2

Ориентировочные размеры, мм, зон разрушения образцов

Зона разрушения	Сталь 20	Покрытия			
		316L с гритом	316L без грита	FeCr28Ni17Mo5Si с гритом	FeCr14Ni6Si3 с гритом
Зарождение трещины	—	3	0,5	4	1,5
Развитие трещины	7,5	4	6,5...7,0	3	5,0
Долом	0,5	1	0,5...1,0	1	1,5

разрушения (см. рис. 3) соответствует собственная энергоемкость разрушения. При этом изменяются доля вязкой составляющей в изломе и ударная вязкость *KC*, характеризующая удельную работу разрушения [3]. Значения удельной работы вязкого разрушения в зонах *1* и *4* близки, поскольку обе зоны образуются в условиях нормального отрыва, хотя и в различном напряженно-деформированном состоянии [3].

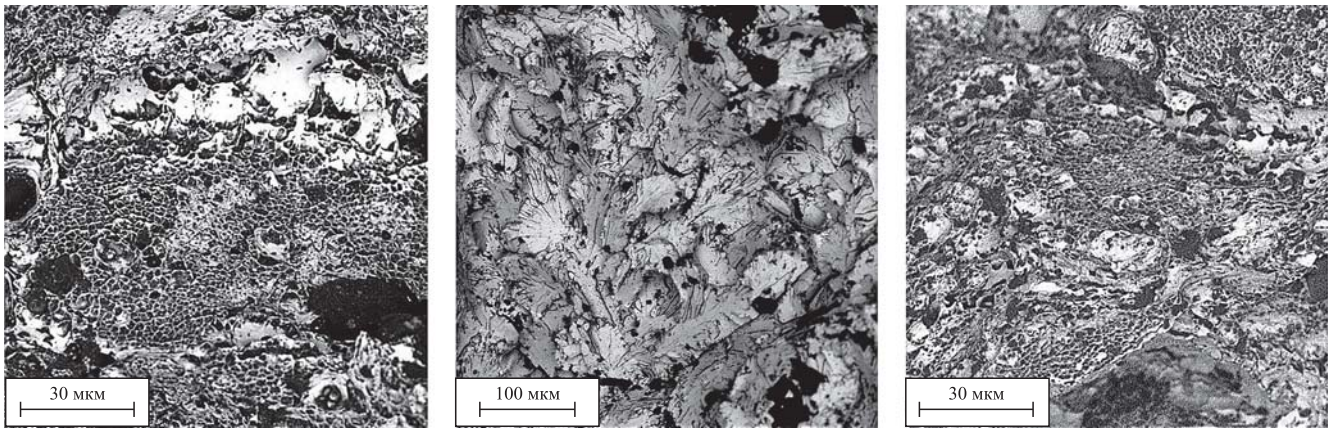
Работа разрушения при ударном изгибе включает работу зарождения $KC_з$ и работу развития трещины $KC_р$: $KC = KC_з + KC_р$. При этом работа зарождения трещины зависит от радиуса надреза. Чем острее надрез, тем меньшая работа нужна для зарождения трещины. Работа развития трещины мало зависит от геометрии надреза и лучше характеризует склонность металла к хрупкому разрушению [3].

Анализ состояния зон излома для различных покрытий (рис. 4, 5) показал:

— вязкое состояние в зоне зарождения трещины (рис. 4, *а*, 5, *а*), характерное для всех образцов с покрытием;

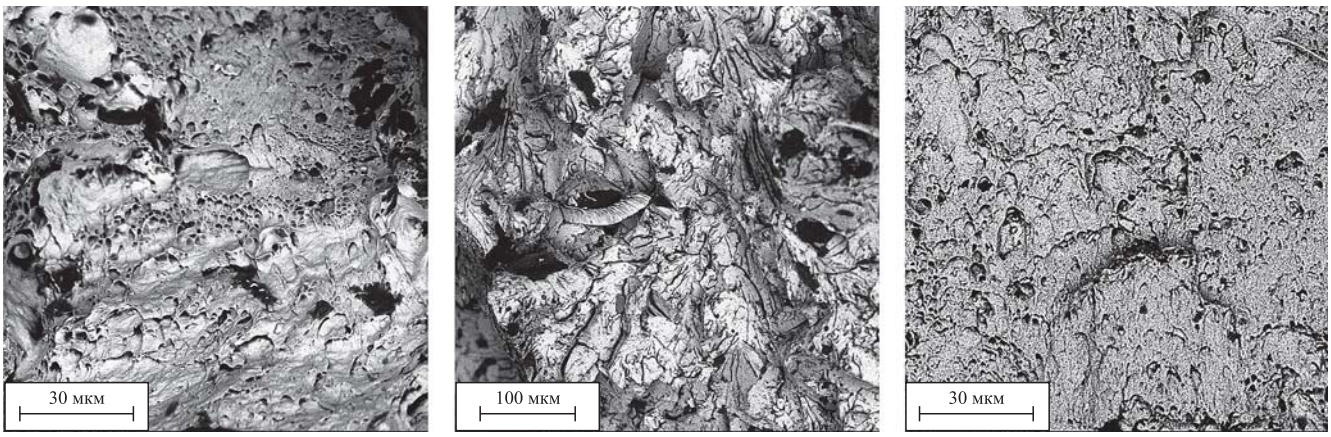
— хрупкое состояние, с небольшим количеством вязкой составляющей в зоне развития трещины (рис. 4, *б*, 5, *б*), близкое для всех покрытий. Хрупкое разрушение в зоне развития трещины наступает после того, как материал исчерпает возможность пластически деформироваться, причем эта деформация может быть и значительной [4]. Таким образом, в микростроении хрупких изломов с небольшим количеством вязкой составляющей типичным является наличие фасеток с ручейковым узором;

— вязкое состояние с различной степенью дисперсности ямок в зоне долома под покрытием (рис. 4, *в*, 5, *в*), что связано с влиянием слоистой



а) *б)* *в)*

Рис. 4. Состояние зон излома для образца с покрытием 316L с гритом:
а — зона зарождения трещины; *б* — зона развития трещины; *в* — зона долома под покрытием



а) *б)* *в)*

Рис. 5. Состояние зон излома для образца с покрытием 316L без грита:
а — зона зарождения трещины; *б* — зона развития трещины; *в* — зона долома под покрытием

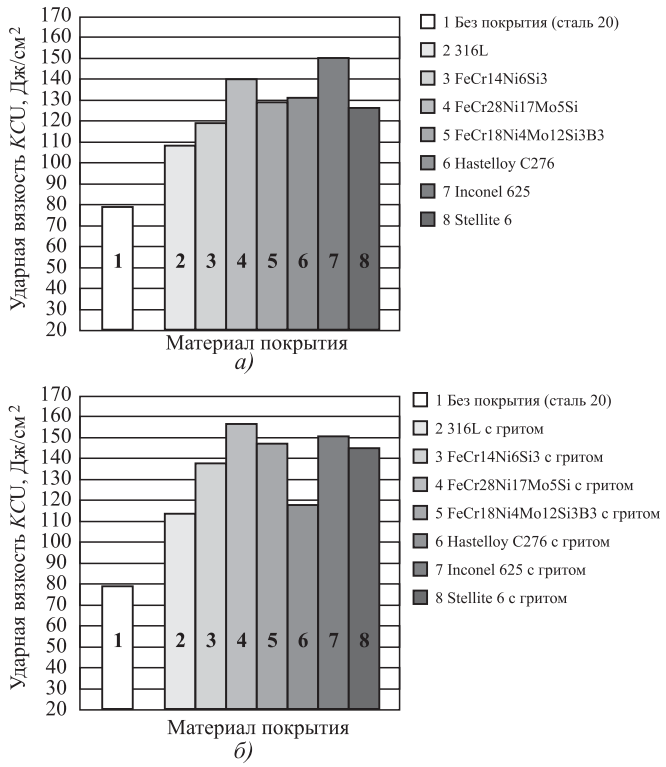


Рис. 6. Результаты испытаний образцов на ударную вязкость:
а — образцы покрытий без грита; *б* — образцы покрытий с гритом

структуры покрытия, наличием грита и химическим составом материала покрытия. Наличие грита в покрытии дополнительно способствует снижению скорости развития трещины (вплоть до затухания) за счет релаксации сдвиговых напряжений.

Результаты испытаний показали, что для всех образцов с покрытиями (с гритом и без) наблюдается повышение ударной вязкости (от 37 до 97 %) по сравнению с образцами без покрытий, что свидетельствует о более высоком сопротивлении хрупкому разрушению (рис. 6). Это связано с тем, что образец с покрытием представлял собой гетерогенную слоистую структуру в виде ламелей покрытия (размерами от 20 до 53 мкм) (рис. 7) с мелкодисперсной структурой и основной металл с размерами зерен 35...40 мкм [5].

Таблица 3

Результаты измерения микротвердости покрытий

Материал покрытия	Микротвердость, HV, покрытий	
	без грита	с гритом
316L	312...387	348...413
FeCr14Ni6Si3	771...997	682...817
FeCr28Ni17Mo5Si	383...643	568...606
FeCr18Ni4Mo12Si3B3	595...808	547...845
Hastelloy C276	361...537	392...505
Inconel 625	398...523	371...621
Stellite 6	496...725	471...682
Сталь 20 без покрытия	183...217	

Мелкодисперсная структура зоны покрытия обеспечивает повышение ударной вязкости образца за счет повышения работы зарождения трещины.

Разрушение верхнего слоя (покрытия) происходит за счет развития в нем растягивающих напряжений, возникающих в результате воздействия волн разгрузки от удара копра. Эти волны разгрузки распространяются по преграде по направлению к тыльной поверхности, понижая напряжения за волной сжатия [7].

Повышение ударной вязкости для образцов с покрытиями также связано с более высокими значениями микротвердости (табл. 3) по сравнению со значениями для стали 20 в зоне термического влияния сварного соединения.

Значение объемной пористости газотермических покрытий [8] находится в пределах допустимых значений для метода HVAF (не более 1 % [9]) и не влияет на значения ударной вязкости.

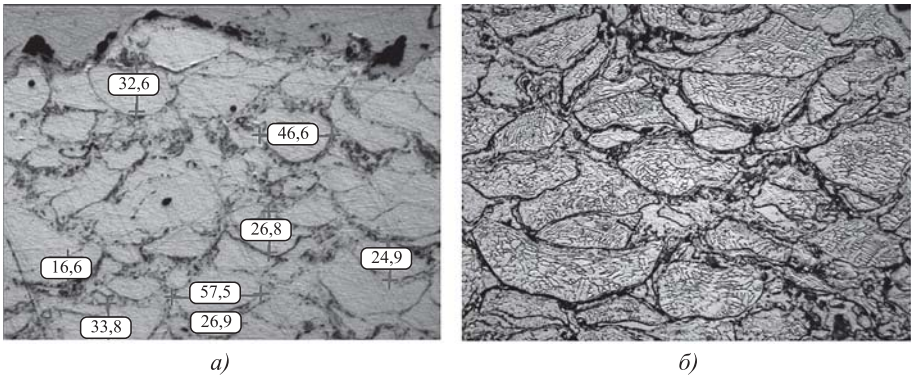


Рис. 7. Микроструктура газотермического покрытия 316L без грита:
а — без травления, ×400; *б* — после травления (основная структурная составляющая частиц покрытия — зерна аустенита с выраженной ячеистой субмикроструктурой в объеме зерна и небольшим количеством α-фазы в межчастичном пространстве [6]), ×500

Выводы

1. Наличие слоя газотермического покрытия толщиной ~(370 ± 20) мкм на поверхности образцов из стали 20 повышает значение ударной вязкости от 37 до 97 % в зависимости от химического состава материала покрытия, его микроструктуры и микротвердости.

2. Наличие технологической добавки — грита (оксида алюминия) в составе покрытия дополнительно способствует снижению скорости развития трещины (вплоть до затухания) в материале образцов за счет релаксации сдвиговых напряжений.

3. Повышение сопротивления хрупкому разрушению образцов с газотермическими покрытиями из высоколегированных порошковых материалов зависит от физико-механических свойств покрытий, влияющих на энергоемкость процессов разрушения: зарождения, развития и долома.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Микитянский В.В., Велес Парра Р., Велес-Пивоваров А.Р.** Борьба с коррозией методом высокоскоростного газопламенного напыления // Вестник АГТУ. 2006. № 2. С. 95—101.

2. **ГОСТ Р 52630—2012.** Сосуды и аппараты стальные сварные. Общие технические условия.

3. **Горицкий В.М.** Применение характеристик ударной вязкости в инженерной практике. М.: Металлургиздат, 2016. 304 с.

4. **Гордеева Т.А., Жегина И.П.** Анализ изломов при оценке надежности материалов. М.: Машиностроение, 1978. 200 с.

5. **Открытые** источники: http://www.findpatent.ru/patent/248/2481406.html.

6. **Бакаева Р.Д., Балдаев Л.Х., Ишмухаметов Д.З.** Особенности структурообразования газотермических покрытий из коррозионностойкого порошкового материала типа 316L // Металлург. 2018. № 4. С. 76—83.

7. **Радченко П.А., Балохонов Р.Р., Радченко А.В.** Влияние многослойного покрытия на поведение стальной подложки конструкции при динамическом нагружении // Математика и механика. 2014. № 1. С. 118—121.

8. **Сопоставление** применяемых методов оценки пористости газотермических покрытий / Р.Д. Бакаева, Л.Х. Балдаев, Д.З. Ишмухаметов и др. // Практика противокоррозионной защиты. 2017. № 4. С. 3—15.

9. **Stokes J.** The Theory and Application of the HVOF Thermal Spray Process. Dublin: Dublin City University, 2005.

УДК 631.311

В.П. Лялякин, В.А. Денисов
(Федеральный научный агроинженерный центр ВИМ, Москва)
E-mail: valpal-1938@mail.ru

Выбор метода восстановления изношенных поверхностей деталей

Дана методика выбора метода восстановления поверхностей деталей. Показано, что первоначально необходимо получить исходные данные о восстанавливаемой детали: материал, поверхностная твердость, шероховатость рабочих поверхностей, виды и коэффициенты повторяемости дефектов по каждой поверхности. На основании полученных данных осуществляют логическую оценку способов восстановления. Отобранные способы восстановления оценивают по результатам сравнительных стендовых испытаний. Далее определяют износостойкость, сопротивление усталости, адгезионную прочность, которые оцениваются коэффициентами износостойкости, усталости и адгезии. Приведены зависимости для определения каждого коэффициента по результатам сравнительных испытаний на специальных стендах и с использованием известных методик. Произведение трех коэффициентов определяет коэффициент долговечности, по наибольшему его значению выбирают метод восстановления. Приведены формулы расчета себестоимости восстановления деталей.

Ключевые слова: *восстановление деталей, коэффициенты износостойкости, усталости, адгезии, долговечности, себестоимость, удельные затраты.*

The technique of selection of restoration method of parts surfaces is presented. It is shown that initialy it is necessary to obtain initial data on the restored part: the material, surface hardness, roughness of the working surfaces, types and repeatability factors of defects on each surface. On the basis of the obtained data, logical assessment of recovery methods is made. The selected restoration methods are evaluated based on the results of comparative bench tests. Further wear resistance, fatigue resistance, adhesive strength are determined, which are estimated by the coefficients of wear resistance, fatigue and adhesion. Dependences for determination of each coefficient by results of comparative tests on special stands and with use of known techniques are resulted. The product of three factors determines the durability factor. On the bases of its biggest value the method of restoration is chosen. The formulas for calculation the cost of parts restoration are given.

Keywords: *restoration of parts, coefficients of wear resistance, fatigue, adhesion, durability, cost, unit costs.*

В процессе эксплуатации машин детали узлов и агрегатов изнашиваются. Для устранения одних и тех же дефектов деталей существуют различные методы восстановления их работоспособности. Так, для восстановления уплотнительных узлов тракторов и сельскохозяйственных машин применяют 22 метода, шлицевых соединений — 15, деталей неподвижных соединений — 37 и т.д. Это можно объяснить отсутствием или невыполнением предварительных испытаний предлагаемых способов восстановления по единой методике.

В настоящей статье ставится задача определения последовательности испытаний и выбора необходимых показателей для сравнительной оценки методов восстановления изношенных поверхностей деталей.

Проблеме обоснования способов восстановления посвящено большое количество работ и рекомендаций [1—4], однако отсутствие единой общепринятой методики приводит к принятию в ряде случаев субъективных решений.

Предлагаем для разработчиков технологий восстановления деталей следующий порядок выбора и определения рационального метода восстановления изношенных поверхностей.

1. Первоначально необходимо получить информацию о восстанавливаемой детали: наименование и номер по каталогу завода-изготовителя машины, применяемый материал, поверхностная твердость, шероховатость рабочих поверхностей, виды и коэффициенты повторяемости дефектов по каждой поверхности.

Далее выполняют логическую оценку и выбор возможных способов восстановления с точки зрения получения требуемых геометрических размеров, параметров поверхностного слоя, механических и физико-механических свойств, структуры материала, химических и физико-механических характеристик восстановленных поверхностей.

2. Выбранные способы восстановления оценивают по результатам сравнительных стендовых испытаний. В зависимости от условий работы сопряженной изношенной детали необходимо определить износостойкость, сопротивление усталости, адгезионную прочность нанесенных покрытий. Данные характеристики определяют на испытательных машинах с использованием существующих гостированных методик.

Для испытаний подготавливают образцы из того же материала, что и новая деталь. Проводят заданное число испытаний и получают необходимые усредненные показатели по механическим характеристикам. Для получения данных по методам восстановления на новые образцы наносят восстановительный слой (или несколько слоев) необходимой толщины, осуществляют требуемую механическую и термическую обработку. По результатам испытаний подготовленных образцов получают усредненные показатели механических характеристик восстановленных поверхностей. Отношение механических характеристик восстановленных поверхностей к механическим характеристикам нового образца определяет коэффициенты износостойкости, сопротивления усталости, адгезионной прочности.

3. Определение коэффициента износостойкости.

Требуемые механические характеристики определяются характером работы восстанавливаемой поверхности. Так, для деталей, работающих в абразивной среде (лемех, лапа, диски и др.), необходимо подготавливать плоские образцы и проводить испытания на износостойкость на машинах трения с подачей абразива типа ИМ-01.

Для деталей типа вал, работающих в масляной среде, необходимо подготавливать деталь в виде диска и контактирующую деталь в виде колодки. Исследование проводят на машинах трения типа СМТ-1 и ИИ-5018 при вращении или машинах с возвратно-поступательным движением образца.

Коэффициент износостойкости определяют по формуле

$$К_и = \frac{И_{с.в}}{И_{с.н}},$$

где $И_{с.в}$, $И_{с.н}$ — средняя износостойкость каждой восстановленной и новой поверхности соответственно.

4. Определение коэффициента выносливости.

Важным показателем для деталей, испытывающих знакопеременные нагрузки, является предел выносливости, определяющий сопротивление усталости. Испытания, как правило, цилиндрических деталей проводят на машинах типа МУИ-6000 или УК-10м. В зависимости от действующих эксплуатационных нагрузок на деталь выбирают схему нагружения: симметричный изгиб, консольный изгиб или кручение.

При испытании на сопротивление усталости целесообразно использовать (в целях уменьшения времени испытаний) ускоренные методы, такие как метод ЛОКАТИ. Данный метод опробован при испытании натурных образцов на примере коленчатых валов, и получены достаточно точные результаты.

Коэффициент выносливости определяют по формуле

$$К_у = \frac{\sigma_{-1в}}{\sigma_{-1н}},$$

где $\sigma_{-1в}$, $\sigma_{-1н}$ — среднее значение предела выносливости восстановленной и новой поверхности соответственно.

5. Определение коэффициента прочности сцепления покрытий.

Для покрытий важным показателем является прочность сцепления покрытия с основной деталью (адгезия) и прочность сцепления нанесенных слоев между собой (когезия). Данные характеристики определяют испытаниями на отрыв и на сдвиг с использованием "штифтового" метода. Сущность штифтового метода состоит в отрыве штифта, включенного в матрицу, на которую нанесено покрытие, на разрывных машинах. Подробно методика испытания изложена в работе [6].

Коэффициент прочности сцепления определяют по формуле

$$K_{сц} = \frac{q_в}{q_э},$$

где $q_в$ — среднее значение прочности сцепления покрытия с поверхностью восстановленной детали по результатам испытания; $q_э$ — эталонное значение прочности сцепления.

В качестве эталонных значений рекомендуется, в зависимости от условий работы поверхности детали при эксплуатации, принимать следующие значения:

— для наружных стальных поверхностей, воспринимающих знакопеременные нагрузки, 500 МПа;

— для наружных стальных или чугунных поверхностей, не воспринимающих знакопеременные нагрузки, 200 МПа;

— для внутренних посадочных поверхностей под подшипники, не воспринимающих знакопеременные нагрузки, 50 МПа;

— для наружных или внутренних стальных и чугунных поверхностей, не воспринимающих значительные знакопеременные нагрузки и работающих в условиях обильной смазки, 40 МПа.

Анализ литературных источников, результатов научно-исследовательских работ по различным методам восстановления изношенных поверхностей позволил получить примерные значения коэффициентов (таблица) [5].

После определения механических характеристик по каждому рассматриваемому методу для каждой поверхности определяют коэффициент долговечности по формуле

$$K_q = K_и K_у K_{сц}.$$

Выбирают тот метод, при котором численное значение коэффициента долговечности максимально.

Примерные значения коэффициентов износостойкости, выносливости, прочности сцепления

Способ восстановления	$K_и$	$K_у$	$K_{сц}$
Наплавка в диоксиде углерода	0,85...1,1	0,9...1	1,0
Вибродуговая наплавка	0,85...1,1	0,62	1,0
Наплавка под слоем флюса	0,90...1,2	0,82	1,0
Дуговая металлизация	1,0...1,3	0,6...1,0	0,6...0,8
Газопламенное напыление	1,0...1,3	0,6...1,0	0,6...0,8
Хромирование (электролитическое)	1,0...1,3	0,7...1,0	0,6...0,8
Железнение (электролитическое)	0,9...1,2	0,8	0,65...0,8
Электроконтактная наплавка (приварка) металлического слоя	0,9...1,1	0,8	0,8...0,9
Ручная наплавка	0,9...1,1	0,8	1,0
Электромеханическая обработка (высадка и сглаживание)	0,9...1,1	1,2	1,0
Обработка под ремонтный размер	1,0	1,0	1,0
Установка дополнительной детали	1,0	0,8	1,0
Пластическое деформирование	0,8...1,0	1,0	1,0

6. Технико-экономический критерий.

После выбора метода восстановления по критерию долговечности необходимо определить технико-экономический критерий по уравнению

$$K_э = \frac{C_{вi}}{K_q} \to \min,$$

где $C_{вi}$ — себестоимость на восстановление i-й поверхности рассматриваемым методом.

Одним из основных экономических показателей, который характеризует совершенство технологического процесса, является себестоимость восстановления.

В общем виде себестоимость восстановления деталей на конкретном предприятии определяют по формуле

$$C_в = C_{из} + З_{пл} + C_{об} + H_ц + H_з + C_{бр} + C_м,$$

где $C_{из}$, $C_м$ — стоимости соответственно изношенной детали и материалов; $З_{пл}$ — заработная пла-

та; $С_{об}$ — расходы на содержание и эксплуатацию оборудования; $Н_ц$, $Н_з$ — расходы соответственно цеховые (общепроизводственные) и общезаводские (общехозяйственные); $С_{бр}$ — потери от брака.

При укрупненных расчетах себестоимости для определения экономической целесообразности восстановления можно использовать следующее выражение:

$$С_в = \left(\sum_{i=1}^{d} C_{уд i} S_i K_{пд i} \right) D_п + 0,1Ц_н,$$

где d — число восстанавливаемых поверхностей деталей; $С_{уд\ i}$ — удельная себестоимость восстановления единицы площади (длины, например, для трещин) i-й поверхности принятым способом, руб./дм^2 (руб./дм); S_i — площадь (длина) i-й поверхности, дм^2 (дм); $K_{пд\ i}$ — коэффициент повторяемости дефекта i-й поверхности; $D_п$ — коэффициент, учитывающий затраты на подготовительные работы при восстановлении деталей (при восстановлении деталей для собственных нужд $D_п$ = 1,03, при централизованном восстановлении $D_п$ = 1,1); $Ц_н$ — цена новой детали, руб.

Приведенные этапы работы по выбору рационального метода позволяют получить объективные данные по эффективности восстановления изношенных поверхностей деталей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Какуевицкий В.А.** Восстановление деталей автомобилей на специализированных предприятиях. М.: Транспорт, 1982. 147 с.
2. **Черноиванов В.И., Лялякин В.П.** Организация и технология восстановления деталей машин. М., 2003. 488 с.
3. **Методика** технико-экономического обоснования способов восстановления деталей машин. М.: ГОСНИТИ, 1988. 30 с.
4. **Шадричев В.А.** Основы выбора рационального способа восстановления автомобильных деталей металлопокрытиями. М.—Л.: Машгиз, 1963. 295 с.
5. **Технология** ремонта машин / под ред. Е.А. Пучина. М.: Колос, 2007. 487 с.
6. **Михальченков А.М., Бирюлина Я.Ю., Фамин Ю.И., Ермакова Т.А.** Критическое рассмотрение методик испытаний на адгезионную прочность покрытий способом отрыва // Труды ГОСНИТИ. 2015. Т. 121. С. 260—265.

УДК 620.178.14:621.793

[1]А.М. Михальченков, [2]А.С. Кононенко, [1]Ю.И. Филин
([1]Брянский государственный аграрный университет,
[2]Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)
E-mail: mihalchenkov.alexandr@yandex.ru

Техника определения адгезионной прочности клееполимерных дисперсных композитов при наличии большого количества исследуемых параметров

Разработано приспособление для испытаний на адгезионную прочность клееполимерных дисперсных самотвердеющих композитов, которое обладает высокой степенью универсальности. С его помощью можно проводить оценку прочности сцепления материала покрытия с подложкой при наличии большого количества исследуемых параметров: состав и строение композитов, состояние поверхности и материал подложки.

Ключевые слова: *дисперсный композит, адгезионная прочность, напряжение сдвига, металлическая подложка.*

Device for testing on adhesive strength of polymer dispersed self-hardening composites, which has high degree of versatility, is developed. It can be used to assess the strength of the adhesion of the coating material to the substrate in the presence of large number of studied parameters: the composition and structure of composites, the state of the surface and the substrate material.

Keywords: *dispersed composite, adhesive strength, shear stress, metal substrate.*

Введение

Для защиты поверхностей деталей от влияния внешних факторов, вызывающих их разрушение и отрицательно влияющих на работоспособность как отдельных конструктивных элементов, так и машины в целом, широко применяют нанесение защитных слоев [1, 2]. В зависимости от условий

работы изделия в качестве покрытий используют материалы различного функционального назначения [3, 4]. Особое место среди них занимают композиты на эпоксидной основе с дисперсными наполнителями, которые распространены в строительстве [5]. Однако за последние годы появились публикации (научного и практического направления), где рассматриваются возможности таких материалов при их использовании в качестве противоабразивных покрытий деталей технических систем [6, 7]. В свою очередь, их разработка требует специальных лабораторных исследований не только триботехнических параметров, но и адгезионной прочности.

Существующие методики и конструкции для изучения прочности сцепления покрытия не охватывают всего комплекса показателей, влияющих на эту характеристику. Так, широко применяемый способ, в котором цилиндрический стержень с нанесенным покрытием продавливается через матрицу, представляющую собой массив с отверстием [8], где прочность сцепления покрытия с подложкой оценивается по напряжению сдвига, имеет ряд недостатков, серьезно ограничивающих его использование при оптимизации составов композитов. Прежде всего к ним следует отнести: трудности при формировании покрытия (наличие кольцевой формы, ее крепление на стержне и последующее удаление); необходимость механической обработки покрытия, исключающей смещение осевых линий стержня и покрытия; низкую универсальность, сказывающуюся при проведении исследований с широким диапазоном изучаемых параметров; сложность обеспечения прохождения всего комплекса процессов, присущих явлению адгезии и высокая вероятность разрушения торцевой поверхности покрытия при ее контакте с опорной поверхностью матрицы из-за высокого уровня контактных напряжений.

Несколько лучшие испытательные характеристики имеет приспособление, которое состоит из матрицы и пуансона [9]. Матрица представляет собой массивный цилиндр со ступенчатым отверстием, где осуществляется формирование исследуемого клееполимерного самотвердеющего состава. Адгезионная прочность определяется по напряжению сдвига путем продавливания пуансоном сформированного во внутренней полости матрицы опытного композита. При испытаниях большого количества составов необходимо использовать несколько матриц, что существенно снижает универсальность приспособления. Также имеются определенные ограничения при изучении комплекса процессов, присущих прочности сцепления, например, исследование влияния состояния поверхности подложки (шероховатость, профиль).

Таким образом, **цель работы** — разработка приспособления для проведения испытаний на адгезионную прочность клееполимерных дисперсных самотвердеющих композитов без отмеченных недостатков, обладающего широкой универсальностью и обеспечивающего высокую достоверность полученных результатов при наличии большого количества экспериментальных параметров (состав композита, дисперсность наполнителя, материал и состояние поверхности подложки), за один цикл опытов.

Устранение указанных недостатков может быть достигнуто применением сборной конструкции, состоящей из трех элементов (частей): обоймы, которая является сменным элементом и предназначена для формирования опытного материала; матрицы, которая используется для фиксации обоймы; штока (пуансона), служащего для продавливания сформированного в обойме композита.

Обойма (рис. 1) изготовляется из материала, требующегося по условиям эксперимента (серого чугуна, стали, пластика и т.п.; не исключается проведение термообработки и других упрочняющих мероприятий как поверхности контакта, так и всего объема детали) и представляет собой полый цилиндр с опорным буртом в верхней части *1*, нарезанной на наружной поверхности резьбой с мелким шагом *2*, внутренняя поверхность может иметь различные шероховатость и профиль в зависимости от цели исследования. Опорный бурт выполняется с двумя лысками под гаечный ключ, диаметром в 1,5 раза превышающим внешний диаметр матрицы и высотой не менее 10 мм. Наличие мелкого шага резьбы позволяет увеличить площадь контакта в витках соединения, повышая тем самым надежность конструкции.

Геометрические параметры отверстия *3* (высота и диаметр), определяющие площадь контактирования подложки с композитом, должны обеспечить уровень их соприкосновения, достаточный для максимально возможного учета влияния всех факторов, определяющих адгезионную прочность: состав композита, размер частиц наполнителя, состояние поверхности и др. Кроме того, диаметр отверстия обоймы регламентируется возможностью использования соответствующего металлообрабатывающего инструмента для получения поверхности с заданной шероховатостью и различными профилями, что позволяет обеспечивать наиболее полное изучение влияния ее состояния на адгезионную прочность. Размеры обой-

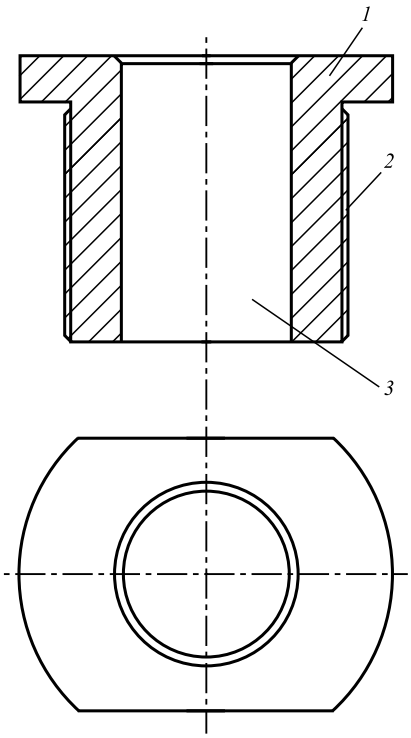


Рис. 1. Обойма

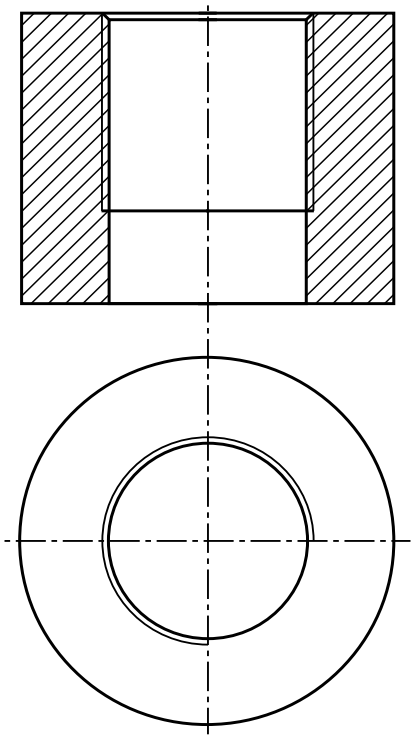


Рис. 2. Матрица

мы должны исключать ее пластическое деформирование при выдавливании опытного композита, в противном случае результаты эксперимента будут ошибочными. Обойма, как уже отмечалось, является сменным элементом, что позволяет проводить исследования в широком диапазоне экспериментальных параметров и обеспечивает высокую универсальность приспособления.

При формировании исследуемого состава во внутренней полости обоймы не возникает серьезных затруднений технического и технологического плана. Композит, находящийся в жидком состоянии, заливается в полость обоймы, установленной на плоской (опорной) поверхности. Во избежание подтеков зона стыка ее нижнего торца с опорной поверхностью герметизируется с помощью легкоудаляемого состава. Композит формируется по высоте отверстия таким образом, чтобы от верхнего торца оставалось 10...15 мм свободного пространства для входа и фиксации штока.

Матрица (рис. 2) изготовляется из среднеуглеродистой стали и подвергается закалке с низким отпуском, что обеспечивает высокие механические свойства, способствуя увеличению ресурса. На внутренней поверхности нарезается резьба с мелким шагом, соответствующим шагу резьбы обоймы, на длину, несколько большую ее высоты. Внешний диаметр матрицы должен не менее чем в 3 раза превышать диаметр отверстия в обойме, для обеспечения жесткости детали и отсутствия пластического деформирования в период проведения испытаний.

Шток (пуансон) (рис. 3) изготовляется из стали, имеет цилиндрическую форму и подвергается термоупрочнению. Для обеспечения равномерного распределения нагрузки и увеличения площади силового контакта верхняя часть штока (опорная поверхность) *1* имеет диаметр в 1,5 раза больше, чем диаметр продавливающей части *2*. Высота опорной поверхности должна быть не менее 10 мм во избежание деформирования от прилагаемой нагрузки. Длина продавливающей части пуансона определяется высотой опытного материала с учетом некоторого запаса. Наряду с этим, его рабочий диаметр и высота выбираются исходя из условий соблюдения прочностных показателей, отсутствия пластического деформирования и нарушения жесткости. Подвижное сопряжение поверхностей пуансона и отверстия не требует слишком высокой точности изготовления, т.е. достаточно чистового точения.

Техника проведения испытаний состоит из следующих этапов: I — изготовление обоймы, матрицы и пуансона; II — формирование композиционного материала во внутренней части обоймы; III — сборка приспособления; IV — непосредственно проведение испытаний.

Обойму нижней торцевой частью устанавливают на покрытое целлофановой пленкой твердое основание и стык герметизируют, например, пластилином. После полимеризации и затвердевания композита пластилин и пленку удаляют. Сборка подготовленной к испытанию обоймы с опытным

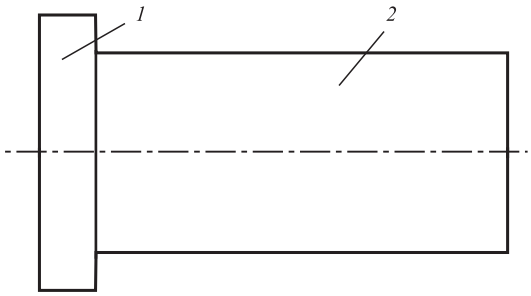


Рис. 3. Шток (пуансон)

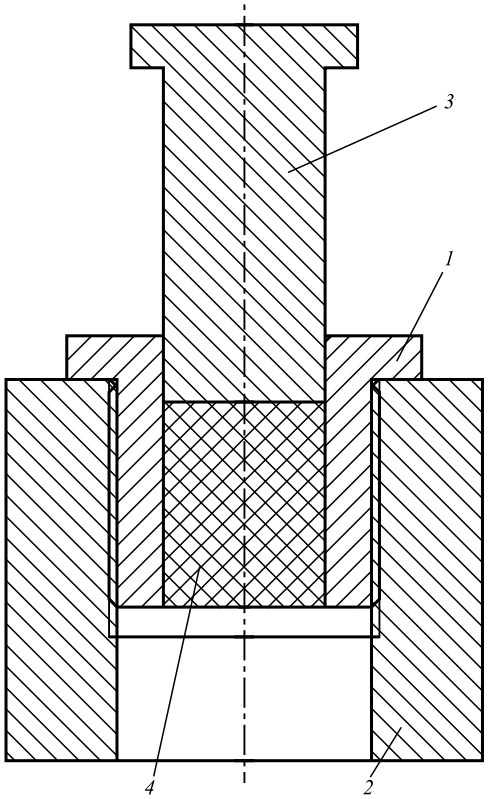


Рис. 4. Приспособление в сборе:
1 — матрица; *2* — обойма; *3* — шток; *4* — опытный композит

композитом осуществляется путем ее вкручивания в матрицу и установки пуансона в незаполненное композитом пространство. Испытания проводят при собранных обойме, матрице и пуансоне (рис. 4) путем выдавливания сформированного материала с помощью устройств, обеспечивающих нагрузку сдвига. По разрушающей нагрузке путем ее деления на площадь контакта определяется предельное напряжение сдвига.

Применение предлагаемого приспособления позволило за один цикл испытаний исследовать влияние на адгезионную прочность пяти составов с различными концентрациями компонентов и четыре варианта дисперсности наполнителя. При этом контактные поверхности имели четыре различные шероховатости и четыре профиля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лапина Н.В., Баурова Н.И.** Определение адгезионной прочности термопластичных полимерных материалов, используемых для ремонта дорожно-строительных машин // Механизация строительства. 2017. Т. 78. № 8. С. 50—54.

2. **Мостовой А.С., Плакунова Е.В., Панова Л.Г.** Новые эпоксидные композиции на основе полититанатов калия // Пластические массы. 2012. № 3. С. 33—35.

3. **Филин Ю.И.** Эпоксидный композит для повышения ресурса термоупрочненных лемехов // Сельский механизатор. 2017. № 5. С. 36—37.

4. **Бирюлина Я.Ю., Михальченкова М.А.** Применение абразивостойких эпоксидных композиций, армированных дисперсными частицами из природных песков, для восстановления деталей (отвалы и культиваторные лапы для высева семян) // Труды инженерно-технологического факультета Брянского государственного аграрного университета. 2015. № 1. С. 77—93.

5. **Mostovoi A.S., Kurbatova E.A.** Controlling the propeties of epoxy composites filled with brick dust // Russian Journal of Applied Chemistry. 2017. Vol. 90. № 2. P. 267—276.

6. **Михальченков А.М., Комогорцев В.Ф., Кононенко А.С.** Абразивостойкий композит на основе эпоксидной смолы и кварцевого дисперсного наполнителя // Клеи. Герметики. Технологии. 2017. С. 33—38.

7. **Бахарева В.Е., Николаев Г.И., Анисимов А.В.** Улучшение функциональных свойств антифрикционных полимерных композитов для узлов трения скольжения // Российский химический журнал. 2009. Т. LIII. № 4. С. 4—18.

8. **Хасуи А., Моригаки О.** Наплавка и напыление: пер. с яп. Х12 В.Н. Попова / под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. М.: Машиностроение, 1985. 240 с.

9. **Пат. 2617128 Российская Федерация.** Способ определения адгезионной прочности клееполимерных дисперсных композитов с металлической подложкой / А.М. Михальченков, В.Ф. Комогорцев, Ю.И. Филин, М.А. Михальченкова; опубл. 2017, Бюл. № 12.

УДК 621.791.927.5

[1] Н.И. Голиков, [2] Ю.Н. Сараев, [1] Е.М. Максимова, [1] С.В. Семенов
([1]Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск,
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск)
E-mail: n.i.golikov@mail.ru

Повышение износостойкости деталей землеройной техники, эксплуатирующихся в условиях холодного климата*

В условиях Севера и Арктики наблюдается повышенный износ деталей буровой и землеройной техники. В связи с этим, одной из важных задач является повышение срока службы режущих деталей землеройной техники, работающей при низких температурах. Проведены комплексные исследования материалов однотипных коронок на стойку бульдозера Komatsu D275 разных мировых производителей — КНР (трех фирм-производителей), Австралии, Италии и России. Экспериментальные исследования включали: испытания на статическое растяжение, ударный изгиб, измерение твердости, спектральный анализ, ударно-абразивный износ. Выявлено, что износостойкость наплавленного металла электрода марки Т590, полученного импульсно-дуговой наплавкой, больше на 31 % по сравнению со стационарным режимом. Установлено, что усредненный массовый износ материала коронок на стойку бульдозера в 2,3 раза выше, чем наплавленных слоев, полученных с применением различных сварочных материалов и технологий.

Ключевые слова: *износостойкость, коронка на стойку бульдозера, импульсно-дуговая наплавка, механические свойства, массовый износ.*

In the conditions of the North and the Arctic there is increased wear of parts of drilling and earth-moving equipment. In this regard one of the important tasks is to increase the service life of cutting parts of earth-moving equipment operating at low temperatures. The complex studies of one-type ripper tips materials on the Komatsu D275 shank ripper different world producers — China (3 manufacturing companies), Australia, Italy and Russia are offered. Experimental studies included: static tensile tests, impact bending, hardness testing, spectral analysis, shock abrasive wear. It is found that the wear resistance of the weld metal of the T590 electrode obtained by pulse-arc surfacing is more by 31 % compared to the steady-state mode. It is established that the average mass wear of the ripper tips material on the bulldozer shank ripper is 2.3 times higher than that of the welded layers obtained using various welding materials and technologies.

Keywords: *wear resistance, ripper tips on dozer shank ripper, pulse-arc surfacing, mechanical properties, mass wear.*

Введение

Износ деталей буровой и землеройной техники, эксплуатируемой в горнодобывающей промышленности Севера, по своим масштабам имеет практически катастрофический характер. Анализ данных показывает, что только вследствие окончательного износа рабочих элементов горнодобывающей техники ежегодно на предприятиях промышленности теряется около десятка тысяч тонн металла [1, 2]. Установлено, что интенсивность изнашивания коронок рыхлителей бульдозера, зубьев экскаватора и других деталей при разработке грунтов в условиях действия низких температур превышает в несколько раз значения, фиксируемые при положительных температурах [3]. Применяемые материалы рабочих элементов землеройной техники дорогостоящие, поэтому возникает необходимость их восстановления, а также повышения износостойкости в целях более длительного использования.

Для решения данной проблемы наиболее универсальным, экономичным и широко применяе-

*Работа выполнена в рамках Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013—2020 гг., проекты III.23.2.1.и III.28.1.2.

мым в промышленности средством придания деталям техники специальных качеств, способствующих росту износостойкости, является наплавка [4]. Этот процесс представляет собой нанесение на специально подготовленную поверхность изготовляемых или ремонтируемых деталей расплавленного присадочного металла, образующего с поверхностными слоями основного металла сплав с высокими механическими и служебными свойствами.

Однако для разработки эффективной технологии и метода нанесения наплавки необходимо комплексное исследование физико-механических свойств поверхностей упрочняемых материалов, их химического состава, структуры. При этом в процессе исследований появляется возможность установления взаимосвязи между износостойкостью и отдельными физико-механическими свойствами материалов.

Цель работы — исследование механических свойств и износостойкости металла коронок на стойку бульдозера, а также наплавленных слоев, полученных различными технологическими режимами и сварочными материалами, для оценки их возможностей упрочнения.

Материалы и методика исследований

Проведены комплексные исследования механических свойств и износостойкости материалов шести однотипных коронок на стойку бульдозера Komatsu D275 разных мировых производителей — КНР (трех фирм-производителей), Австралии, Италии и России. Изучена износостойкость наплавленных слоев, полученных механизированной наплавкой с применением опытной порошковой проволоки ПП 70Х4М3Г2ФТР диаметром 2,4 мм, а также ручной дуговой наплавкой электродами марки Т590 диаметрами 3,0 мм. При этом ручную дуговую наплавку проводили инверторными источниками питания в двух режимах: модулированным (импульсно-дуговая наплавка) и постоянным током.

Для получения наплавленных слоев использовали инверторные источники питания NEON ВД-315 для ручной дуговой сварки и наплавки на постоянном токе (НПТ) и "МАГМА-315", реализующий адаптивный импульсно-дуговой режим сварки и наплавки (модулированным током — НМТ). Наплавку порошковой проволоки осуществляли сварочным полуавтоматом VarioSynergic 5000-2. Во всех случаях использовали стандартные энергетические режимы наплавки, рекомендуемые для каждого сварочного материала.

Спектральный анализ содержания легирующих элементов получен по результатам трех измерений каждого исследуемого образца на оптико-эмиссионном спектрометре Foundry-master UVR в соответствии ГОСТ 18895—97. Испытания на статическое растяжение образцов для определения предела текучести, предела прочности, относительного удлинения материала коронок проводили на универсальной электромеханической испытательной машине Zwick Roell Z600 по ГОСТ 1497—84. Испытания на ударный изгиб образцов с U-образным надрезом при температуре −50 °С выполняли на инструментированном маятниковом копре Amsler RKP 450 в соответствии с ГОСТ 9454—78. Твердость материалов измеряли переносным твердомером ТЭМП-2.

Для оценки износостойкости материалов определен массовый износ образцов на опытной установке, разработанной ИФТПС СО РАН, имитирующей ударно-абразивный износ коронок зубьев ковшей экскаваторов и рыхлителей бульдозеров. Принцип действия установки заключается в многократных последовательных ударах образцов и последующем их скольжении по неподвижному монолитному абразиву. Относительную износостойкость материала оценивали путем сравнения массового износа испытуемых образцов, испытанных в идентичных условиях. Величину износа определяли по потере массы образца за цикл испытаний взвешиванием на аналитических весах с точностью до 0,0002 г. Длительность цикла — 30 мин.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам спектрального анализа установлено, что для изготовления коронок на стойку бульдозера производители применяют конструкционные легированные стали, близкие по составу к отечественным маркам сталей типа 30ХГТ, 30ХГСА, 20ХН2М и 33ХС [5]. Содержание основных химических элементов, %: 0,23...0,30 C; 0,31...1,70 Si; 0,64...1,20 Mn и 1,08...1,67 Cr (табл. 1).

Временное сопротивление сталей импортных коронок составляет 1417...1567 МПа, а предел текучести — 1340...1440 МПа. Полученные прочностные характеристики согласуются с нормативными значениями на соответствующие аналоги сталей отечественного производства при определенных режимах их термообработки [5]. Лучшие показатели относительного удлинения (δ) выявлены у коронок № 1 и 2 китайских производителей и достигают 10 %, что отвечает нормативным значениям аналогов. У остальных коронок δ существенно ниже нормативных значений вследствие обнаружения в них дефектов в виде пор.

Ударная вязкость (*KC*U) материала испытанных коронок № 1—3 и 6 при −50 °С соответствует нормативным значениям аналогичных сталей

Таблица 1

Химический состав испытанных коронок

Номер коронки	Производитель	Содержание элементов, %							
		C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo
1	Partsland, LLC (КНР)	0,27	1,25	1,18	1,20	0,01	0,01	⩽0,003	0,08
2	Ningbo Huizheng Special Steel Co., Ltd (КНР, кованная)	0,29	0,40	1,00	1,14	0,02	0,01	0,01	0,01
3	Ningbo Turbo International Trading Company (КНР)	0,24	1,70	0,70	1,67	0,01	0,03	0,01	0,17
4	Bradken (Австралия)	0,30	1,13	1,20	1,30	0,24	0,016	0,01	0,17
5	ESTI S.R.L. (Италия)	0,27	1,14	1,13	1,08	0,03	0,02	0,02	0,04
6	ЗЛАТМАШ (Россия)	0,23	0,31	0,64	1,10	1,69	0,01	0,01	0,26
Примечание. Остальное Fe.									

отечественного производства. У коронок № 4 и 5 *KC*U ниже нормативных примерно в 2 раза. Из испытанных образцов коронок наибольшей твердостью обладает коронка № 2 — 399 НВ. Наименьшее значение твердости показали коронки № 3 (287 НВ) и 6 (266 НВ).

Сравнительный анализ массового износа коронок показывает, что характеристики износостойкости стали коронок № 1, 2, 4, 5 лежат в одном диапазоне и превышают износостойкость сталей коронок № 3 и 6 (рис. 1). Результаты испытаний на ударно-абразивный износ коррелируют с данными испытаний на твердость. Максимальный массовый износ обнаружен у коронок № 3 и 6, имеющих наименьшие значения твердости. Также следует отметить, что сталь коронки № 6 имеет самые низкие значения характеристик прочности из всех испытанных (табл. 2).

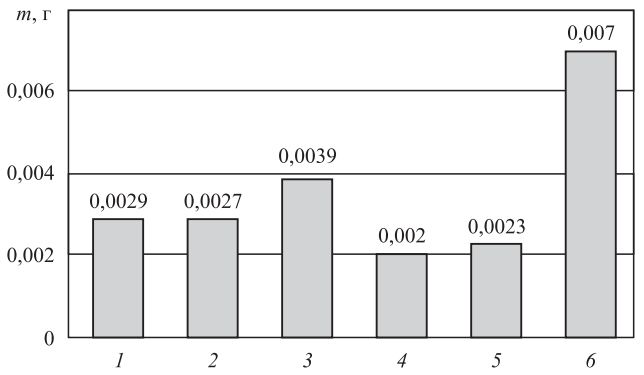


Рис. 1. Гистограмма массового износа испытанных коронок различных производителей:
1 — Partsland, LLC (КНР); *2* — Ningbo Huizheng Special Steel Co., Ltd (КНР, кованная); *3* — Ningbo Turbo International Trading Company (КНР); *4* — Bradken (Австралия); *5* — ESTI S.R.L. (Италия); *6* — ЗЛАТМАШ (Россия)

По результатам измерений твердость наплавленного слоя, полученного механизированной наплавкой порошковой проволокой ПП 70Х4М3Г2ФТР диаметром 2,4 мм (образец № 1), составила 505 НВ. Твердость наплавленных слоев, полученных ручной электродуговой наплавкой электродами Т590 диаметром 3 мм постоянным током (стационарный режим — образец № 2), составила 464 НВ, а модулированным током (импульсный режим — образец № 3) — 515 НВ.

На рис. 2 представлены гистограммы массового износа наплавленных слоев. Видно, что чем выше твердость наплавленного металла, тем больше его износостойкость. Обнаружено, что массовый износ наплавленного слоя электрода марки Т590, полученного импульсно-дуговой наплавкой, меньше на 31 % по сравнению со стационарным режимом — наплавкой на постоянном токе. При этом твердость образца № 3 больше твердости образца № 2 только на 11 %.

Известно, что качество формирования наплавленного слоя, его химический состав и структура в большой мере зависят от режима наплавки (ток, напряжение дуги, скорость наплавки, вылет электрода и др.) [6]. Ранее было установлено [7], что наплавленные слои металла, полученные импульсно-дуговой наплавкой (модулированным током), имеют повышенное содержание марганца и значений ударной вязкости, более мелкозернистую структуру по сравнению с ручной дуговой наплавкой на постоянном токе (в стационарном режиме), а также более сглаженный вид микротвердости наплавленного слоя. Аналогичные результаты улучшения служебных характеристик наплавленного металла при импульсно-дуговой сварке и наплавке отмечены в работе других авторов [8].

Отмеченные достоинства импульсно-дуговой наплавки достигаются за счет того, что на основ-

Таблица 2

Механические свойства металла коронок

Номер коронки	Производитель	Среднее значение механических характеристик				
		Временное сопротивление $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_т$, МПа	Относительное удлинение δ, %	Ударная вязкость *KC*U, Дж/см^2	Твердость, HB
1	Partsland, LLC (КНР)	1567	1373	10,89	57	369
2	Ningbo Huizheng Special Steel Co., Ltd (КНР, кованная)	1560	1399	10,14	50	399
3	Ningbo Turbo International Trading Company (КНР)	1472	1440	0,43	28	287
4	Bradken (Австралия)	1540	1427	0,69	24	392
5	ESTI S.R.L. (Италия)	1417	1340	1,52	16	370
6	ЗЛАТМАШ (Россия)	992	926	5,42	32	266

ной сварочный ток непрерывно горящей дуги налагают кратковременные импульсы тока, которые ускоряют перенос капель металла и позволяют контролировать размер переносимых капель. При наложении на дугу импульсов определенной энергии и частоты достигается управляемый перенос электродного металла с минимальным разбрызгиванием. Это создает направленную кристаллизацию сварочной ванны и усиление гидродинамических процессов в расплавленном металле, способствующих интенсивной дегазации сварочной ванны и равномерному распределению легирующих элементов по всему объему расплава [9].

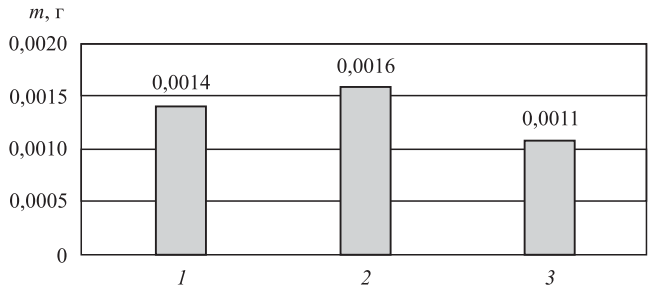


Рис. 2. Гистограмма массового износа наплавочных материалов:
1 — механизированная наплавка порошковой проволокой ПП 70Х4М3Г2ФТР ∅ 2,4 мм; *2* — ручная наплавка стационарным режимом электродами Т590 ∅ 3 мм; *3* — ручная наплавка в импульсном режиме электродами Т590 ∅ 3 мм

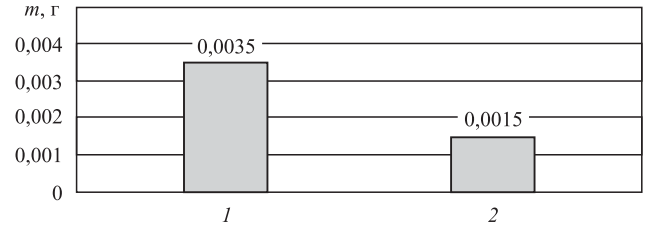


Рис. 3. Гистограмма усредненного массового износа:
1 — материал всех испытанных коронок; *2* — все испытанные наплавленные слои

В целом по результатам испытаний на ударно-абразивный износ однотипных коронок на стойку бульдозера KOMATSU D275 разных мировых производителей (КНР, Италия, Австралия, Россия) получено, что их усредненный массовый износ в 2,3 раза выше, чем наплавленных слоев, полученных с применением различных сварочных материалов и технологий (рис. 3). Это создает возможность повышения ресурса изделий путем создания упрочняющих наплавленных слоев.

Выводы

1. Проведенные исследования позволили оценить механические характеристики коронок на стойку бульдозера Komatsu D275 разных производителей. Выявлено, что наиболее высокими механическими свойствами и износостойкостью обладают материалы коронок № 1 и 2 — китайских производителей.

2. Износостойкость наплавленного металла электрода марки Т590, полученного импульсно-дуговой наплавкой больше на 31 % по сравнению со стационарным режимом — наплавкой на постоянном токе.

3. По результатам испытаний на ударно-абразивный износ однотипных коронок на стойку бульдозера получено, что их усредненный массовый износ в 2,3 раза выше, чем наплавленных слоев, полученных с применением различных сварочных материалов и технологий, что создает возможность повышения ресурса изделий путем наплавки упрочняющих слоев.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Повышение** прочности сварных металлоконструкций горнодобывающей и транспортной техники в условиях Севера / О.И. Слепцов, В.Е. Шульгинов, В.Е. Михайлов и др. Новосибирск: Наука, 2012. 183 с.
2. **Густов Ю.И.** Триботехника строительных машин и оборудования. М.: МГСУ, 2011. 192 с.
3. **Мухаметшина Р.М.** Трибологические отказы дорожно-строительных машин // Известия Самарского научного центра РАН. 2016. Т. 18. № 1 (2). С. 252—255.
4. **Юдин В.М., Шиповалов А.Н., Храпков Г.А.** Восстановление изношенных деталей наплавкой // Сварочное производство. 2017. № 7. С. 35—37.
5. **Марочник** сталей и сплавов. 5-е изд. / Ю.Г. Драгунов, А.С. Зубченко, Ю.В. Каширский и др.; под общей ред. А.С. Зубченко. М., 2016. 1216 с.
6. **Рябцев И.А., Сенченков И.К.** Теория и практика наплавочных работ. Киев: Екотехнология, 2013. 400 с.
7. **Импульсно-дуговая** наплавка для восстановления изношенных деталей / Н.И. Голиков, Ю.Н. Сараев, О.И. Слепцов и др. // Наука и образование. 2015. № 3 (79). С. 69—75.
8. **Якушин Б.Ф., Бакуло А.В.** О механизме формирования структуры металла шва при импульсно-дуговой сварке // Сварочное производство. 2017. № 9. С. 29—35.
9. **Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Gladkovskiy S.V., Golikov N.I.** Improving the reliability of metallic structures in service in the conditions with low climatic temperatures by efficient application of advanced methods of modification of the zone of the welded joint // Welding International. 2017. Vol. 31. Iss. 8. P. 631—636.

УДК 669.539.261

Н.Г. Дудкина, С.А. Абраменко, В.В. Баринов
(Волгоградский государственный технический университет)
E-mail: detmash@vstu.ru

Определение толщины упрочненного поверхностного слоя стальных деталей, подвергнутых дробеструйной обработке

Рассмотрена методика определения толщины упрочненного поверхностного слоя, подвергнутого дробеструйной обработке. Разработан безобразцовый метод определения толщины упрочненного дробенаклепом слоя через фиксирование скорости дроби. Полученные результаты могут служить основой оптимизации режимов дробеструйного упрочнения деталей, повышения качества и эффективности обработки.

Ключевые слова: *дробеструйный наклеп, скорость дроби, толщина упрочненного слоя, сталь.*

The technique for determining of thickness of hardened surface layer subjected to shot blasting is considered. The method for determining of thickness of layer subjected to shot blasting by through the fixation of the speed of a fraction is developed. Obtained results can serve as the basis of the optimization of shot blasting hardening, of improving of the quality and efficiency of shot blasting.

Keywords: *shot blasting, shot speed, hardened layer thickness, steel.*

Долговечность и надежность деталей машин в значительной степени определяются физико-механическими и геометрическими характеристиками поверхностей деталей [1—3]. Дробеструйная обработка — один из технологических методов улучшения качества поверхностного слоя и повышения эксплуатационных характеристик деталей [4, 5]. В современном модернизированном виде контролируемая дробеструйная обработка нашла широкое применение в самых различных отраслях машиностроения. Это объясняется высокой производительностью и ее универсальностью, заключающейся в возможности упрочнения деталей различной конструкции и размеров. В основе процесса дробеструйного наклепа лежит пластическое деформирование поверхностного слоя под действием кинетической энергии потока дроби. Эффективность дробеструйного наклепа, как средства повышения предела выносливости деталей, зависит от толщины наклепанного слоя, степени пластической деформации и напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя. Одним из факторов, определяющих эффективность дробеструйного упрочнения, является взаимосвязь между параметрами обработки и толщиной наклепанного слоя. Толщина наклепанного слоя находится в прямой зависимости от диаметра и скорости дроби.

Таким образом, регулирование и контроль режимов дробеструйной обработки является необходимым условием получения поверхностно упрочненного слоя с заданными механическими свойствами и, как следствие, повышения сопротивления усталости и увеличения срока службы деталей.

Цель работы — определение гарантированной толщины упрочненного поверхностного слоя по установленной скорости дроби через угол смещения двух отверстий во вращающихся с равной частотой дисках в целях повышения качества и эффективности дробеструйной обработки.

Традиционным способом определения толщины наклепанного слоя является использование плоских шлифов [6], глубину наклепанного слоя определяют как расстояние от поверхности до точки достижения исходной твердости методом микротвердости. Этот метод предусматривает однократность использования образца и трудоемкость изготовления специальных шлифов. Кроме того, поскольку метод предусматривает вырезку образцов из деталей, он обусловлен дополнительным наклепом, вызванным разрезкой, шлифовкой и полированием образца. Авторами работы [7] предложен способ определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя, основанный на регистрации зоны деформирования составного образца, по толщине которой на границе помутнения определена толщина упрочненного слоя. Недостаток способа — требуется специальный составной образец однократного использования, трудоемкий в изготовлении и измерении.

В работе [4] толщину наклепанного слоя определяли через параметры дробеструйной обработки (формула М.М. Саверина):

$$\delta = K\frac{D\mathrm{v}\sin\varphi}{\sqrt{\mathrm{H}_{\text{дин}}}},$$

где K — коэффициент пропорциональности; D — диаметр дроби, м; v — скорость дроби, м/с; φ — угол полета дроби к обрабатываемой поверхности; $H_{\text{дин}}$ — динамическая твердость.

Однако данный способ позволяет определять толщину упрочненного слоя приближенно, так как скорость дроби рассчитывается на основании идеализированных моделей траекторий движения дроби в дробеструйных аппаратах. Известно, что скорости отдельных дробинок в объеме факела дробеструйной установки могут существенно различаться, что сказывается на определении средней скорости, а следовательно, снижает точность определения толщины наклепанного слоя.

В данной работе представлен усовершенствованный вариант безобразцового метода [4] определения толщины упрочненного дробеструйным наклепом поверхностного слоя по установленной скорости дроби. Сущность метода заключается в определении скорости дроби по углу смещения двух отверстий на параллельно вращающихся с одинаковой частотой дисках. Регистрируя угол смещения отверстия-ловушки, через который пролетает максимальное количество дроби, рассчитывают скорость дроби, и по зависимости, приведенной в работе [8], определяют толщину наклепанного слоя.

На рисунке показана схема определения скорости дроби и толщины упрочненного поверхностного слоя. В специальном устройстве (дробеструйном аппарате), на одной оси устанавливаются два диска на расстоянии l друг от друга. В диске I имеются два отверстия в виде радиальных прорезей *1*, ширина которых больше размера дробинок. В диске II имеются отверстия-ловушки *2*, причем их центры смещены относительно центра отверстий в первом диске на различные углы α = 25, 35, 45, 55° в направлении, противоположном вращению дисков. Поток дроби диаметром D направляют под углом φ = 90° к дискам (обрабатываемой поверхности), так как в этом случае исключается необходимость введения новых параметров, описывающих траекторию движения дроби по отношению к диску. После обработки фиксируется тот угол смещения ловушки α, в сборнике которой находится максимальное количество дроби.

Дробинка, если диски вращаются с одинаковой частотой n, за время t, с, пролетит расстояние l, м:

$$\mathrm{v} = \frac{l}{t}. \quad (1)$$

Второй диск за это время повернется на некоторый угол $\alpha = \omega t$, тогда

$$t = \alpha/\omega, \quad (2)$$

где ω — угловая скорость вращения дисков, $\omega = 2\pi n$, с^{-1}.

Тогда скорость дроби:

$$\mathrm{v} = \frac{6ln}{\alpha}. \quad (3)$$

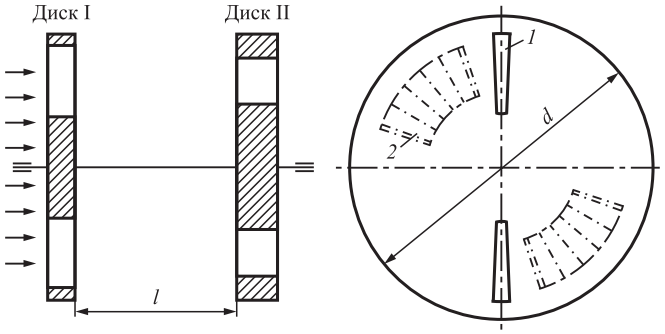


Схема метода определения толщины упрочненного дробенаклепом поверхностного слоя

Толщину поверхностного упрочненного слоя δ находим по формуле [8]:

$$\delta = K\frac{6Dln}{\sqrt{\mathrm{H}_{\text{дин}}}\alpha}. \qquad (4)$$

Таким образом, определение толщины упрочненного дробенаклепом поверхностного слоя регистрацией скорости дроби позволяет избежать расчета, основанного на идеализированных моделях траекторий движения дроби и значительно повысить точность определения толщины наклепанного слоя.

Параметры n и l возможно изменять в широком диапазоне, выбирая приемлемое для конкретной конструкции дробемета и его режимов работы сочетание. Угол смещения отверстия диска I и ловушки в диске II может варьироваться путем возможного осевого вращения.

Экспериментальную проверку описанного метода проводили с использованием устройства, состоящего из корпуса и двух дисков d = 200 мм, расположенных на одной оси на расстоянии l = 135 мм с возможностью осевого вращения и перемещения (см. рисунок). Дробь диаметром D = 0,5; 1,0; 2,0 мм подавалась через специальное отверстие в корпусе. Диски вращались с частотой n = 2000; 2600, 3000 мин$^{-1}$. После обработки фиксировали угол ловушки, в сборнике которой находилось максимальное число дроби α = 25°. Динамическую твердость определяли с помощью пружинного ударника Баумана [8] и по способу измерения динамической твердости материалов [9]. Зная частоту n, расстояние между дисками l, диаметр дроби D, динамическую твердость $H_{\text{дин}}$, угол α = 25°, вычисляли толщину упрочненного слоя δ, а при необходимости — скорость полета дроби v.

Результаты определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя

Скорость дроби v, м/с	Предлагаемый метод						Метод микротвердости
	l, м	n, мин$^{-1}$	$\mathrm{H}_{\text{дин}}$, МПа	D, мм	α, °	δ, мм	δ, мм
65	0,135	2000	3300	0,5	25	0,087	0,092
				1,0		0,174	0,179
				2,0		0,348	0,339
85		2600		0,5		0,110	0,118
				1,0		0,221	0,216
				2,0		0,444	0,439
95		3000		0,5		0,126	0,118
				1,0		0,251	0,259
				2,0		0,502	0,495

В таблице представлены результаты определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя методом микротвердости и предлагаемым. За критерий оценки принимали время, затраченное на определение толщины упрочненного слоя, и точность определения толщины наклепа (как среднее из пяти результатов испытаний).

Время на определение толщины наклепанного слоя по известному способу включает изготовление шлифа (разрезку, шлифование, полирование) и время измерения значений микротвердости: всего около трех часов на изготовление одного образца для однократного использования. При использовании предлагаемого метода затраты времени на определение толщины упрочненного слоя сокращаются до 10...15 мин с многократным использованием дисков.

Заключение

Таким образом, предложенный метод определения толщины упрочненного дробеструйной обработкой поверхностного слоя деталей путем фиксированного определения режимов обработки делает процесс упрочнения контролируемым с одновременным снижением трудоемкости определения толщины наклепанного слоя и может быть рекомендован к использованию в промышленности и научно-исследовательской деятельности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Одинцов Л.Г.** Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1987. 328 с.
2. **Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д.** Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1988. 239 с.
3. **Дегтярев М.Г.** Упрочняющие технологии — основа повышения ресурса и срока службы машин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 8. С. 21—23.
4. **Саверин М.М.** Дробеструйный наклеп. М.: Машгиз, 1955. 311 с.
5. **Петросов В.В.** Гидродробеструйное упрочнение деталей и инструмента. М.: Машиностроение, 1977. 103 с.
6. **Хрущев М.Н.** Новое в области испытаний на микротвердость. М.: Наука, 1974. 262 с.
7. **А. с. 1404879 СССР, МПК 4 G 01 N 3/00.** Способ определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя / Н.В. Асеев, Н.Г. Дудкина, А.В. Федоров. ВолгПИ. Опубл. 22.02.1988.
8. **Пат. № 2121660 РФ, МПК C1 G 01, B21/08, B 24 C 1/10.** Способ определения толщины упрочненного наклепом поверхностного слоя / Н.Г. Дудкина, А.В. Федоров, В.В. Усов. Опубл. 10.11.98, Бюл. № 31.
9. **Пат. № 2288458 РФ, МПК G01N3/48.** Способ измерения динамической твердости материалов / М.М. Матлин, В.О. Мосейко, В.В. Мосейко. Опубл. 27.11.2006, Бюл. № 33.

УДК 621.357.1

В.И. Иванов *(Федеральный научный агроинженерный центр ВИМ, г. Москва),*
Ю.А. Моргунов, Б.П. Саушкин *(Московский политехнический университет)*
E-mail: morgunov56@mail.ru

Композиционные многослойные и многофункциональные покрытия. 1. Формирование подложки

Предложены методика и алгоритм, отражающие основные этапы разработки и изготовления многослойных многофункциональных покрытий и последовательность их выполнения. Уточнена роль подложки в формировании функциональных свойств таких покрытий. Выполнены экспериментальные исследования различных технологий нанесения подложек. Установлено, что технологии электроискрового легирования и лазерной обработки поверхности при сканировании фокального пятна позволяют получить упрочненный поверхностный слой, способный по своим свойствам выполнять функции подложки при получении многослойных многофункциональных покрытий.

Ключевые слова: *нанесение покрытий, многослойные и многофункциональные покрытия, покрытия на титановых сплавах, формирование подложки.*

Method and practical way reflected the main stages in working up and making of multilayer and multifunctional coatings and the sequence of this stages realization are proposed. The role of the back layer in the forming of the functional properties of this coatings is defined more precisely. Experimental studies of the different technologies for the back layers making are carried out. It is shown that electro spark deposition technology and the technology of laser surface machining under focal spot scanning allow to produce the strong surface layer secured the necessary back layer properties under producing of modern multilayer and multifunctional coatings.

Keywords: *coating deposition, multilayer and multifunctional coatings, coatings on titanium alloys, background layer formation.*

Введение

Применение многослойных многофункциональных покрытий (ММП) при изготовлении наукоемких изделий современной техники постоянно расширяется [1, 2]. Так, использование многослойных жаростойких покрытий при изготовлении деталей, работающих при высоких температурах, является одним из принципиальных технологических решений, обеспечивающих работоспособность современных газотурбинных двигателей.

В основе разработки таких технологий лежит концептуальная модель многослойных покрытий [3], согласно которой, покрытие формируют из двух или более структурированных слоев различного функционального назначения. Это обеспечивает высокий уровень основной функции покрытия в целом при достаточно высоком уровне прочих функций.

В трехслойном покрытии первый слой (подложка) обычно обеспечивает:

— высокую сцепляемость с основой и с промежуточным слоем;

— жесткость и прочность покрытия.

Второй слой (прокладка) решает следующие функциональные задачи:

— улучшает параметры микрогеометрии первого слоя;

— сохраняет или усиливает жесткость и прочность покрытия;

— обеспечивает сплошность покрытия и его антикоррозионные свойства;

— обеспечивает повышение реакционной способности поверхностных атомов при нанесении наружного слоя и его адгезионную прочность.

Наружный слой предназначен для выполнения основной функции покрытия, например, обеспечения износостойкости в экстремальных условиях эксплуатации. Во избежание расслоения и разрушения покрытия в процессе эксплуатации особое внимание обращают на высокую взаимную сцепляемость слоев.

Себестоимость технологии нанесения многослойного покрытия, как правило, выше, чем монослойного. Однако повышенные эксплуатационные свойства, высокая надежность и долговечность, пригодность к восстановлению исходных свойств обусловливают технико-экономическую целесообразность применения такой технологии при изготовлении деталей машин.

Методология проектирования ММП

На рис. 1 показан алгоритм разработки и изготовления ММП, отражающий основные этапы и последовательность их выполнения. Как видно, процесс создания ММП состоит из трех основных стадий: проектирования, изготовления, испытаний и оценки основных эксплуатационных свойств, т.е. охватывает все стадии жизненного цикла изделий.

Стадия проектирования начинается с разработки технического задания, в котором обосновываются и формулируются основные требования к покрытию, в том числе формируется вектор его основных физико-механических свойств, выделяются приоритетные свойства, накладываются ограничения в виде нестрогих неравенств на количественные характеристики свойств покрытия. Выясняется возможность обеспечить выполнение этих требований на основе монослойного покрытия, монослойного покрытия с градиентными свойствами.

При принятии решения о проектировании ММП решается вопрос о его структуре: устанавливается минимально необходимое число слоев, их толщина, выясняется возможность проявления синергетических эффектов, оцениваются функциональные свойства слоев и конструкции в целом, их соответствие техническому заданию. Завершается проектная стадия описанием проектного решения с указанием числа слоев, их геометрических свойств, химического и структурно-фазового состава, свойств межслойных границ.

Стадия технологического обеспечения включает выбор методов и способов получения отдельных слоев, разработку соответствующих технологий с указанием параметров режима и выбором средств технологического оснащения, анализ проявления технологической наследственности при формировании слоев, оценку ресурсных возможностей реализации технологий на предприятии-изготовителе товарной продукции, метрологическое обеспечение, экологическую безопасность и безопасность жизнедеятельности при их реализации.

Анализируя технологическую базу данных для получения ММП, следует отметить следующее. Такие покрытия могут быть получены на основе одного технологического метода или даже способа [4], например, многослойные гальванопокрытия с низкой пористостью или покрытия, нанесенные электроискровым легированием [3]. В то же время покрытия или отдельные слои ММП с близкими функциональными и физико-механическими свойствами можно получить, используя различные методы или способы [2]. Это расширяет возможности технолога и позволяет рассматривать альтернативные решения при проектировании новых ММП.

Стадия оценки эксплуатационных свойств ММП проводится в целях экспериментальной проверки ожидаемых результатов путем испытаний образцов с количественной оценкой физико-механических свойств. Обосновываются методы и средства проведения испытаний, разрабатываются или используются стандартные методики, выбирается или апробируется оборудование, приготавливаются специальные и натурные образцы. Разрабатывается технология испытаний с указанием перечня и последовательности измерения заданных эксплуатационных характеристик ММП, выполняется весь комплекс измерений, проводится количественная обработка их результатов.

По результатам испытаний специальных и натурных образцов составляется заключение о со-

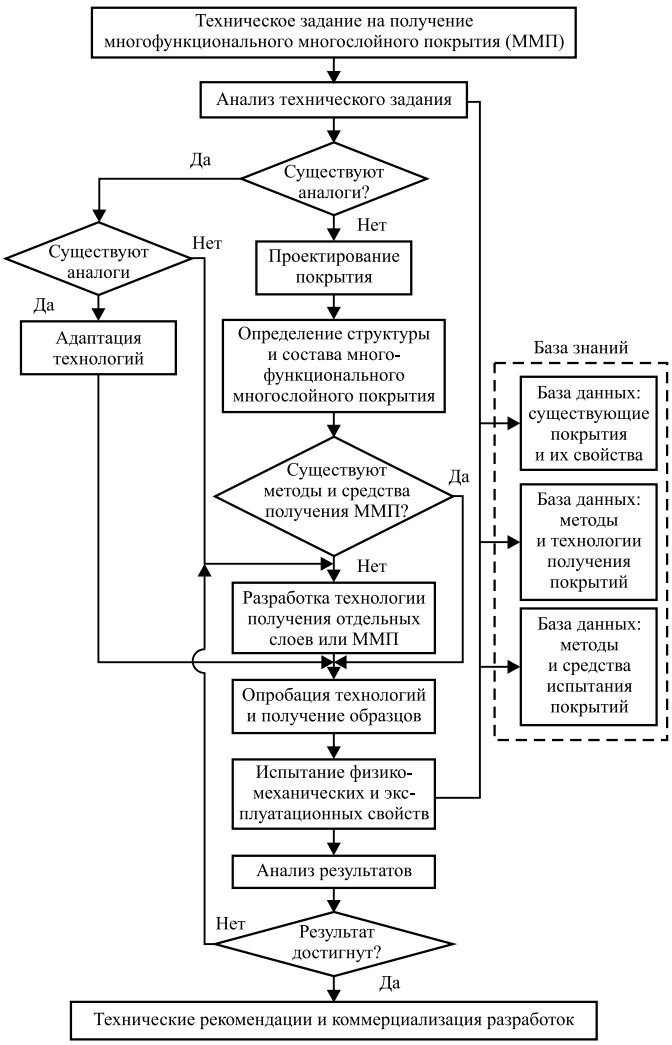


Рис. 1. Алгоритм разработки ММП

ответствии спроектированного покрытия и технологии его получения техническому заданию, существующим нормам и правилам изготовления промышленной продукции и представляется технико-экономическая оценка использования данного ММП с указанием области его наиболее эффективного использования.

Разработка ММП на изделия из титанового сплава

Техническое задание предусматривало создание покрытия, обеспечивающего высокую износостойкость элементов пар трения скольжения, изготовленных из титанового сплава ВТ5 и работающих в составе изделий космической техники. Анализ показал, что существующая технология нанесения тонкого алмазоподобного покрытия толщиной 1...2 мкм непосредственно на поверхность изделия не обеспечивает перспективный ресурс.

На основании анализа литературных данных в качестве прототипа принято трехслойное покрытие, состоящее из подложки, обеспечивающей прочность и жесткость ММП, переходного слоя, обеспечивающего взаимную адгезию слоев, коррозионную стойкость, отсутствие пористости, и наружного слоя, обеспечивающего высокую износостойкость пары трения.

Для выполнения экспериментальных исследований разработано специальное оборудование, обеспечивающее выполнение различных операций модификации свойств поверхностного слоя [5, 6].

Для обеспечения функциональных требований к подложке используют два основных метода ее получения: модифицирование свойств поверхностного слоя исходного материала или нанесение слоя покрытия. Перспективными технологиями получения прочных и жестких поверхностных слоев являются электроискровое легирование (ЭИЛ) и лазерная обработка поверхности [3].

Формирование упрочненного слоя при электроискровом легировании

Первооткрыватели ЭИЛ Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко указали на возможность применения этого процесса для создания комбинированных покрытий, состоящих из двух и более слоев. Это направление получило значительное развитие, а основные результаты обобщены в работе [3].

Технологии ЭИЛ обеспечивают высокий уровень сцепляемости покрытия с основой. Сцепляемость обеспечивается на уровне связи атомов кристаллической решетки в результате протекания микрометаллургических процессов. ЭИЛ характеризуется широким диапазоном регулирования толщины покрытия (5...400 мкм) и обеспечивает существенное повышение его микротвердости (3000...6000 МПа и выше). Такие покрытия позволяют повысить износостойкость и твердость, жаростойкость, коррозионную стойкость поверхностей деталей и снизить их коэффициент трения. Формируется характерный изотропный выпукло-вогнутый микрорельеф с высокой несущей способностью.

С точки зрения предложенной выше структуры ММП целесообразно формировать на титане подложки из хрома, никеля или их сплава. Это обеспечит упрочнение покрытия и высокую сцепляемость подложки с промежуточным слоем на основе тех же материалов. Физико-механические свойства и режимы получения таких покрытий рассмотрены в работах [7, 8].

Показано, что при электроискровом легировании титана никелем существенное влияние на свойства формирующегося слоя оказывают энергия разряда, вид движения обрабатывающего электрода (вибрация или вращение) и межэлектродная среда. Формирование поверхностных слоев при ЭИЛ происходит как в результате взаимодействия материалов электродов с образованием твердых растворов и интерметаллидов, так и в результате взаимодействия этих материалов с межэлектродной средой с образованием оксидов и нитридов, а также диффузионного насыщения материала основы легирующими элементами [7].

При ЭИЛ титана никелем в покрытии присутствуют твердый раствор титана в никеле, никелиды (Ti_2Ni, TiNi), Ni_3Ti, оксиды (NiO, Ti_2O_3), нитриды (TiN). Наблюдается дисперсионное упрочнение покрытия. Микротвердость покрытия в зависимости от режима его нанесения лежит в диапазоне 6...10 ГПа, а при энергиях разряда в несколько джоулей и выше достигает значений 12...14 ГПа. Количество свободного никеля в покрытии возрастает с повышением энергии разряда. Отмечена высокая скорость диффузии никеля в титановую основу.

В работе [7] показана перспективность использования хрома, карбида хрома и кермета Cr_3C_2 + + 15 % Ni в качестве анодов для формирования износостойких покрытий на деталях узлов трения из титановых сплавов, работающих как в воздухе, так и в вакууме. Показано, что ЭИЛ хромоникелевыми сталями и сплавами позволяет получать упрочненные покрытия, включающие хром, никель, их интерметаллиды и продукты взаимодействия с рабочей средой [8].

При ЭИЛ титана графитом получают сложную систему, состоящую из карбидов титана, оксидов различного стехиометрического состава, свободного графита. В процессе ЭИЛ графитом в основе могут происходить закалочные явления, диффузия, диспергирование зерен и др. Возможно изменение шероховатости поверхности детали без изменения ее размеров.

Для характеристики свойств покрытий, полученных ЭИЛ, проводили нанесение слоев из различных материалов (Т30К4, хром Х99 по ГОСТ 5905—79, никель катодный, графит МПГ-7 по ТУ 48-4807-297—00) на подложку из сплава ВТ20 на установке БИГ-1. Для анализа кинетики формирования слоев выполняли измерения массы образцов до и после обработки на аналитических весах ВЛА-200 при различных значениях удельного времени обработки (10...50 с/см^2) с последующим определением прироста массы катода $\Delta m_к$, убыли массы анода $\Delta m_а$ и отношения этих величин — коэффициента переноса $K_п$. Образцы для исследования кинетики нанесения покрытия выполнены в виде пластин 50×17×5 мм, площадь обработки составляла 2 см^2, параметр шероховатости исходной поверхности Ra = 1,25 мкм. Обработку осуществляли при рабочем токе 2 А и частоте вибраций электрода 150 Гц. Выбор режима основан на предварительных экспериментах и обеспечивает низкую вероятность образования микротрещин при достаточно высокой производительности.

Измерения толщины слоев выполняли на микротвердомере Durascan 20 и на микроскопе Olympus GX51 путем усреднения не менее 10 измерений на выбранном участке. Использовали стандартные методики определения шероховатости, микротвердости и сплошности покрытия. Экспериментальные работы были проведены в лабораториях электроискровой обработки ГНУ ГОСНИТИ.

Из данных табл. 1 видно, что твердый сплав Т30К4 осаждается с коэффициентом переноса $K_п$ около 50 %. Хорошо выражена возрастающая зависимость прироста массы от времени обработки. Средняя толщина покрытия h по результатам прямых измерений ~25 мкм. Средняя толщина белого слоя по результатам измерения на металлографических шлифах несколько меньше. При осаждении хрома прирост массы образца в 4...5 раз меньше при той же средней толщине покрытия. Коэффициент переноса существенно ниже и при удельном времени обработки 50 с/см^2 достигает 29 %.

Закономерности нанесения никеля близки к описанным для случая хрома. При обработке образца графитом прирост массы не превышал 0,4 мг, его зависимость от времени выявить не удалось. Коэффициент переноса при этом не превышал 10 %.

Коэффициент сплошности C покрытия во всех случаях увеличивался с возрастанием времени обработки. При исходной микротвердости материала образца $H_μ$ = 3,6...4 ГПа все исследуемые покрытия, за исключением никеля, обеспечивают повышение микротвердости. Наличия трещин в белом слое и в термодиффузионной зоне на исследованных образцах не обнаружено.

Исследования износостойкости покрытий, полученных электроискровым легированием, проводили на дисковых образцах диаметром 60 мм и толщиной 5 мм из сплава ВТ20. Измерения выполняли по схеме "стержень—диск" на трибометре TRB-S-DE-0000 CSM Instruments. Контробразец — цилиндрический стержень диаметром 10 мм из стали 20Х13. Условия испытаний: сухое трение; нагрузка 2 Н; вылет контробразца 40 мм; линейная скорость 0,3 м/с; путь трения 3240 м; время 180 мин (10 800 циклов). В течение испытаний непрерывно фиксировались коэффициент трения и глубина дорожки износа. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

Таблица 1

Изменение массы электродов и характеристик слоя во времени

Материал	Удельное время обработки, с/см^2	$\Delta m_к$, мг	$\Delta m_а$, мг	$K_п$, %	h, мкм	$H_μ$, ГПа	C, %
Т30К4	10	3,2	7,0	45,7	20/20*	7,75	39
	20	4,1	7,4	55,4	25/20	8,3	54
	30	5,2	11,7	44,4	25/20	8,5	79
	50	9,3	15,8	58,9	25/20	8,1	81
Хром	10	—	4,2	—	30/20	4,6	21
	20	0,5	5,3	7,5	20/30	4,8	30
	30	1,0	7,2	13,9	20/30	5,2	24
	50	2,6	9,0	29,0	25/22	6,8	48
Никель	50	2,7	8	34,0	25/20	3,5	52
Графит	10	0	0,005	0	5/10	4,9	—
	20	0,0004	0,0042	9,5	5/10	6,3	—
	30	0	0,0034	0	5/10	5,7	85
	50	0,0001	0,0064	1,6	5/20	4,4	84

* Толщина белого слоя, измеренная на металлографических шлифах.

Таблица 2

Изменение массы электродов, параметра шероховатости и коэффициента трения в результате износа

Материал	$\Delta m_{об}$, мг	$\Delta m_{кт}$, мг	Ra, мкм		$k_{тр}$	
			Ra_0	$Ra_к$,	$k_{тр\,0}$	$k_{тр\,к}$
Эталон	11,40	22,7	1,04	0,98	0,38	0,69
Т30К4	0	46,0	5,00	4,30	0,16	0,46
Хром	0,30	0,3	4,90	2,60	0,48	1,10
Никель	1,12	2,0	3,60	1,80	0,54	1,00
Графит	−(0,9)	9,7	2,70	1,96	0,42	1,03

Примечания. 1. $\Delta m_{об}$ и $\Delta m_{кт}$ – изменение массы образца и контртела. 2. Индексы "0" и "к" относятся к начальному и конечному значениям соответствующего показателя.

Видно, что все покрытия обладают большей износостойкостью, чем эталонный образец. Отмечается снижение параметра шероховатости покрытия на 10...50 % в процессе трения и износа, в 1,5...2 раза повышается коэффициент трения.

Таким образом, покрытия, полученные электроискровым легированием, обладают целым рядом положительных свойств и могут применяться для формирования ММП. К их недостаткам относят несплошность, пористость и высокую шероховатость поверхности покрытий. Если эти свойства покрытия являются значимыми, то ЭИЛ применяют для получения подложек или промежуточных слоев.

Формирование упрочненного слоя при лазерной обработке поверхности

Для упрочнения поверхности в современном машиностроении используют технологии лазерного, элионного и плазменного воздействия на материал. Лазерные технологии получили наибольшее распространение из-за относительно дешевого оборудования, обладающего высокой гибкостью, что позволяет получать покрытия с широким диапазоном свойств.

При упрочнении поверхностного слоя в результате взаимодействия лазерного излучения с веществом выделяют несколько механизмов повышения прочностных характеристик слоя с измененными свойствами [9, 10].

Первый механизм определяется возможностью получения модифицированного слоя при лазерном нагреве α-титановых сплавов без оплавления поверхности в результате насыщения поверхностного слоя кислородом до 2...6 % мас. из газовой фазы. Зона, обогащенная кислородом, характеризуется мартенситной структурой (α'-фаза) и наличием оксидных фаз. Критерий относительного износа после лазерного оксидирования уменьшается примерно на два порядка по отношению к термическому оксидированию.

Второй механизм связан с плавлением и последующей рекристаллизацией поверхностных слоев. Поскольку скорости изменения температуры материала при лазерном нагреве—охлаждении имеют порядок $10^5...10^6$ °С/с, достигаются высокие степени переохлаждения расплава, скорость образования центров кристаллизации значительно превышает скорость роста зерен и формируется ультрамелкодисперсный слой с размером зерна 0,1 мкм и менее. Управление нестационарным температурным полем в области фокального пятна осуществляют регулированием значений плотности потока мощности $q_{ср}$ и скорости $v_{ф.п}$ перемещения фокального пятна. Так, в работе [10] отмечается, что при определенных условиях изменение скорости $v_{ф.п}$ от 0,02 до 10 м/с приводит к снижению размера зерна от 15...20 до 0,1...0,5 мкм.

Третий механизм связан с легированием материала основы в результате протекания в поверхностном слое микрометаллургических процессов и диффузионного взаимодействия легирующих элементов с материалом основы. Следует отметить, что при лазерном легировании титановых сплавов важное значение приобретает активное взаимодействие титана с элементами атмосферы. В работе [9] проведено лазерное легирование поверхностного слоя сплава ВТ9 различными металлами при скорости перемещения лазерного луча $v_{ф.п}$ = 3,3 мм/с и мощности излучения 630 Вт. Показано, что при легировании титана никелем, хромом и железом микротвердость достигает 8,5...10,5 ГПа, что в 4...6 раз выше микротвердости основы.

В цитированных работах лазерная обработка поверхности проведена при значениях плотности потока мощности не выше $10^3...10^4$ Вт/см^2. Для операций лазерного поверхностного упрочнения рекомендованы значения частоты следования импульсов 1...30 Гц, длительности импульсов 500 мкс...10 мс и плотности потока мощности $10^2...10^3$ Вт/см^2.

Таким образом, можно заключить, что в указанных условиях при лазерной обработке поверхности формируется упрочненный слой, имеющий глубину 60...100 мкм и твердость, превышающую твердость исходного металла в 1,1...1,6 раза. Это обусловлено концентрационной и морфологической неоднородностью твердых растворов, образованием мартенситных фаз, насыщением сплава азотом и углеродом и образованием соответствующих соединений титана.

Данные, характеризующие упрочнение поверхности при обработке короткими импульсами с плотностью мощности более 10^4 Вт/см^2, не систематизированы. Кроме того, широкий диапазон свойств поверхностных слоев, полученных при модифицировании титановых сплавов лазерным излучением, отмеченный выше, приводит к неоднозначности данных, приведенных в литературных источниках [10]. Поэтому ниже приведены результаты исследований процесса лазерного упрочнения титанового сплава при обработке поверхности по методике, изложенной в работе [11].

На плоских пластинах 100×50×2 мм из технически чистого титана ВТ1-0 проводили однопроходную обработку площадок размером 4×6 мм при различных параметрах режима. В качестве источника лазерного излучения применяли волоконный лазер фирмы IPG Photonics с максимальной средней мощностью 50 Вт и длительностью импульса излучения 100 нс. Световое пятно диаметром 50 мкм перемещалось сканаторной головкой ScanLAB фирмы Raylase. Поперечная подача

составляла 45 мкм на рабочий ход, т.е. коэффициент перекрытия равнялся 0,9.

Топографию поверхности каждой из площадок анализировали на оптическом и электронном микроскопах с получением количественной оценки параметров микрометрии. Изготавливали поперечные шлифы, проводили оценку величины зоны термического влияния и измеряли микротвердость поверхностного слоя. В качестве варьируемых параметров режима принимали энергию импульса и скорость сканирования светового пятна. Частоту следования импульсов принимали равной 100 кГц.

При проведении металлографических исследований использовали микроскоп Olympus BX51 при увеличении от 50 до 2500 раз. Подготовку образцов проводили по стандартной методике. Химическое травление титанового сплава ВТ1-0 выполняли в реактиве состава 2 мл HF + + 2 мл HNO_3 + 96 мл H_2O путем погружения образца на 15...30 с, после чего образцы промывали водой и высушивали. Микротвердость поверхностного слоя измеряли на микротвердомере DuraScan 10 с использованием шкалы Виккерса в соответствии со стандартами EN ISO 6507, ASTM E-92, ASTM E-384.

Анализ микрофотографий образцов, полученных при различной мощности излучения, показывает, что в результате лазерного воздействия формируется поверхностный слой, состоящий из белого слоя и зоны термического влияния (рис. 2).

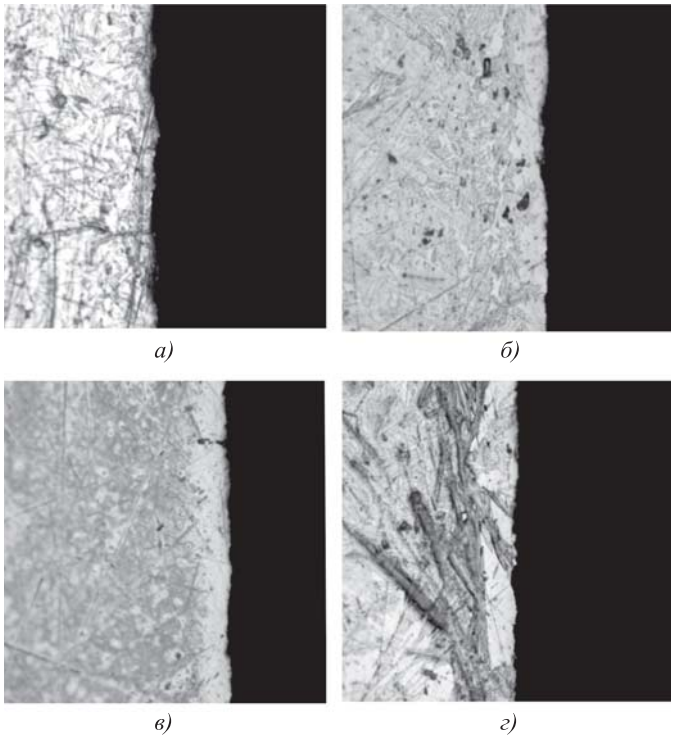


Рис. 2. Микрофотографии шлифов образцов, обработанных при различных значениях мощности излучения, Вт: *а* — 5; *б* — 10; *в* — 15; *г* — 20

С увеличением мощности излучения толщина светлого слоя с мелкозернистой структурой увеличивается (рис. 3). Так, при мощности излучения 20 Вт его толщина достигает 75 мкм. Данная зависимость представляется *S*-образной кривой, что, по-видимому, связано с перераспределением долей жидкой и паровой фаз, формирующихся в результате фазовых переходов при взаимодействии лазерного излучения с веществом [11].

На рис. 4 показано распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя при различной мощности излучения. Как видно, с увеличением мощности излучения микротвердость поверхностного слоя титанового сплава ВТ1-0 возрастает и формируется характерная эпюра распределения ее по глубине. Это объясняется газонасыщением титана при повышенных температурах и образованием новых фаз: нитридов, оксидов и карбидов. Осветленный поверхностный

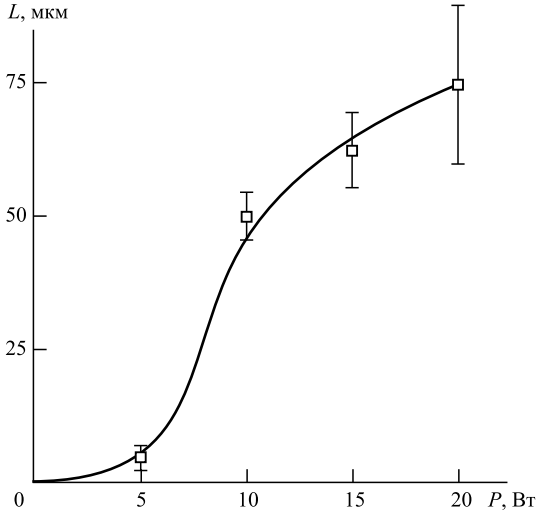


Рис. 3. Зависимость толщины светлого слоя от мощности излучения ($d_{ф.п}$ = 80 мкм, f = 100 кГц, $v_{ф.п}$ = 6000 мм/с)

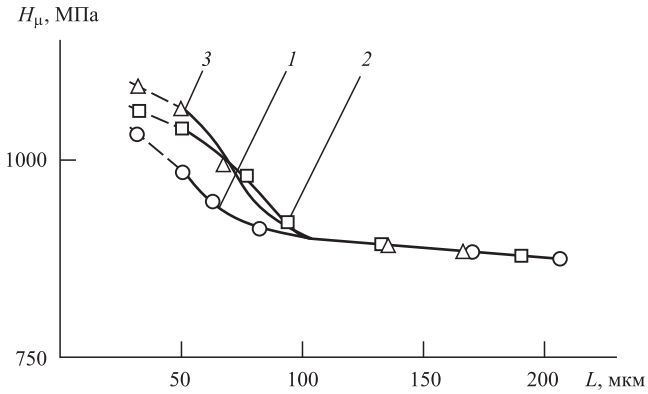
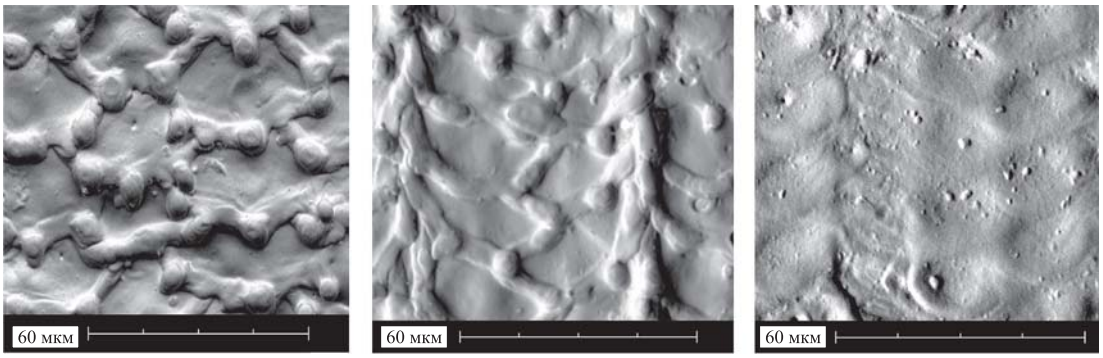


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя при мощности излучения, Вт: *1* — 10; *2* — 15; *3* — 20



а) *б)* *в)*

Рис. 5. Топография поверхности образцов, обработанных при мощности излучения, Вт:
а — 10; *б* — 15; *в* — 20

слой формируется в данном случае в результате рекристаллизации расплава, так как доля жидкой фазы при указанных энергетических параметрах импульсов достаточно велика [11].

По данным рис. 4 толщина слоя с увеличенной по отношению к основе микротвердостью в 1,5...2,0 раза выше толщины осветленного слоя по данным металлографических измерений (см. рис. 2). Это означает, что ширина зоны термического влияния сопоставима с толщиной осветленного слоя и составляет 50...75 мкм. Установлено, что при увеличении мощности излучения и снижении скорости сканирования фокального пятна наблюдается интенсификация оплавления поверхностного слоя, в результате чего ЗТВ становится более выраженной.

Можно заключить, что лазерная микрообработка короткими импульсами длительностью 100 нс и частотой 100 кГц при средней плотности потока мощности $10^7...10^8$ Вт/см^2 при скорости перемещения фокального пятна по поверхности образца $v_{ф.п}$ = 6 м/с сопровождается повышением микротвердости поверхностного слоя на 25...40 %, изменением его структурно-фазового состава и формированием "светлого" слоя, обеспечивающего повышенную прочность и жесткость многослойного покрытия.

Показано, что при плотности потока мощности излучения более $2{,}5 \cdot 10^8$ Вт/см^2 в тех же условиях возможно образование микротрещин в поверхностном слое на образцах из сплава ВТ1-0. По-видимому, указанная величина определяет верхнюю границу использования лазерного излучения для упрочнения поверхностного слоя в нашем случае.

При указанных параметрах импульсного лазерного воздействия происходит съем материала, и формируется характерная топография обработанной поверхности (рис. 5). Микрогеометрия поверхности отражает результат суперпозиции единичных лунок, формируемых на поверхности по направлению движения фокального пятна за счет фазовых переходов. Характерная сетка выступов ячеистой структуры представляет собой расплав, вытесненный из центра лунок к их периферии и подвергнутый кристаллизации при высоких степенях переохлаждения. Можно предположить, что эта сетка будет играть роль жесткого каркаса для последующих вышележащих слоев ММП, повышая тем самым эксплуатационные свойства покрытия. Это предположение, безусловно, требует дальнейшего исследования и подтверждения.

Таким образом, технологии электроискрового легирования и лазерной обработки поверхности при сканировании фокального пятна позволяют получить упрочненный поверхностный слой, способный по своим свойствам выполнять функции подложки при получении многослойных многофункциональных покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Моргунов Ю.А., Панов Д.В., Саушкин Б.П., Саушкин С.Б.** Наукоемкие технологии машиностроительного производства: Физико-химические методы и технологии: учебное пособие / под ред. Б.П. Саушкина. М.: Форум, 2013. 928 с.

2. **Саушкин Б.П., Масликов С.В., Кузенков С.Е.** Физико-химические методы модификации свойств поверхностного слоя деталей машин. Липецк: Изд-во ЛГТУ, 1998. 155 с.

3. **Верхотуров А.Д., Козырь А.В., Коневцов Л.А.** Научные основы разработки и получение слоистых материалов на поверхности твердых сплавов. Владивосток: Дальнаука, 2016. 475 с.

4. **Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П., Шандров Б.В.** Развитие понятийного аппарата технологии машиностроения // Справочник. Инженерный журнал. 2016. № 4 (229). С. 3—7.

5. **Груздев А.А., Миронов С.Я., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П.** Многоцелевая электролитная обработка // Ритм машиностроения. 2016. № 4. С. 38—42.

6. **Груздев А.А., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П.** Гибкий технологический модуль для модификации

свойств поверхностного слоя малоразмерных деталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 5 (149). С. 226—229.

7. **Электроискровое** легирование титана и его сплавов, физико-технологические аспекты и возможность практического использования. Краткий обзор. Часть I. Особенности массопереноса, структурные и фазовые превращения в поверхностных слоях, их износо- и жаростойкость / В.В. Михайлов, А.Е. Гитлевич, А.Д. Верхотуров и др. // Электронная обработка материалов. 2013. № 49 (5). С. 21—44.

8. **Верхотуров А.Д.** Формирование поверхностного слоя металлов при электроискровом легировании. Владивосток: Дальнаука, 1995. 323 с.

9. **Морозова Е.А.** Структура и свойства титана и его сплавов при лазерном воздействии: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Самарский политехнический институт. 1992. 16 с.

10. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Попов В.О.** Лазерное модифицирование трибологических свойств сталей и цветных сплавов // Фотоника. 2010. № 3. С. 26—32.

11. **Kochergin S.A., Morgunov Yu.A., Saushkin B.P.** Surface manufacturing under pulse fiber laser // Procedia CIRP, 18th CIRP Conference on Electro Physical and Chemical Mashining, ISEM-2016; lto International Research Center Conference, The University of Tokio; Japan; 18 April 2016 through 22 April 2016; Code121347. 2016. Vol. 42. P. 470—474.

УДК 621.77.016

Ю.А. Самойлович
(НИИ металлургической теплотехники, г. Екатеринбург)
E-mail: platan09@yandex.ru

Теплофизическая модель плазменной закалки плужного лемеха сельскохозяйственных машин

Разработана компьютерная программа для прогнозирования основных показателей термического режима плазменной обработки плужного лемеха сельскохозяйственных машин — температур, скоростей охлаждения, плотности теплового потока и толщины мартенситного слоя у рабочей поверхности лемеха. Новизна предложенной теплофизической модели состоит в способе задания теплообменных параметров факела плазмы (TSM, ALM) таким образом, чтобы выполнить условия упрочнения металла у рабочей поверхности лемеха при плазменной закалке в режиме микрооплавления, а также в возможности использования расчетных значений температуры и скорости охлаждения для прецизионной оценки толщины мартенситного слоя у поверхности лемеха. Выполнен расчет временных термоструктурных напряжений, возникающих при плазменной закалке лемеха. По знаку (сжатие) и по абсолютной величине (1000...1200 МПа) расчетные значения максимальных временных напряжений удовлетворительно согласуются с известными экспериментальными данными относительно остаточных напряжений в стальных образцах при плазменной закалке.

Ключевые слова: *плужный лемех, плазменная закалка, мартенситное превращение, термические напряжения, компьютерная программа.*

Computer program is developed to predict the main parameters of thermal mode of plasma hardening of ploughshare of agricultural machines — temperature, quenching and heat-flow rate and thickness of martensitic layer of share work surface. The way of entering the heat-exchange parameters of plasma jet (TSM, ALM) to fulfil the conditions of metal hardening of share work surface in melting mode and the possibility to use theoretical temperature and quenching rate values to assess precisely the thickness of martensitic layer is the originality of this model. The calculation of temporary thermal stresses arisen in share work surface during plasma hardening is made. The calculated maximum temporary stresses are satisfactorily consistent in sign (compression) and absolute value (1000...1200 MPa) with known experimental data in relation to the imposed stresses in steel samples after plasma processing.

Keywords: *ploughshare, plasma hardening, martensitic hardening, thermal stresses, computer program.*

Введение

По данным Минсельхоза в сельском хозяйстве РФ к началу 2014 г. было задействовано 470 тыс. тракторов, 135 тыс. плугов и 177 тыс. культиваторов [1].

Режущие детали плугов и культиваторов (плужные лемехи, лапы культиваторов) подвержены быстрому износу, что требует производства большого количества запасных частей плугов и культиваторов. Ведущее отечественное предприятие "Рубцовский завод запасных частей" (Алтай-

ский край) выпускает в год 600 тыс. лемехов и 870 тыс. лап культиваторов.

Снижение дефицита быстро изнашивающихся деталей почвообрабатывающих машин может быть достигнуто при существенном повышении износостойкости указанных деталей, которая обеспечивается рациональным легированием стали и специальной упрочняющей термообработкой. В нашей стране плужный лемех изготавливают из стали низкой и средней степени легирования (марок Л53, 40Х, ХГСА, 65Г). В состоянии поставки полотно лемеха имеет толщину 8...12 мм, длину 700...800 мм, ширину 100...120 мм. Уровень эксплуатационного ресурса плужных лемехов определяется показателями твердости и ударной вязкости материала, которые, в свою очередь, регламентируются степенью легирования стали и применяемыми способами термической обработки при изготовлении деталей.

Судя по зарубежному опыту, использование специальных методов упрочнения рабочей поверхности лемеха (нанесение покрытий из порошка карбидов хрома, наплавка валиков из высокопрочных сплавов, напайка металлокерамических пластин) обеспечивает высокую твердость лезвийной части лемеха и существенно повышает его долговечность. В работе [2] приведены результаты сопоставления значений твердости лемехов импортного и отечественного производства. В частности, для долотообразной части и основы лемеха фирм "Лемкен", "Фогель и Ноот", "Квернелан Груп" значения твердости составляют 50...60 HRC (600...700 HV), тогда как твердость лемеха производства ОАО "Кировского завода почвообрабатывающих машин" и ЗАО "Рубцовского завода запасных частей" в состоянии поставки не превышает 25...30 HRC (250...300 HV).

Повышение твердости и ударной вязкости материала плужных лемехов за счет использования дорогостоящих легирующих элементов (вольфрама, молибдена) в настоящее время ограничено. Вместе с тем традиционные способы термической обработки плужных лемехов (закалка в масле, отпуск) полностью исчерпали возможности повышения твердости стали. В этой ситуации наиболее перспективным направлением повышения эксплуатационного ресурса деталей почвообрабатывающих машин представляется термическая обработка лемехов и лап культиваторов из стали умеренной степени легирования с применением высококонцентрированных потоков энергии, в частности, с использованием низкотемпературной плазмы [3—5].

Наиболее простой способ повышения износостойкости плужного лемеха состоит в нанесении на полотно лемеха системы полос повышенной твердости путем плазменной закалки. На рис. 1 представлен пример размещения полос повышенной твердости шириной 3...4 мм, глубиной не менее 1,5...2,0 мм в лезвийной части плужного лемеха согласно патенту [6].

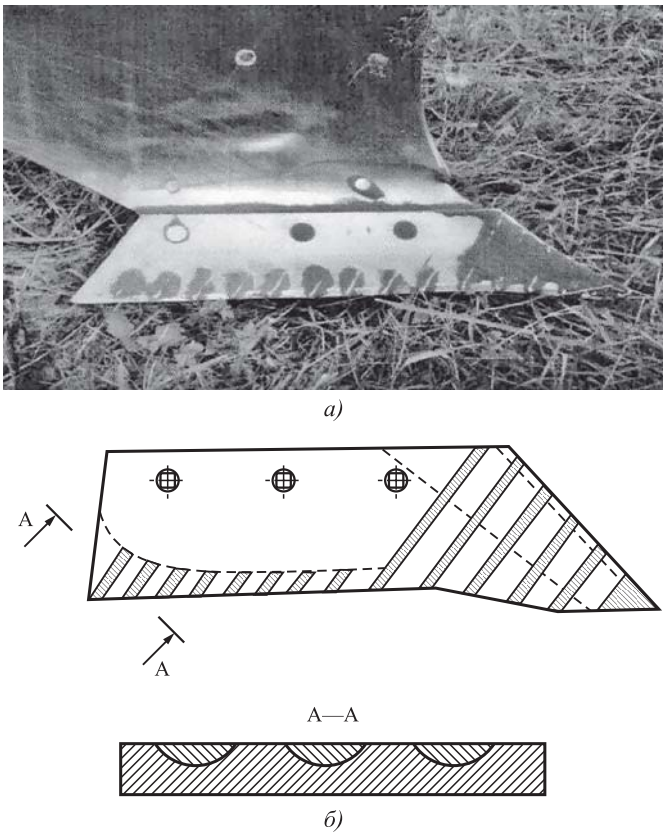


Рис. 1. Общий вид плужного лемеха (*а*) и расположение полос повышенной твердости (*б*)

В настоящее время плазменная закалка получила достаточно широкое применение в отечественном машиностроении. При этом разработка практической технологии плазменной закалки инструментальной стали, прокатных валков, деталей рельсового транспорта (колесных пар, бандажей колес локомотивов, крановых колес, гребней железнодорожных рельсов) до последнего времени осуществляется с использованием прямого эксперимента, что связано со значительными затратами времени и средств, причем не всегда можно полагаться на то, что эмпирическим путем будет достигнут наилучший результат. В связи с этим все большее внимание обращает на себя разработка способов компьютерного моделирования тепловых и термомеханических явлений в стальных изделиях при использовании плазменной обработки, позволяющих выполнить объективный анализ влияния различных факторов, определяющих достижение наилучших технологических результатов и возможность сократить объем необходимых экспериментов.

Специфика плазменной обработки — сверхвысокая скорость нагрева и охлаждения стальных

изделий (порядка 1500...3000 °С/с), что намного превышает критические скорости, гарантирующие превращение аустенита в мартенсит (150 °С/с) и обеспечивает достижение высокой твердости стали. Применение компьютерной модели, прогнозирующей кинетику мартенситного превращения в стали и соответствующее повышение показателей твердости закаленной стали, дает основания для обоснованного выбора рациональных режимов плазменной обработки и тем самым позволяет снизить расходы, связанные с освоением новой технологии.

Оперативное управление режимом плазменной закалки состоит в выборе рациональных значений токовой нагрузки и скорости перемещения плазматрона, при которых достигается стабильное горение плазменного факела при обеспечении условий термоупрочнения рабочей поверхности лемеха.

На рис. 2 (см. обложку) представлена схема формирования полосы повышенной твердости лемеха при перемещении плазматрона с такой скоростью v (мм/с), при которой достигается прогрев поверхностного слоя лемеха до температуры аустенизации стали (порядка 900 °С) на глубину не менее 2...3 мм.

Цель работы — разработка компьютерной программы, позволяющей прогнозировать выбор скорости перемещения плазматрона при задании конкретных параметров лемеха (размеров полотна, теплофизических и термомеханических показателей стали) и конструктивных особенностей плазматрона (способ сканирования плазменного факела, вид и расход плазмообразующего газа).

Основные уравнения математической модели

Математическая модель плазменной закалки лемеха включает в себя два основных блока уравнений для определения поля температур и термических напряжений по сечению стенки лемеха под воздействием высокотемпературного факела плазмы.

Система уравнений нелинейной теплопроводности для участка лемеха, включающего упрочняемую полосу, имеет вид:

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

где ρ, λ, C_p — соответственно массовая плотность, теплопроводность и удельная теплоемкость стали; Q — мощность источника теплоты, образовавшейся вследствие протекания фазовых превращений.

Граничное условие на верхней поверхности лемеха, по которой движется плазматрон, принято в виде:

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

где $\alpha_{\text{к}}$ — эффективный коэффициент теплопередачи от факела плазмы к поверхности лемеха; T_p, T_s — температура факела плазмы и поверхности лемеха соответственно.

На нижней поверхности лемеха принято условие теплообмена в виде:

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

где значения параметров α_N и T_N отражают условия теплообмена нижней поверхности лемеха с окружающей средой.

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

$$\alpha_{\text{к}} = ALMF_A(x, r, \text{v}); \quad T_p = TSMF_T(x, r, \text{v}), \qquad (4)$$

где символами ALM и TSM обозначены максимальные значения коэффициента теплоотдачи и температуры факела плазмы, а с помощью функций $F_A(x, r, \text{v})$ и $F_T(x, r, \text{v})$ учитываются особенности нормально-кругового распределения пятна нагрева и скорость его перемещения вдоль координаты x со скоростью v [7, 8]. Система уравнений (1)—(4) дополняется заданием начальной температуры лемеха:

$$T(x, r, t_0) = T(x, r). \qquad (5)$$

Полученная при анализе поля температур информация используется для исследования кинетики превращений аустенита в поверхностном слое лемеха в процессе плазменной обработки и расчетной оценки термических напряжений, возникающих при плазменной обработке материала.

Для определения термических напряжений в упрочняющей полосе при плазменной закалке используют соотношения нелинейной теории термовязкоупругости [9], дополненные с учетом объемных изменений, связанных с превращением аустенита в перлит и мартенсит. При этом основные компоненты тензора напряжений σ^V вычисляются из решения интегрального уравнения типа Вольтерры:

$$\sigma^V = \int_0^t F(t - t_0) \frac{\partial}{\partial t_0} \sigma_{ij}^E(r, t_0) dt_0, \qquad (6)$$

где σ_{ij}^{E} — решение соответствующей задачи нелинейной термоупругости, а реологическая функция $F(t - t_0)$ позволяет учесть эффекты вязкости и текучести материала.

Для учета эффекта релаксации используется предположение о снижении напряжений во времени по закону экспоненты, при этом уравнение (6) принимает вид:

$$\sigma^{V} = \int_0^t \exp[-\gamma(t - t_0)]\frac{\partial \sigma^{E}}{\partial t_0}dt_0. \qquad (7)$$

Выполняя интегрирование по частям, приведем уравнение (7) к виду

$$\sigma^{V} = \sigma^{E} - \gamma \exp(-\gamma t)\int_0^t \sigma^{E}(t_0)\exp(\gamma t_0)dt_0,$$

или, вводя время релаксации $\tau = \gamma^{-1}$, получаем

$$\sigma^{V} = \sigma^{E} - \frac{1}{\tau}\exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)\int_0^t \sigma^{E}(t_0)\exp(t_0/\tau)dt_0. \qquad (8)$$

Таким образом, учет эффекта релаксации напряжений осуществляется с использованием (и некоторым обобщением) подлежащего определению решения соответствующей задачи нелинейной термоупругости.

Из теории термоупругости известно, что деформационной мотивацией возникновения напряжений является безразмерный комплекс $\omega = 3\alpha\delta T$, где $\delta T = T - T_0$ — приращение температуры в процессе нагрева; α — коэффициент теплового расширения материала.

В том случае, если расширение (сужение) материала обусловлено протеканием превращений аустенита в процессе плазменной обработки, в качестве фактора деформационной мотивации возникновения напряжений используется выражение:

$$\omega = \sum_{j=1}^{K} \beta_j \delta T_j, \qquad (9)$$

где параметры β_j играют роль парциальных коэффициентов для различных превращений аустенита, а разность температур $\delta T_j = T_j - T$ позволяет учесть отклонение температуры от начала соответствующего превращения, например:

$\beta_1(TS_1 - T)$ для превращений аустенита в перлит ($j = 1$);

$\beta_2(TB_1 - T)$ для превращений аустенита в бейнит ($j = 2$);

$\beta_3(TM_1 - T)$ для превращений аустенита в мартенсит ($j = 3$).

Расчет деформаций и напряжений в упрочняемой полосе стального лемеха выполняется с учетом термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита в сочетании с уравнением Костинена—Марбургера, определяющего кинетику распада аустенита при охлаждении ниже температуры начала превращения аустенита в мартенсит [10, 11]:

$$MN(T) = 1 - \exp[-K_m(TM_1 - T)], \qquad (10)$$

где $K_m = 0{,}011$; TM_1 — температура начала мартенситного превращения; $MN(T)$ — относительное количество образующегося мартенсита, зависящее от локальной температуры:

$$MN = 0 \text{ при } T \geqslant TM_1,$$
$$MN > 0 \text{ при } T < TM_1.$$

Расчетное определение количества продуктов распада аустенита: перлита (PN), бейнита (BN) и мартенсита (MN) — позволяет выполнить оценку изменяющихся во времени парциальных коэффициентов β_1, β_2, β_3 в формуле (9):

$$\beta_1 = \beta_1 M \cdot PN(t);$$
$$\beta_2 = \beta_2 M \cdot BN(t); \qquad (11)$$
$$\beta_3 = \beta_3 M \cdot MN(t).$$

В расчетах, результаты которых приведены ниже, использовано предположение о малом количестве образующегося бейнита ($BN = 0$) и задании эмпирических коэффициентов для перлита и мартенсита равными

$$\beta_1 M = +1{,}5 \cdot 10^{-5}\ 1/°\text{C};$$
$$\beta_3 M = -1{,}8 \cdot 10^{-5}\ 1/°\text{C}.$$

Для учета влияния температуры на упругие свойства и время релаксации стали используются экспериментальные данные И.Д. Дергунова [12, 13]. В качестве примера на рис. 3 представлены графики зависимости от температуры модуля упругости и времени релаксации высокоуглеродистой стали (1,1 % С).

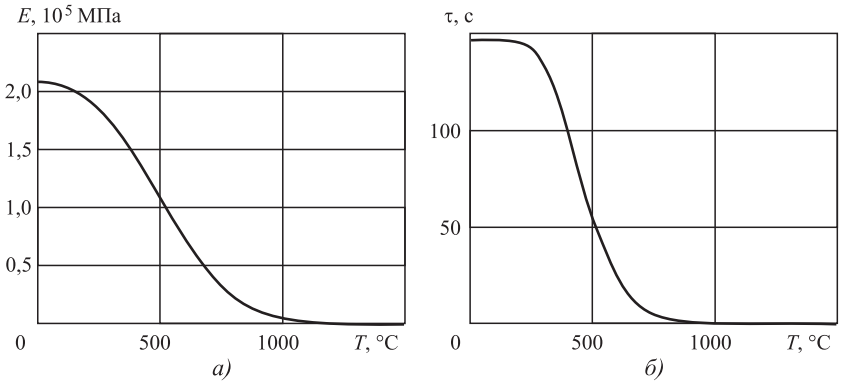


Рис. 3. Зависимость модуля упругости (*а*) и времени релаксации (*б*) стали 70 от температуры

Задание граничных условий

Повышение износостойкости лемеха при плазменной закалке обусловлено изменением кристаллической структуры и прочностных показателей стали под воздействием высоких температур плазменного факела. В связи с этим при построении математической модели плазменной закалки необходимо отразить воздействие высокотемпературного факела плазмы на процессы упрочнения и износостойкости рабочего слоя лемеха.

Изучению сложного механизма упрочнения стали в процессе плазменной закалки посвящено большое число исследований, обсуждение которых приводится в ряде обстоятельных обзорных работ А.Е. Балановского [4, 14]. Теплофизические параметры низкотемпературной плазмы позволяют стимулировать упрочнение поверхностного слоя стальных изделий за счет скоростной закалки в твердом состоянии (обработка без оплавления) либо за счет закалки при скоростной кристаллизации жидкой фазы (обработка с оплавлением).

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

При анализе температурного поля у рабочей поверхности плужного лемеха будем исходить из предположения о том, что исходная структура лемеха имеет вид смеси сорбита и верхнего бейнита в результате предшествующей термической обработки. Резкое повышение температуры на поверхности лемеха при воздействии факела плазмы приводит к аустенизации исходной структуры в том случае, если температура металла на рабочей поверхности лемеха превышает верхнюю границу аустенитного превращения (Ac_3). Упрочнение стали является результатом превращения $A \to M$ при последующем охлаждении металла ниже температуры начала мартенситного превращения ($TM1$).

Таким образом, основной механизм упрочнения стали в результате мартенситного превращения требует соблюдения двух условий в процессе протекания термического цикла:

$$T > Ac_3 \text{ на стадии нагрева,}$$
$$T < TM_1 \text{ на стадии охлаждения.} \qquad (12)$$

При этом необходимо учитывать, что высокая скорость нагрева в начальной стадии термического цикла приводит к повышению границ интервала превращений исходного перлита в аустенит, т.е. значений критических точек Ac_1 и Ac_3.

По данным работы [14] при скорости нагрева, составляющей 1000...10 000 °С/с прирост точки Ac_1 составляет 90 °С, а точки Ac_3 — 130 °С. Для стали, содержащей 0,5...0,6 % С и 0,5...0,8 % Mn значения критических точек Ac_1, Ac_3 при низких скоростях нагрева составляют 730 и 743 °С соответственно. В связи с этим для завершения процесса превращения перлита в аустенит на этапе нагрева стали 70 при плазменной обработке граница температур сдвигается с Ac_3 = 743 °С до уровня 900 °С.

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

Согласно В.А. Короткову [16], начальную стадию расплавления стали (так называемое "вспотевание" закаливаемой поверхности) при ручной плазменной обработке представляется возможным фиксировать визуально, с использованием сварочного светофильтра. При наличии автоматизированных средств контроля температуры поверхности закаливаемого стального изделия необходимо поддерживать на поверхности минимальный перегрев металла, не более 40...50 °С сверх температуры ликвидуса стали. Для большого числа промышленных марок стали значения температур ликвидуса представлены в работах [17, 18].

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

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

— на нижней границе упрочняемого слоя необходимо обеспечить выполнение условий (12) с учетом влияния скорости нагрева на значение точки Ac_3.

Соответственно, определение теплофизических характеристик упрочняемого плужного лемеха при плазменной закалке включает решение задачи теплопроводности на двух этапах:

этап 1 — численное решение системы уравнений (1)—(5) для определения поля температур T (°С), скоростей нагрева и охлаждения W (°С/с), градиентов температуры $\mathrm{grad}T = \partial T/\partial n$ (°С/см) и плотности локальных потоков теплоты $GR = \lambda \mathrm{grad}T$ (Вт/см^2) на рабочей поверхности лемеха;

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

Расчеты на первом этапе осуществляются при задании граничного условия (2) и некоторых максимальных значений коэффициента теплоотдачи ALM, температуры факела плазмы TSM в формулах (4), при которых температура на рабочей поверхности лемеха достигает известного значения температуры ликвидуса стали с небольшим перегревом (в пределах 50 °С).

Решение обратной задачи теплопроводности осуществляется с учетом зависимости критической точки Ac_3 от скорости нагрева с учетом найденных на первом этапе локальных значений скорости W (°С/с).

Таким образом, для достижения повышенной твердости лемеха необходимо обеспечить определенный температурный режим закаливаемого слоя: на поверхности лемеха температура должна несколько превышать температуру ликвидуса (режим микрооплавления), на расстоянии 2...3 мм от поверхности — температуру, превышающую 900 °С (для достижения полной аустенизации слоя перед закалкой).

Соблюдение указанных условий нуждается в наличии прецизионного контроля за температурным полем заготовки лемеха в процессе термической обработки. Аппаратурный контроль поля температур заготовки лемеха в процессе закалки чрезвычайно затруднен в связи с огромной скоростью протекания процессов теплообмена при воздействии на заготовку лемеха потока низкотемпературной плазмы. В связи с этим соблюдение необходимых условий достижения повышенной твердости лемеха может быть обеспечено полуэмпирическим путем с использованием метода математического моделирования для оперативной оценки температур и скоростей нагрева и охлаждения металла в процессе термообработки.

Результаты расчетного анализа

Используем систему уравнений (1)—(11) для определения температур, скоростей охлаждения и термических напряжений в полосе упрочнения длиной 200 мм, формируемой на лезвийной части лемеха, как показано на рис. 1.

При численном решении нестационарного уравнения теплопроводности учитывается зависимость удельной теплоемкости и теплопроводности стали от температуры соотношениями:

$$C_p(T) = C_0 + 0{,}21T + (\Delta Q/\Delta T_p)\exp\{-16[(TS_1 - T)/(TS_1 - TS_2)]^2\};$$

$$\lambda(T) = \lambda_0 - (10 - X1)/[(X1^2 - X1 + 1)],$$

где C_0, λ_0 — значения коэффициентов удельной теплоемкости и теплопроводности стали 70 при цеховой температуре T_p = 30 °С соответственно; TS_1, TS_2 — границы температурного интервала превращений аустенита в перлит; ΔQ — теплота фазового превращения $A \to P$,

$$X1 = (T - T_p)/(T_1 - T_p);\ \Delta T_p = TS_1 - TS_2,$$

при задании параметров

$$C_0 = 628\ \text{Дж/(кг·°С)};\ \lambda_0 = 65\ \text{Вт/(м·°С)};$$

$$TS_1 = 820\ °\text{С};\ TS_2 = 790\ °\text{С}.$$

Термические характеристики факела плазмы подбираются таким образом, чтобы обеспечить режим микрооплавления стали на рабочей поверхности лемеха при заданной скорости перемещения плазматрона.

На рис. 4 и 5 представлены результаты расчетов температур, скоростей охлаждения, плотности потоков теплоты и термических напряжений в полотне лемеха при скорости перемещения плазматрона, равной 20 мм/с. Расчеты выполнены при задании термических параметров плазмы TSM = 9000 °С и ALM = 2000 Вт/(м^2·К).

Из рассмотрения графиков (рис. 4, *а*) следует, что перемещение плазматрона вдоль полосы упрочнения сопровождается синхронным смещением максимума температуры на рабочей поверхности лемеха в интервале температур 1530...1550 °С. При этом на расстоянии 2 мм от поверхности (штриховые линии) температура в течение 1,5...2,0 с поддерживается на уровне 850 °С. Таким образом, согласно расчету в поверхностном слое лемеха толщиной 2 мм в начальной стадии термического цикла в течение 1,5...2,0 с температура изменяется в пределах 850...1530 °С, что гарантирует возможность полной аустенизации стали перед началом закалки, которая протекает в заключительной стадии термического цикла.

Принято считать, что мартенситное превращение углеродистой стали протекает при снижении температуры ниже отметки TM_1 = 230...250 °С при скорости охлаждения, равной или превышающей 150 °С/с (А.П. Гуляев).

Как следует из рассмотрения графиков на рис. 4, *б*, скорость охлаждения на рабочей поверхности лемеха достигает значений 700...800 °С/с, а на расстоянии 2 мм от поверхности изменяется в пределах 100...120 °С/с. На этом основании

можно сделать заключение, что условия, необходимые для полного протекания мартенситного превращения, соблюдаются в поверхностном слое лемеха толщиной около 1,5 мм, а за пределами данного поверхностного слоя следует ожидать образования структуры, состоящей из смеси мартенсита с перлитом и сорбитом.

На основании сведений относительно температур и скоростей охлаждения по формулам (8)—(12) вычислены значения термоструктурных напряжений на рабочей поверхности лемеха, представленные графиками на рис. 5, *б* для нескольких моментов времени (указанных цифрами) от начала плазменной закалки.

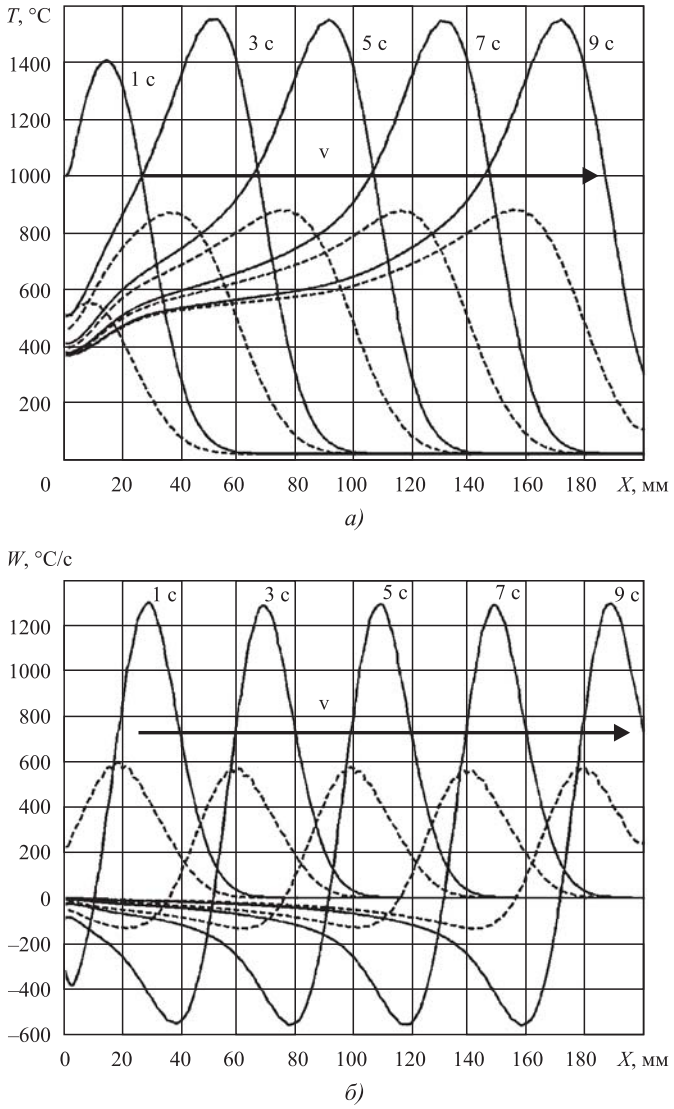


Рис. 4. Распределение температуры (*а*) и скорости охлаждения (*б*) на рабочей поверхности (сплошные линии) и на расстоянии 2 мм от поверхности (штриховые линии) плужного лемеха для нескольких последовательных моментов времени (цифры у графиков) при скорости перемещения плазматрона v = 20 мм/с

Сопоставляя графики напряжений из рис. 5, *б* с графиками температур и скоростей охлаждения на рис. 4, приходим к следующему выводу: пиковые значения термоструктурных напряжений достигаются в те моменты времени, при которых температура на поверхности гребня изменяется в пределах 200...300 °С, а скорость охлаждения значительно превышает пороговое значение (150 °С/с). Напомним, что коэффициент температурного расширения аустенита в легированной стали равен $+2{,}08\cdot10^{-5}$ °С$^{-1}$, а коэффициент расширения мартенсита составляет $-1{,}8\cdot10^{-5}$ °С$^{-1}$. Таким образом, превращение аустенита в мартенсит сопровождается существенным увеличением

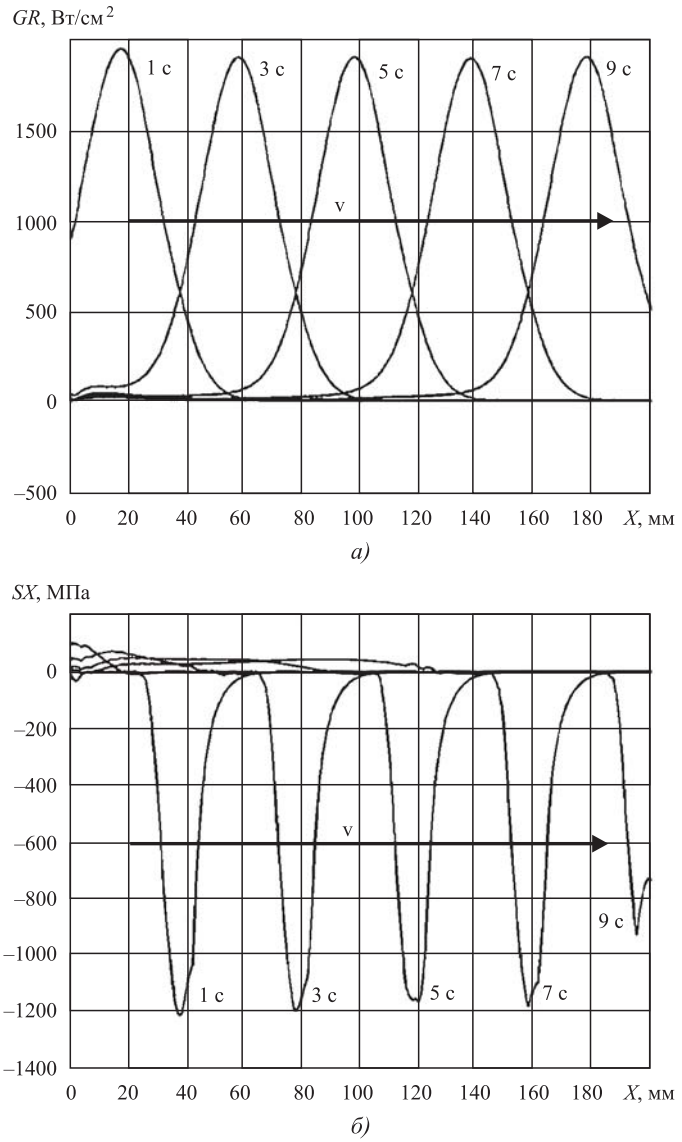


Рис. 5. Распределение плотности теплового потока (*а*) и термических напряжений (*б*) на рабочей поверхности лемеха при скорости перемещения плазматрона v = 20 мм/с

удельного объема стали, что является причиной возникновения значительных сжимающих напряжений (1100...1200 МПа) в зоне упрочнения лемеха. Следует отметить, что при экспериментальном определении остаточных напряжений в стальных образцах после плазменной закалки зафиксированы именно сжимающие напряжения.

В работе [3] приведены результаты определения остаточных напряжений в образцах стали ШХ15СГ при закалке плазменной дугой с использованием азота и аргона в качестве плазмообразующего газа. Движение горелки плазматрона вдоль стального образца приводит к образованию закаленной полосы шириной 5...7 мм и толщиной 0,7...1,5 мм, твердость в центре которой по окончании процесса термообработки составляла 760...820 HV.

Остаточные напряжения в закаленных слоях определяли рентгеновским методом с использованием дифрактометра ДРОН-1. Измерения показали, что в центре закаленной полосы сжимающие остаточные напряжения достигают 1200...1270 МПа, снижаясь до 800 МПа на краю полосы ([3], см. рис. 5).

Аналогичные данные получены при плазменной закалке образцов инструментальной стали марок 9ХФ и Р6М5 в работе С.С. Самотугина [19]. Предварительная термическая обработка образцов стали состояла в закалке в масло с температуры 1220 °С с последующим длительным отпуском при 550 °С и охлаждением на воздухе. Последующая плазменная закалка образцов позволяет получить зону упрочнения толщиной 3,0...3,5 мм с твердостью на уровне 880...900 HV. При измерении остаточных напряжений в упрочненном слое закаленных образцов использован рентгеновский метод в сочетании с дифрактометром ДРОН-3. Результаты измерений показали, что в результате плазменной закалки на поверхности образцов стали 9ХФ возникают сжимающие остаточные напряжения 1250...1400 МПа, которые на глубине слоя 3 мм скачкообразно уменьшаются и меняют знак, в результате чего на границе с основным металлом фиксируются растягивающие остаточные напряжения величиной около 500 МПа.

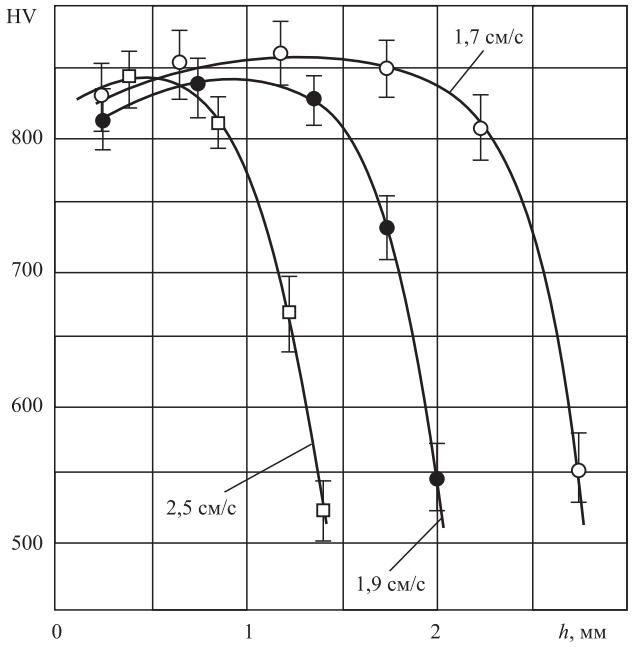


Рис. 6. Распределение твердости по толщине упрочненного слоя (*h* — расстояние от поверхности стального образца; цифры у графиков — значения скорости перемещения плазматрона по данным работы [20])

Отметим, что для принятой в расчетах скорости перемещения плазматрона v = 20 мм/с повышенная твердость стали достигается в закаленном на мартенсит поверхностном слое лемеха толщиной 1,5...1,8 мм, что находится в соответствии с результатами экспериментов Ю.М. Домбровского [20, 21].

На рис. 6 приведены графики распределения твердости по толщине слоя образцов стали 70, упрочненных плазменной закалкой при трех значениях скорости перемещения плазматрона [20]. Видно, что при скорости v = 19 мм/с твердость стали поддерживается на уровне 800...850 HV в поверхностном слое толщиной 1,5 мм, что находится в соответствии с результатами расчетного анализа.

Следует отметить, что формирование мартенситного слоя на рабочей части лемеха гарантирует получение необходимого уровня твердости стали, однако не обеспечивает достижение высокой износостойкости лемеха вследствие повышенной хрупкости мартенсита. Одним из эффективных способов повышения пластических показателей является экономное легирование стали ванадием (в пределах 0,6...1,5 %). По данным Л.М. Школьника [22] в результате введения ванадия в сталь, содержащую 0,65...0,70 % C; 0,6...0,8 % Mn и 0,2...0,4 % Si, удается повысить ударную вязкость стали в 2...3 раза (до 32 Дж/см^2) за счет измельчения аустенитного зерна при сохранении на достаточно высоком уровне показателей твердости и предела текучести стали. Эффективность экономного легирования стали ванадием в целях повышения показателей пластичности подтверждается результатами работы [23], посвященной повышению эксплуатационной стойкости локомотивных колес методом плазменной закалки.

Заключение

Разработана компьютерная программа для прогнозирования основных показателей термического режима плазменной обработки плужного лемеха сельскохозяйственных машин — температур, скоростей охлаждения, плотности теплового

потока и толщины мартенситного слоя у рабочей поверхности лемеха.

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

Выполнен расчет временных термоструктурных напряжений, возникающих при плазменной закалке лемеха. По знаку (сжатие) и по абсолютной величине (1000...1200 МПа) расчетные значения максимальных временных напряжений удовлетворительно согласуются с известными экспериментальными данными относительно остаточных напряжений в стальных образцах при плазменной закалке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Соловьев С.А., Лялякин В.П.** Состояние и перспективы упрочнения и восстановления деталей почвообрабатывающих машин // Труды ГОСНИТИ. 2014. Т. 115. С. 96—104.
2. **Михальченков А.М., Соловьев С.А., Новиков А.А.** Об одной причине низкого ресурса деталей рабочих органов отечественных почвообрабатывающих орудий // Труды ГОСНИТИ. 2014. Т. 117. С. 127—132.
3. **Линник В.А., Онегина А.К.** Поверхностное упрочнение сталей методом плазменной закалки // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. № 4. С. 2—5.
4. **Балановский А.Е.** Плазменные технологии в промышленности: состояние и перспективы // Заготовительные производства в машиностроении. 2007. № 6. С. 9—14.
5. **Кравченко И.Н., Пузряков А.Ф., Пузряков А.А.** Плазменные методы упрочнения и восстановления рабочих органов дорожно-строительных и почвообрабатывающих машин. М.: Эко-Пресс, 2013. 328 с.
6. **Пат. 2453412.** Способ упрочнения рабочей поверхности плужного лемеха сельскохозяйственных машин / А.М. Михальченков, С.И. Будко, С.К. Федоров. Опубл. 20.11.2011, Бюл. № 17.
7. **Рыкалин Н.Н.** Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.
8. **Рыкалин А.А., Николаев А.В., Кулагин И.Д.** Тепловой поток в тело, взаимодействующее с плазменной струей // Теплофизика высоких температур. 1965. Т. 3. № 6. С. 71—78.
9. **Ильюшин А.А., Победря Б.Е.** Основы математической теории термовязкоупругости. М.: Наука, 1970. 280 с.
10. **Сенченков И.К., Червинко О.П., Рябцев И.А.** Расчет остаточных напряжений при многослойной наплавке цилиндрических деталей // Сварочное производство. 2007. № 8. С. 6—14.
11. **Kostinen D.R., Marburger R.E.** A general equation prescribing the extent of austenit-martensit transformation in pure ironcarbon alloys and plain carbon steels // Acta Metallurgia. 1959. Vol. 7. P. 59—60.
12. **Дергунов И.Д.** Упругие свойства углеродистых сталей при высоких температурах // Ученые записки МГУ по физике. 1945. Сер. Физика. Вып. 75. Кн. 2. С. 114—130.
13. **Дергунов И.Д.** Определение периода релаксации углеродистых сталей и цветных металлов// Журнал технической физики. 1951. Т. 21. Вып. 12. С. 1526—1534.
14. **Балановский А.Е.** Основные вопросы плазменного поверхностного упрочнения металлов (Обзор. Ч. 3) // Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. № 2. С. 20—30.
15. **Самотугин С.С., Мазур В.А.** Плазменное микро- и наноструктурирование поверхности инструментальных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 4. С. 29—37.
16. **Коротков В.А.** Новое в поверхностной закалке // Горное оборудование и электромеханика. 2011. № 11. С. 42—46.
17. **Смирнов А.А., Неделькович Л.** Расчет температуры ликвидуса стали // Сталь. 1996. № 3. С. 15—19.
18. **Макуров С.Л.** Экспериментальное и расчетное определение температуры ликвидус сложнолегированных сталей // Вестник Приазовского гос.-техн. университета. 2003. Вып. 13. С. 1—4.
19. **Самотугин С.С.** Плазменная обработка инструментальных сталей // Сварочное производство. 1997. № 9. С. 8—11.
20. **Домбровский Ю.М., Бровер А.В.** Обработка стали воздушно-плазменной дугой со сканированием // Металловедение и термическая обработка металлов. 1999. № 1. С. 10—13.
21. **Домбровский Ю.М.** Физические основы и технологии плазменного поверхностного упрочнения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 3. С. 14—25.
22. **Школьник Л.М.** Повышение стойкости вагонных колес в эксплуатации карбонитридным упрочнением стали // Вестник ВНИИЖТ. 1994. № 6. С. 40—44.
23. **Пат. 2454469 (C2).** Способ упрочнения локомотивных и колесных пар / Е.Х. Шахпазов, Г.А. Филиппов, Э.Х. Исакаев. Опубл. 10.03. 2012, Бюл. № 7.

УДК 621.793.71

А.И. Ковтунов, Д.А. Семистенов, И.С. Нестеренко
(Тольяттинский государственный университет),
Ю.Ю. Юриков *(ОАО "Сибур-Тольятти")*
E-mail: nesterenko127@mail.ru

Исследование процессов восстановления валов из высоколегированных сталей газопламенным напылением в условиях ОАО "Сибур-Тольятти"

Для восстановления валов из высоколегированных сталей в условиях ОАО "Сибур-Тольятти" предложена технология газопламенного напыления с применением металлизатора "Плакарт FS-15". Исследования процессов напыления позволили установить оптимальные режимы восстановления валов из высоколегированных сталей. Для повышения прочности сцепления покрытия с основным металлом рассмотрены варианты: повышения шероховатости напыляемой поверхности, предварительный подогрев, использование промежуточных слоев. Предварительный подогрев и нарезание "рваной резьбы" с последующей абразивно-струйной обработкой позволяют повысить прочность сцепления в 3...4 раза. Наиболее высокие показатели прочности при газопламенном напылении высоколегированной стали получены при применении медного промежуточного слоя.

Ключевые слова: *газопламенное напыление, высоколегированная сталь, покрытие, прочность сцепления, промежуточный слой, восстановление изношенных деталей.*

For restoration of shafts from heat-resistant steels in the conditions of Sibur-Tol'yatti OJSC the technology of gas-flame spatter using metallizer Plakart FS-15 is proposed. Researches of spattering processes allowed to establish the optimal modes of restoration of shafts from heat-resistant steel. To increase of adhesion strength of the spray coating to the base metal the following options are considered: increasing roughness of the spattering surface; preheating; use of intermediate coating. Preheating and cutting like "chipped thread" followed by abrasive flow machining allows increasing the adhesion strength by 3...4 times. The highest strength for gas-flame spattering of heat-resistant steel is observed when using copper intermediate coating.

Keyword: *gas-flame spatter, heat-resistant steel, spray coating, adhesive strength, intermediate coating, worn-part restoration.*

Введение

Продление срока службы, увеличение надежности, а также снижение стоимости эксплуатации деталей машин, работающих в условиях производства ОАО "Сибур-Тольятти", является актуальной задачей для предприятия.

Одна из перспективных технологий восстановления деталей машин типа "вал" — газопламенное напыление [1], которое отличается простотой, высокой производительностью и низкой стоимостью [2]. Для газопламенного восстановления валов на предприятии ОАО "Сибур-Тольятти" был приобретен металлизатор "Плакарт FS-15" производства ЗАО "Плакарт".

Апробирование оборудования для напыления валов из высоколегированных сталей показало, что прочность сцепления напыляемого покрытия и основного металла невысокая и покрытие отслаивается чаще всего сразу же после напыления. Анализ литературных данных подтвердил, что при напылении и использовании деталей, восстановленных газопламенным напылением, основной причиной выхода их из строя, является недостаточная прочность сцепления между поверхностью основного материала и наносимым покрытием [2, 3]. Кроме того, при газопламенном напылении покрытие отличается повышенной пористостью (5...25 %), что также приводит к преждевременному выходу восстановленных деталей из строя [4].

К технологическим приемам активации поверхности основного металла при напылении и повышения прочности сцепления с покрытием относятся: увеличение шероховатости поверхности напыляемой детали, предварительный нагрев деталей и создание промежуточных слоев, обеспечивающих адгезионную связь покрытия с основным металлом [5].

Увеличивая шероховатость основного металла или создавая сложный рельеф поверхности восстанавливаемых деталей, можно добиться значительного увеличения прочности сцепления по-

крытия. Для этого применяется предварительная абразивная обработка поверхности, нанесение "рваной резьбы", а также накатка резьбы с замковым профилем [6].

Подогрев детали является еще одним способом повышения прочности сцепления основного металла с напыляемым слоем, так как при этом "отдаляется" момент возникновения растягивающих напряжений в напыленном покрытии и уменьшается вероятность образования трещин на поверхности из-за замедленного охлаждения напыленного металла. Подогрев увеличивает время пребывания напыляемых частиц металла в жидком состоянии, что резко уменьшает пористость покрытия и обеспечивает высокий коэффициент сцепления с основным металлом за счет лучшего заполнения неровностей поверхности [7].

Применение промежуточного слоя может упростить процесс диффузионного взаимодействия между напыляемым и основным металлом. Для напыления валов из высоколегированных сталей наносить подслой целесообразно из более легкоплавких сплавов, не образующих с железом хрупких интерметаллидных фаз [8, 9]. Для сталей в качестве материала подслоя можно рекомендовать никель, медь, а также сплавы на их основе. Учитывая низкую температуру плавления, недефицитность и распространенность, в качестве подслоя можно предложить алюминий и алюминиевые сплавы [10].

Цель работы — повышение прочности сцепления покрытия и основного металла при газопламенном напылении валов из высоколегированных сталей в условиях ОАО "Сибур-Тольятти".

Методика исследования

Газопламенное напыление образцов из высоколегированных сталей проводили с использованием металлизатора "Плакарт FS-15" (рис. 1). Для стабилизации пространственного положения металлизатор жестко крепили на колонне с возможностью перемещения в трех плоскостях. Вертикальное перемещение осуществлялось электроприводом через винтовую пару, перемещения в горизонтальной плоскости — вручную.

Регулирование давления газов осуществлялось газовыми редукторами БКО-50-5-АЛ и БПО-5-СВ-АЛ, регулирование расхода кислорода и пропана — ротаметром марки GTV. Подачу сжатого воздуха обеспечивали винтовым компрессором Comprag A-1108 при стабилизации давления редуктором-осушителем Pneumax.

Для напыления образцов из стали 12Х18Н10Т использовали проволоку Св-07Х23Н13

Рис. 1. Установка для газопламенного напыления с металлизатором "Плакарт FS-15"

(ГОСТ 2246—70) диаметром 3,15 мм. Для напыления промежуточных слоев использовали проволоки такого же диаметра из алюминия СвА5 (ГОСТ 7871—75), меди М1 (ГОСТ 859—2014), никеля НП2 (ГОСТ 492—2006), нихрома Х15Н60-Н (ГОСТ 10994—74).

Для определения влияния температуры подогрева основного металла и природы промежуточного слоя на прочность сцепления покрытия были изготовлены образцы для штифтового метода из стали 12Х18Н10Т размером 35×35×14 мм. В центре образца выполнено сквозное отверстие диаметром 16 мм с фаской для плотной установки выталкивающего стержня (рис. 2). Поверхность образцов перед напылением подвергали абразивно-струйной обработке никельшлаком фракции 0,5...1,5, а затем поверхность обезжиривали ацетоном. Образцы предварительно выдерживали в печи сопротивления в течение 1 ч при температуре 150...550 °С.

Оценку прочности сцепления осуществляли по силе отрыва напыленного слоя от основного металла. Прочность сцепления рассчитывали из выражения:

$$\sigma_c = F/(S_o - S_c),$$

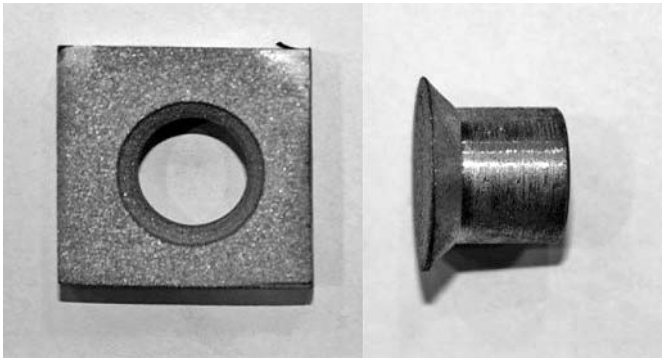
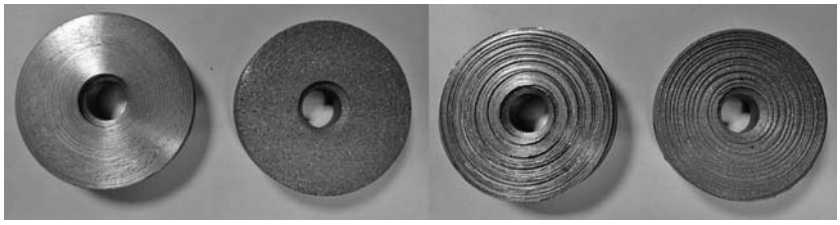


Рис. 2. Образец и выталкивающий стержень для испытания прочности сцепления покрытия и основного металла

где F — сила отрыва напыленного слоя от основного металла, Н; $S_о$ — площадь образца, мм^2; $S_с$ — площадь напыляемой поверхности выталкивающего стержня, мм^2.

Испытания проводили на разрывной машине Н50КТ с фиксацией силы отрыва покрытия от основного металла.

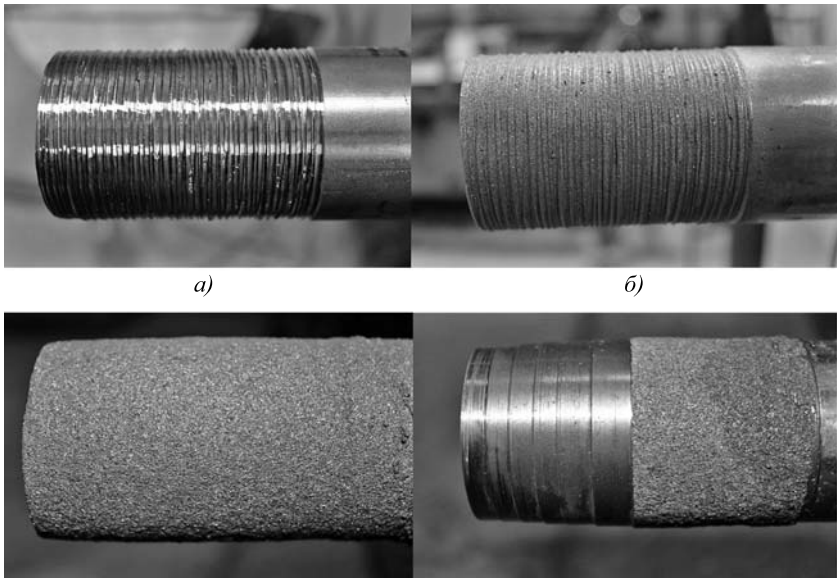
Для исследования влияния характера подготовки поверхности на прочность сцепления покрытия и основного металла были подготовлены образцы из стали 12Х18Н10Т диаметром 70 мм и толщиной 25 мм. В ходе проведения исследований сравнивали прочность сцепления образцов с поверхностью после токарной обработки; абразивно-струйной обработки никельшлаком фракции 0,5...1,5; с "рваной резьбой", нарезанной по спирали Архимеда; с "рваной резьбой" и последующей абразивно-струйной обработкой никельшлаком фракции 0,5...1,5 (рис. 3).



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 3. Образцы из стали 12Х18Н10Т перед напылением с различным характером подготовки поверхности:
а — механическая обработка; *б* — абразивно-струйная обработка никельшлаком фракции 0,5...1,5; *в* — с "рваной резьбой", нарезанной по спирали Архимеда; *г* — с "рваной резьбой" и последующей абразивно-струйной обработкой никельшлаком фракции 0,5...1,5

Исследование структуры, химического состава покрытия проводили на трубных образцах, моделирующих вал диаметром 57 мм из стали 12Х18Н10Т (рис. 4), методами растровой электронной микроскопии на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500.



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 4. Цилиндрические образцы с "рваной резьбой", напыленные с предварительным подогревом:
а — образец с "рванной резьбой"; *б* — образец после абразивной обработки; *в* — образец после напыления; *г* — образец после токарной обработки

Результаты исследований и их обсуждение

Проведенные исследования процессов напыления высоколегированных сталей позволили установить оптимальные режимы газопламенного напыления с использованием проволоки Св07Х23Н13, при которых обеспечивается стабильное и равномерное формирование покрытия: материал проволоки — Св07Х23Н13; давление воздуха — 0,5 МПа; давление кислорода — 0,7 МПа; расход кислорода — 65 л/мин; давление пропана — 0,2 МПа; расход пропана — 40 л/мин; скорость подачи проволоки — 0,5 м/с, и промежуточных слоев из алюминия, меди, никеля и нихрома (табл. 1).

Таблица 1

Режимы напыления промежуточных слоев

Материал проволоки	Давление, МПа			Расход, л/мин		Скорость подачи проволоки, м/с
	воздуха	кислорода	пропана	кислорода	пропана	
СвА5	0,5	0,7	0,2	45	30	0,7
М1				40	30	0,6
НП2				55	32	0,3
Х15Н60-Н				45	33	0,4

Таблица 2

Результаты исследований влияния температуры подогрева и характера подготовки поверхности на прочность сцепления

Номер образца	Характер подготовки поверхности	Температура подогрева, °С	Прочность сцепления, МПа
1	Абразивно-струйная обработка никельшлаком фракции 0,5...1,5	—	—
2		150	—
3		250	1,1
4		350	3,2
5		450	2,1
6		550	1,0
7	Механическая обработка	350	2,2
8	"Рваная резьба"	350	4,3
9	"Рваная резьба", абразивно-струйная обработка никельшлаком фракции 0,5...1,5	350	5,1

Таблица 3

Зависимость прочности сцепления от химического состава промежуточного слоя при напылении

Номер образца	Материал промежуточного подслоя	Прочность сцепления, МПа
1	—	3,5
2	А5	7,5
3	М1	9,0
4	НП2	—
5	Х15Н60-Н	—

Примечание. Абразивно-струйная обработка никельшлаком фракции 0,5...1,5; температура подогрева 350 °С.

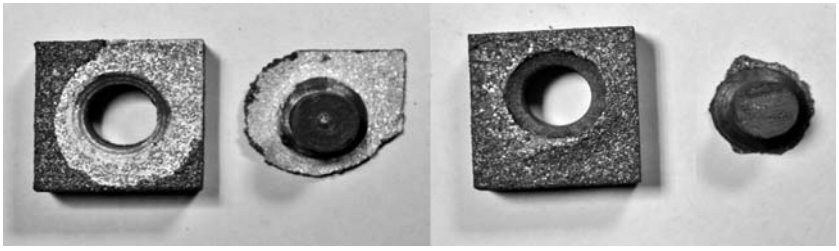
Результаты исследования показали, что без подогрева покрытие отслаивается от основного металла во время или после напыления. Подогрев поверхности основы до 250 °С позволил получить покрытие с прочностью сцепления не более 1 МПа (табл. 2). Максимальное значение прочности сцепления 3,2 МПа наблюдается при температуре подогрева 350...400 °С. При более высоких температурах подогрева прочность сцепления снижается, что, вероятно, связано с повышением толщины оксидного слоя на поверхности стали при температурах выше 350 °С.

Прочность сцепления во многом определяется характером подготовки напыляемых деталей, применение "рваной резьбы" (образец № 8) позволило повысить прочность сцепления по сравнению с механической обработкой (образец № 7) и абразивно-струйной обработкой никельшлаком (образец № 4). Комбинированная обработка поверхности (образец № 9): нанесение "рваной резьбы" и абразивно-струйная обработка никельшлаком повысили прочность сцепления практически в 1,5 раза по сравнению только с абразивно-струйной обработкой никельшлаком (образец № 4).

Результаты исследования влияния химического состава промежуточного слоя при подготовке поверхности абразивно-струйной обработкой никельшлаком представлены в табл. 3. Положительные результаты были получены при использовании только алюминиевого и медного промежуточных слоев. Это объясняется более низкими температурами плавления промежуточных слоев из алюминия и меди и их подплавлением при напылении. Визуальный контроль разрушенных образцов показал наличие алюминия и меди на поверхностях основного и напыленного металла, что свидетельствует не только о механической связи покрытия с основным металлом через промежуточный слой (рис. 5).

Применение никеля в качестве промежуточного слоя привело к отслоению напыленного слоя сразу после напыления, что связано с более высокой температурой плавления никеля по сравнению с алюминием и медью. Предварительное нанесение промежуточного слоя из нихрома также привело к отслоению после напыления, что вероятно обусловлено тоже более высокой температурой плавления и, кроме того, повышенной окисляемостью расплава нихрома при напылении из-за содержания хрома.

Микрорентгеноструктурный анализ позволил оценить макро- и микроструктуру напыленных образцов и определить химический состав покрытий и промежуточных слоев. Анализ прово-

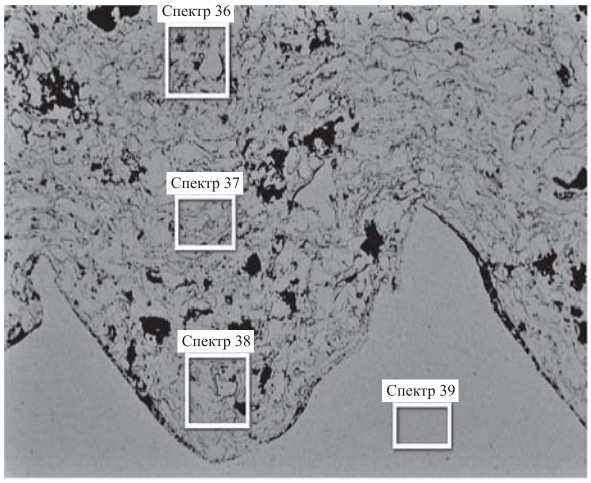


а) *б)*

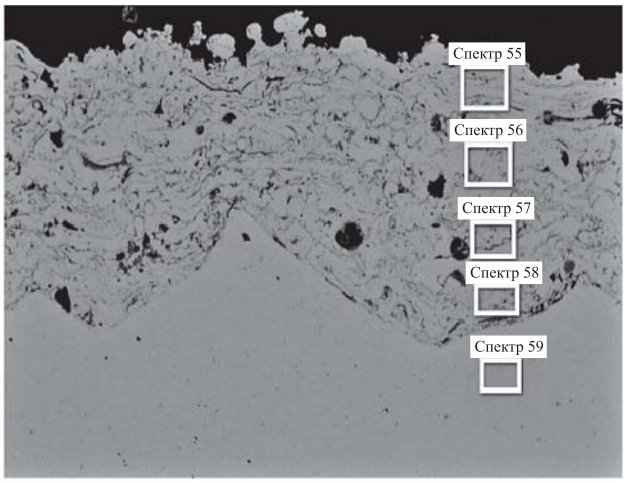
Рис. 5. Напыленные образцы из стали 12Х18Н9Т после испытаний прочности сцепления с промежуточными слоями на основе алюминия (*а*) и меди (*б*)

дили на образцах, вырезанных из трубных напыленных заготовок. На всех заготовках предварительно нарезалась "рваная резьба" и проводилась абразивная обработка. При напылении без подогрева на трубные образцы высоколегированной хромоникелевой стали с "рваной резьбой" отслоение покрытия не наблюдалось. На границе покрытия и основного металла фиксируется большое количество дефектов: пор, протяженных участков с отсутствием механической связи (рис. 6, *а*). Предварительный подогрев образцов до 350 °С улучшает заполняемость и повторяемость геометрии поверхности напыленным слоем, уменьшает количесво пор и практически не наблюдаются участки с отсутствием механической связи (рис. 6, *б*).

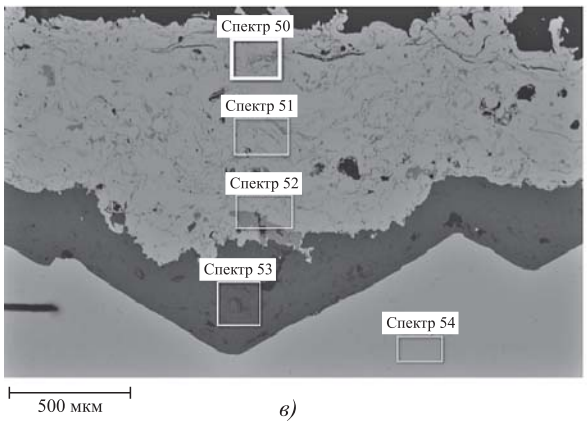
Применение алюминиевого подслоя позволило улучшить заполняемость "рваной резьбы" и еще уменьшить количество дефектов на границе слоев. Наблюдается подплавление алюминия при напылении стали, о чем свидетельствует наличие алюминия в напыленном слое. Между слоями не образуется интерметаллидной прослойки (рис. 6, *в*). Окисленность алюминиевого и напыленного слоя примерно одинакова.



а)



б)



в)

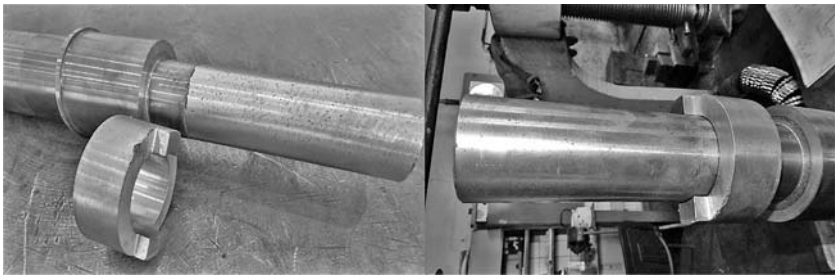
Номер спектра	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni
	% мас.							
50	6,03	—	1,02	—	24,61	—	57,65	10,68
51	4,73	0,37	0,97	—	24,29	—	58,47	11,16
52	10,89	0,47	1,45	—	25,80	2,96	49,24	9,19
53	4,27	95,35	—	—	—	—	0,38	—
54	—	—	0,38	0,45	18,70	—	70,20	10,28

Рис. 6. Структура и состав покрытий при напылении трубных образцов с “рваной резьбой”:
а — без подогрева; *б* — с предварительным подогревом 350 °С; *в* — по алюминиевому подслою с предварительным подогревом 350 °С

а)

б)

Рис. 7. Вал турбулятора, подготовленный к напылению, с нанесенной "рваной резьбой" после абразивной обработки (*а*) и после восстановления геометрии газопламенным напылением (*б*)



а) *б)*

Рис. 8. Поверхность восстановленных валов после токарной обработки (*а*) и после шлифования (*б*)

Промежуточное напыление медного подслоя аналогично визуально улучшило качество процесса напыления и уменьшило количество дефектов на границе слоев. Окисленность медного подслоя значительно ниже, чем алюминиевого и стального слоя, что, возможно, и привело к более высоким показателям прочности сцепления при применении медного промежуточного слоя.

Проведенные исследования позволили разработать и реализовать технологию газопламенного напыления валов из высоколегированных сталей в условиях ОАО "Сибур-Тольятти". Газопламенным напылением были восстановлены и успешно эксплуатируются ряд валов оборудования, работающего в условиях ОАО "Сибур-Тольятти" (рис. 7, 8).

Выводы

1. Предварительный подогрев при газопламенном напылении высоколегированных сталей способствует повышению прочности сцепления основного металла и покрытия. Наиболее высокая прочность сцепления основного металла с напыляемым слоем наблюдается при подогреве до 350...400 °С. При более высоких температурах увеличивается окисный слой на основном металле, что снижает прочность сцепления с покрытием.

2. При газопламенном напылении валов из высоколегированных сталей для повышения прочности сцепления можно рекомендовать нарезание "рваной резьбы" или более сложного профиля с последующей абразивно-струйной обработкой.

3. Применение промежуточных слоев из алюминия и меди значительно повышает прочность сцепления (до 2 раз) напыленного слоя с основным металлом за счет уменьшения дефектов формирования на границе слоев и обеспечения условий для формирования адгезионной связи через промежуточный слой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Газотермическое** напыление: учеб. пособие / Л.Х. Балдаев, В.А. Вахалин, Г.И. Ганноченко и др. Маркет ДС, 2007. 344 с.
2. **Хокинг М., Васантарси В., Сидки П.** Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение: пер. с англ. М.: Мир, 2000. 518 с.
3. **Анциферов В.Н., Мешков А.Н., Агеев С.С., Буханов В.Я.** Газотермические покрытия. Екатеринбург: Наука, 1994.
4. **Сокоров И.О., Спиридонов Н.В., Нерода М.В.** Технология упрочнения тяжелонагруженных деталей газотермическим напылением. Барановичи: РИО БарГУ, 2012. 183 с.
5. **Шмаков А.М., Ермаков С.С.** Ударное взаимодействие частицы с основой при газотермическом напылении // Физика и химия обработки материалов. 1986. № 3. С. 66—71.
6. **Куприянов И.Л., Геллер М.А.** Газотермические покрытия с повышенной прочностью сцепления. Минск: Наука и техника, 1990. 176 с.
7. **Хасуй А.** Техника напыления. Пер. с японского. М., 1975. 288 с.
8. **Поповкин Б.А.** Прогрессивная технология и оборудование для дробеструйной очистки метала // Технология, организация производства и управления. 1978. № 10. С. 31.
9. **Витязь П.А., Ивашко В.С., Мануйло Е.Д.** Теория и практика газопламенного напыления. Минск: Наука и техника, 1993. 295 с.
10. **Ревун С.А., Балакирев В.Ф.** Особенности образования адгезионной связи при газотермическом напылении покрытий // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 2. С. 55—62.

УДК 621.794.6

М.Л. Скрябин
(Вятская государственная сельскохозяйственная академия, г. Киров)
E-mail: max.dvs@mail.ru

Исследование структур оксидных пленок на поршневых алюминиевых сплавах после микродугового оксидирования

Приведены практические результаты одного из перспективных методов поверхностного упрочнения поршневых алюминиевых сплавов — микродугового оксидирования. Для более полного анализа полученных результатов и подбора электролита изучен элементарный химический состав поршневого алюминиевого сплава на энергодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектрометре. Исследованы микроструктуры поршневых алюминиевых сплавов после микродугового оксидирования. Рассмотрены механизмы формирования оксидных слоев на поршневых алюминиевых сплавах с учетом влияния легирующих элементов. Также показаны и проанализированы микрофотографии отдельных пористых ячеек, полученные с помощью электронного сканирующего микроскопа.

Ключевые слова: *поршневые алюминиевые сплавы, микродуговое оксидирование, пленочные покрытия, пленочная пористость, коррозионная стойкость оксидных покрытий, механические свойства оксидных покрытий.*

The practical results of one of the promising methods of surface hardening of aluminum piston alloys — micro-array oxidation are presented. For more complete analysis of the obtained results and the selection of the electrolyte, the elementary chemical composition of piston aluminum alloy on energy-dispersive x-ray fluorescence spectrometer is studied. The resulting microstructure of piston aluminum alloy after micro-arc oxidation are studied. Mechanisms of formation of oxide layers taking into account the influence of alloying elements of aluminum piston alloys are considered. Also shown and analyzed are microphotographs of individual porous cells obtained by electronic scanning microscope.

Keywords: *piston aluminum alloys, micro-arc oxidation, film coatings, film porosity, corrosion resistance of oxide coatings, mechanical properties of oxide coatings.*

В настоящее время поршневая группа современных дизельных двигателей внутреннего сгорания (ДВС) испытывает нагрузки, близкие к максимально допустимым. А если для питания двигателя используются альтернативные топлива, то температура и давление в камере сгорания увеличиваются на 15...20 %, что приводит к увеличению термической напряженности деталей всей цилиндропоршневой группы. В научно-исследовательской лаборатории Вятской ГСХА на кафедре двигателей внутреннего сгорания были проведены исследования влияния применения природного газа на показатели процесса сгорания дизеля 4ЧН 11,0/12,5 с турбонаддувом и промежуточным охлаждением надувочного воздуха (ПОНВ) (Д-245.7). В результате исследований был выявлен ряд особенностей, связанных с работой поршня в условиях повышенных температур и давлений в камере сгорания дизеля. При длительной работе двигателя на режиме максимального крутящего момента вследствие повышенных на 25 % температуры и давления в камере сгорания [1] на границах зерен появляются локальные оплавленные участки, свидетельствующие о низкой жаропрочности поршневых сплавов. Это особенно часто проявляется при несоблюдении технологий легирования поршневых сплавов заводами-изготовителями. Локальное оплавление отдельных участков днища поршня в конечном итоге может привести к прогоранию поршня.

Создание деталей принципиально нового поколения на основе выпускаемых промышленно-

стью сплавов связано с нанесением на рабочие поверхности особых упрочняющих и защитных покрытий. Формируемые на поверхности покрытия имеют свойства, принципиально отличающиеся от свойств основного материала. Подобное разделение функциональных свойств многократно повышает надежность и ресурс работы деталей машин при циклических, динамических, знакопеременных нагрузках, в условиях повышенных рабочих температур и давлений [2].

Рассматривая комплексные методы упрочнения сплавов вентильной группы, можно отметить микродуговое оксидирование (МДО). После МДО на поверхности образуется оксидная пленка, обладающая высокой теплостойкостью, твердостью, коррозионной стойкостью и низкой химической активностью. Именно эти свойства определяют практическую значимость применения таких покрытий на поршневых сплавах при работе в условиях повышенных температур и давлений, особенно при работе на альтернативных видах топлива. Процесс МДО характеризуется наличием электрохимических процессов с использованием свободной энергии электрических микроразрядов в растворе электролита. В результате такого воздействия на поверхности поршня появляются покрытия, подобные керамике. Достоинством этого процесса является возможность получения оксидных пленок на внутренней поверхности камеры сгорания, расположенной в поршне. Нанесение МДО-покрытий на детали цилиндропоршневой группы способствует защите их от высокотемпературной газовой эрозии и позволяет снизить температуру металла основы примерно в 1,5 раза. Химический состав этих пленок можно легко регулировать в очень широком диапазоне и использовать в качестве тепло-, коррозионно- и износостойких покрытий.

Проблемы технологии получения оксидных пленок на различных группах сплавов определенного назначения являются актуальными, так как до конца не изучено влияние легирующих элементов на процессы МДО. Данная работа направлена не только на получение МДО-покрытия, но и в перспективе на проведение эксплуатационных исследований с промежуточной оценкой свойств и стабильности полученных пленок при работе в условиях повышенных температур и давлений.

Для МДО была выбрана поршневая группа дизельного двигателя 4ЧН 11,0/12,5 (Д-245.7). Для определения соответствия поршневого сплава ГОСТу и правильного подбора электролита был определен химический состав поршневой группы. Его определяли на энергодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектрометре EDX-720P/800P, предназначенном для быстрого неразрушающего определения качественного и количественного элементного состава твердых и жидких образцов, порошков, гранул, пластин, пленок. Полученный химический анализ (рис. 1) показал, что поршни изготовлены из сплава АК4-1. Жаропрочные сплавы типа АК4-1 системы Al—Cu—Fe—Ni по химическому и фазовому составам близки к дюралюминам, но вместо марганца в качестве легирующих элементов содержат железо и никель [3].

Эти алюминиевые сплавы характеризуются многокомпонентностью и сложным фазовым составом. Но, учитывая, что примеси железа, кремния, а также марганца входят в твердый раствор или находятся в связанном состоянии в форме химических соединений AlMgMn, AlFeSiMn или AlFeCuSi и существенно не влияют на ход фазовых превращений в сплавах, структуру этих сплавов можно описать, руководствуясь двойной диаграммой состояния системы Al—Cu.

Микродуговое оксидирование поршней проводили на экспериментальной лабораторной установке тиристорно-конденсаторного типа при обработке в электролитах с диапазонами концентраций КОН — 1,5...2,0 кг/м^3 и $NaAlO_2$ — 14...16 кг/м^3 (данная концентрация является оптимальной для исследуемых поршневых алюминиевых сплавов). В качестве базовой ванны использовали ванну для нанесения гальванических покрытий с измененным на тиристорно-конденсаторный источником питания. Эта установка позволяет регулировать суммарную плотность ионного тока $i_и$ и количественное соотношение катодного и анодного токов $I_к/I_а$ в широких пределах. При опре-

Образец : Поршневой алюминиевый сплав
Оператор: Скрябин М.Л.
Комментарий : Metal, Vac, 2chan
Группа : easy-Vac-Metal
Дата : 2017-02-09 18:31:37

Количественный результат

Аналит	Результат		Ст. Откл.	Спос. Расч.	Линия Инт.	(имп.-в-сек/мкА)
Al	93.124	%	(0.134)	Кол-FP	AlKa	54.5834
Cu	2.130	%	(0.010)	Кол-FP	CuKa	16.7556
Mg	1.634	%	(0.024)	Кол-FP	MgKa	0.5187
Si	1.350	%	(0.005)	Кол-FP	FeLb1	28.7617
Ni	0.939	%	(0.004)	Кол-FP	NiKa	34.1022
Fe	0.953	%	(0.005)	Кол-FP	PbKa	11.1626
Pb	0.212	%	(0.002)	Кол-FP	SiKa	14.6344
Zn	0.193	%	(0.005)	Кол-FP	ZnKa	0.3082
Mn	0.187	%	(0.006)	Кол-FP	MnKa	0.2665
Cr	0.149	%	(0.011)	Кол-FP	CrLa	2.2282
Ti	0.080	%	(0.001)	Кол-FP	TiKa	3.8421
Ni	0.025	%	(0.001)	Кол-FP	NiKa	0.7671
W	0.024	%	(0.004)	Кол-FP	WLa	0.4939

Рис. 1. Количественный результат анализа поршневого алюминиевого сплава дизеля на энергодисперсионном рентгенофлуоресцентном спектрометре EDX-720P/800P

деленном значении напряжения на поверхности поршня появляются отдельные микродуговые разряды. Мощность этих разрядов обеспечивает появление в их каналах мощного ионного потока, который обладает высокой реакционной способностью. В этот момент начинают протекать химические реакции, которые приводят к образованию оксида алюминия Al_2O_3. Кроме того, в образующийся оксид алюминия включаются и компоненты электролита. Параллельно в окрестностях плазменных кратеров происходит распад и оплавление продуктов промежуточных реакций. Следствием микродуговых разрядов является увеличение скорости процесса образования Al_2O_3 и изменение химических и физических свойств получаемых пленок. Вместо оксидов, обладающих аморфной структурой, происходит формирование кристаллических включений, и появляются высокотемпературные структуры [4, 5].

При постоянном напряжении толщина оксидного слоя увеличивается. Разряды передислоцируются на ближайшие участки, где толщина и, соответственно, напряжение пробоя ниже. Оксидный слой растет до тех пор, пока плотность ионного тока не достигнет того уровня, тогда процесс окисления прекращается. Оксидные слои, сформированные на поршневых сплавах, за счет четкой многофазной структуры, имеют высокую тепло-, износо-, коррозионную стойкость. Получаемая при МДО структура пористой оксидной пленки полностью отвечает представлениям физико-геометрической модели Келлера [6].

Фазовый состав днища поршня после МДО, проведенный на спектрометре EDX-720P/800P, не выявил такого же количества Mg и Cu на поверхности. Это объясняется их малой концентрацией и тем, что основная часть этих легирующих элементов растворилась в алюминиевой матрице.

Исследование микроструктуры поверхности после МДО проводили растровым микроскопом РЭМ-103-01. Особенность данного микроскопа — сложность изучения на нем оксидных слоев, обладающих диэлектрическими свойствами. Это связано с попаданием электрического заряда на оксидную пленку и накапливанием на ней поглощенных электронов (полученная при МДО пленка обладает диэлектрическими свойствами). Из-за диэлектрических особенностей отсутствует стекание заряда на заземляющий контур. На оксидной пленке появляются заряженные электронами области, что приводит к искажению изображения и значительно изменяет эмиссию электронного потока. Для обеспечения четкости растрового изображения использовалась однокадровая экспозиция. На рис. 2 представлены

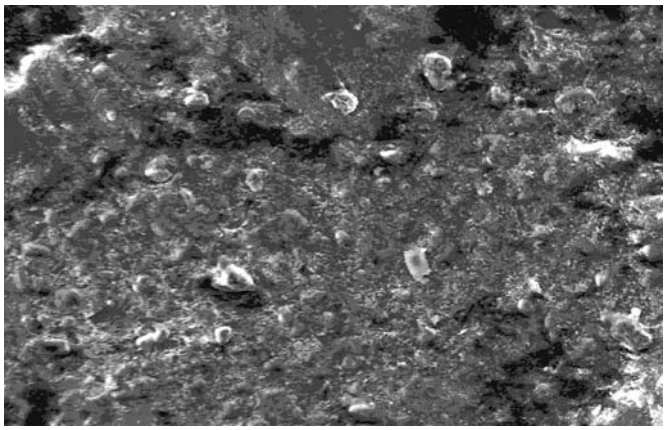


Рис. 2. Морфологические особенности поршневого алюминиевого сплава после МДО. ×200

микроснимки поверхностного слоя поршневого алюминиевого сплава после МДО.

На изображениях видно, что поверхность покрытия имеет высокую неоднородность, развитый рельеф и обладает значительной шероховатостью. На ней присутствуют мелкие частицы и пористые включения. Изучение поперечных шлифов показало, что сквозная пористость в полученном покрытии отсутствует, что говорит о высоких защитных свойствах покрытия. Рассматривая поверхность покрытия, можно сделать вывод о его высокой теплоизоляционной способности, что в целом приводит к снижению теплонапряженности поршневых групп дизельных двигателей. Это особенно актуально при использовании альтернативных видов топлив ввиду повышения температуры, давления и "жесткости" рабочего процесса в камере сгорания.

Оксидные пленки на поверхности алюминиевых сплавов, которые формируются в растворяющих оксид алюминия водных электролитах, состоят из двух основных слоев. Эти слои имеют четко выраженную границу раздела. Первый слой — барьерный — прилегает непосредственно к основному металлу. Имеет достаточно высокую плотность и характеризуется практически полным отсутствием пор. Второй слой — наружный с большой пористостью, образованной от множества микродуговых разрядов [8].

Для проведения более тщательного анализа полученного оксидного покрытия и исследования его пористости использовали электронный сканирующий микроскоп MIRA-3. На снимке видно, что размеры непосредственно пор изменяются в интервале 0,1...8 мкм (рис. 3). При МДО отсутствует возможность получения покрытий, которые не содержат пор. Это объясняется характером протекания микродуговых разрядов в при-

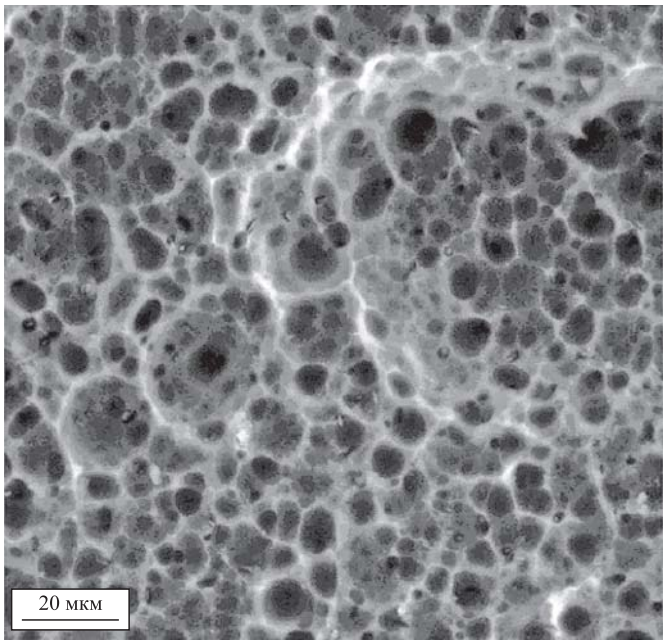


Рис. 3. Поверхность покрытий после МДО

катодном пространстве. В определенных случаях наличие пор является положительным моментом. При работе покрытия в условиях масляного голодания смазка входит в его поры и обеспечивает наличие постоянной масляной пленки. В поршнях дизелей влияние пористости на днище поршня на эксплуатационные свойства минимально ввиду особенностей образования сажи в результате сгорания углеводородных топлив.

Особенностью МДО является то, что в прикатодном слое в промежутке между жидким электролитом и поршнем возникают микродуги, локальная температура повышается и электролит закипает, начинает испаряться, образуя ионный поток электронов, имеющий очень высокую плотность. Начинается электронно-ионная эмиссия, что приводит к вырыванию отдельных ионов с поверхности поршневого сплава. Одновременно с этим происходит интенсивный процесс электролиза, при котором образуется свободный кислород. Создаются условия для высокотемпературного окисления поверхности поршня. Поверхность днища поршня вступает в непосредственный контакт с активной средой, имеющей высокую концентрацию кислорода, и начинает усиленно окисляться. Фазовый состав поверхности будет зависеть от количества легирующих элементов и состава жидкой фазы электролита [6]. В результате оксидирования получается защитное покрытие, которое состоит из оксидов легирующих элементов, распределенных в пластичной матрице алюминия.

Образованное при МДО покрытие обладает хорошей адгезией, а также имеет неоднородную, развитую поверхность. Это обстоятельство при отсутствии сквозных пор является предпосылкой для высокой жаропрочности и снижения теплонапряженности поршневой группы. Исследование химического состава поверхности после МДО доказывает интенсивный массоперенос в оксидный слой элементов электролита и последующую диффузию вглубь основного металла. Образованное на поверхности покрытие достаточно однородно, ликвации по содержанию химических элементов отсутствуют.

Продольный разрез поверхности поршневого алюминиевого сплава после МДО представлен на рис. 4. При МДО большинства металлов вентильной группы на поверхности получаются упорядоченные структуры двух типов: пористых и трубчатых с различной морфологией. Благодаря такой структуре получаемые оксидные слои имеют широкий спектр применения. Причиной формирования таких структур служит синергетика химических процессов образования и растворения оксидной пленки в результате воздействия мощного электрического поля [7, 8]. Однако завершенная теория, объясняющая механизм самоорганизованного роста оксидных пленок при МДО, еще не создана.

Существующие технологии получения подобных оксидных структур подразумевают ис-

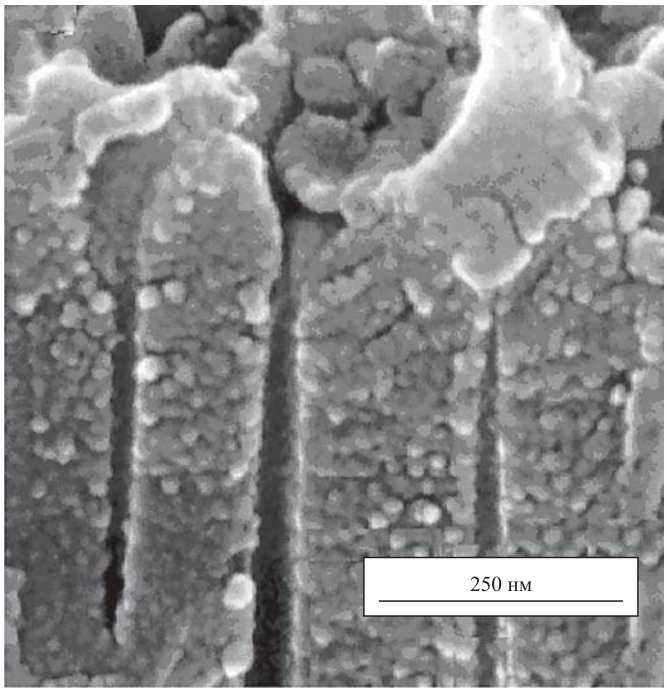


Рис. 4. Продольный разрез поверхности поршневого алюминиевого сплава, полученный с помощью электронного сканирующего микроскопа

пользование специальных электролитов, большие затраты времени и электрической энергии, применения дорогостоящей регулирующей аппаратуры. Поэтому новые подходы к созданию подобных пористых анодных оксидов на алюминиевых сплавах являются актуальными. Комплексный подход к этому вопросу позволил создать экологичную методику формирования пористой анодно-оксидной пленки на поршневом алюминиевом сплаве. Применение установок тиристорно-конденсаторного типа для МДО дает возможность за непродолжительное время сформировать на поверхности поршневого алюминиевого сплава пористые пленки оксида алюминия поликристаллической мезоструктуры [9] (структуры внутри зерна с учетом ансамблей дислокаций, отдельных ячеек, их размеров и ориентации) толщиной от 10 до 100 мкм.

Полученные результаты исследований позволяют рекомендовать использование получаемых в результате МДО оксидных пленок для защиты поршней тепловых двигателей и снижения теплонапряженности поршневых групп. Полученные в процессе МДО упрочненные сплавы в данный момент проходят эксплуатационные испытания в условиях повышенных температур и давлений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лиханов В.А., Лопатин О.П., Скрябин М.Л.** Исследование процессов образования и разложения оксидов азота в цилиндре дизеля 4ЧН 11,0/12,5 с промежуточным охлаждением надувочного воздуха при работе на природном газе. Киров: Вятская ГСХА, 2008. 146 с.
2. **Скрябин М.Л.** Особенности выбора современных материалов для поршневой группы при работе дизеля на альтернативных видах топлива // Улучшение эксплуатационных показателей двигателей внутреннего сгорания / Матер. IX Междунар. науч.-практич. конф. "Наука—Технология—Ресурсосбережение". Киров: Вятская ГСХА, 2016. Вып. 13. С. 279—285.
3. **Лиханов В.А., Гребнев А.В., Скрябин М.Л., Смехова И.Н.** Повышение жаропрочности поршневых алюминиевых сплавов дизельных двигателей // Строительные и дорожные машины. 2018. № 2. С. 41—46.
4. **Розен А.Е., Артемьев А.Ю.** Упрочнение поверхности деталей из алюминиевых, титановых и циркониевых сплавов микродуговым оксидированием. М.: Наука, 2015. 145 с.
5. **Ракоч А.Г., Бардин И.В.** Микродуговое оксидирование легких сплавов // Металлургия. 2010. № 6. С. 58—61.
6. **Смехова И.Н., Скрябин М.Л.** Этапы формирования пористых структур при микродуговом оксидировании поршневых алюминиевых сплавов // Ползуновский вестник. 2017. № 4. С. 192—196.
7. **Дударева Н.Ю.** Влияние режимов микродугового оксидирования на свойства формируемой поверхности // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. 2013. № 3. С. 217—222.
8. **Шандров Б.В., Морозов Е.М., Жуковский А.В.** Основы технологии микродугового оксидирования. М.: Альянс, 2008. 80 с.
9. **Oxidation** of the surface / A.S. Crossland, G.E. Thompson, J. Wan et al. // Surface and coatings technology. 1999. № 144. P. 847—845.

ООО "Издательство **"Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное 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 02.10.2018 г. Подписано в печать 27.11.18 г. Формат 60×88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49
Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
Сайт: **www.aov.ru**