

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 1 (121)

январь

2015

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.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
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.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛАШКО, 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:

И.Н. МЫМИРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогам: "Роспечать" 85159,
"Пресса России" 39269, "Почта России"
60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98, 268-47-19
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

- Бирюков В.П., Петрова И.М., Гадолина И.В.** Оптимизация режимов лазерной наплавки для повышения характеристик сопротивления усталости стальных образцов и деталей машин.....3
- Власенко В.Д., Верхотуров А.Д.** Исследование влияния параметров электроискрового упрочнения на функциональные свойства покрытий, полученных из минеральных концентратов6
- Ким В.А., Усатый А.В., Каримов Ш.А.** Лазерное упрочнение инструментальной стали SKD61.....15
- Олефиренко Н.А., Овчинников В.В.** Повышение износостойкости коленчатых валов компрессоров фреона, восстановленных электродуговой металлизацией.....21



ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

- Аникин В.Н., Пьянов А.А.** Основные закономерности нанесения алюминия на твердый сплав при получении оксидного покрытия.....26
- Кусков В.Н., Коленчин Н.Ф., Сафронов А.В.** Влияние озона и ультразвука на износ анодного покрытия на алюминиевом сплаве Д16Т32
- Степанов М.С., Домбровский Ю.М.** Формирование карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали35



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** О необходимости применения комбинированных методов обработки поверхностных слоев коррозионно-стойкой проволоки38



ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

- Сорокин В.М., Танчук С.С., Зотова В.А., Тудакова Н.М., Михеев А.В., Берглезов В.В.** Оборудование и результаты ускоренных испытаний комбинированно-упрочненных пар трения.....40



ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Указатель статей, опубликованных в журнале в 2014 г.....44

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

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

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 1 (121)
January
2015

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
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:

I.N. MYMRINA
T.V. PARAYSKAYA

CONTENTS



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Biryukov V.P., Petrova I.M., Gadolina I.V.** Laser cladding modes optimization for increasing of fatigue strength resistance.....3
- Vlasenko V.D., Verkhoturov A.D.** Research of influence of parameters of electrospark hardening on functional properties of coverings, received from mineral concentrates6
- Kim V.A., Usaty A.V., Karimov Sh.A.** Laser hardening of tool steel SKD6115
- Olefirenko N.A., Ovchinnikov V.V.** Increase of wear resistance of crankshaft compressor freon, restored electroarc metallized21



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Anikin V.N., Pyanov A.A.** The main regularities of application of aluminium carbide in obtaining oxide coating26
- Kuskov V.N., Kolenchin N.F., Safronov A.V.** Effect of ozone and ultrasound on the wear of anodic coating on aluminium alloy D16T32
- Stepanov M.S., Dombrovskiy Yu.M.** The formation of carbide coating at the microarc chromizing of steel.....35



PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Guryanov G.N., Zuev B.M.** About the application of combined methods of treatment of the surface layers of corrosion-resistant wire38



PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS

- Sorokin V.M., Tanchuk S.S., Zotova V.A., Tudakova N.M., Mikheev A.V., Berglezov V.V.** The equipping and results accelerations tests combine-hardening friction pairs40



INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

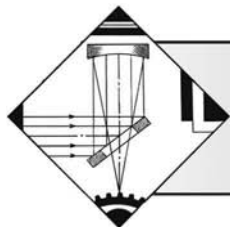
- The index** of the articles published in 2014.....44

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office. Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19 Fax: (499) 269-48-97 E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

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



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.791. 22.

В.П. Бирюков, И.М. Петрова, И.В. Гадолina

(Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН))

E-mail: laser-52@yandex.ru

Оптимизация режимов лазерной наплавки для повышения характеристик сопротивления усталости стальных образцов и деталей машин

Представлены исследования усталостной прочности образцов для двух видов стали с лазерной наплавкой порошков на никелевой основе в сравнении с усталостной прочностью основного материала в нормализованном состоянии. Получены характеристики, показывающие повышение усталостной прочности образцов при оптимальных режимах наплавки.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микротвердость, усталостная прочность.

Investigation of fatigue resistance of samples of two kind of steel with a laser cladding, powder on a nickel basis, in comparison with the main material in the normalized condition were performed. The characteristic of fatigue properties of samples made by varied technologies are given.

Keywords: laser welding, microhardness, fatigue strength.

Введение

В ряде технических устройств детали подвержены воздействию циклических нагрузок в условиях трения, коррозионной среды и т. п. В этом случае их ресурс ограничивается достижением предельного состояния одновременно по различным критериям работоспособности. Возрастающие требования к надежности современных сложных технических систем обуславливают потребность в новых покрытиях, сочетающих высокую прочность и износостойкость в широком интервале условий эксплуатации, включая динамическое нагружение.

Решение этой актуальной проблемы может идти путем развития прогрессивных методов модификации рабочих поверхностей высоконагруженных деталей и узлов механизмов, включающих использование источников концентрированных потоков энергии, которые дают возможность формировать поверхностные слои, обладающие существенными преимуществами по сравнению с такими слоями, полученными традиционными методами поверхностного упрочнения, напыления и наплавки [1—4]. Лазерная наплавка применяется в случае, когда зона термического влияния должна быть минимальной. С помощью наплавки лазером в

зависимости от эксплуатационных требований можно наносить на поверхность покрытия, в состав которых входят износостойкие, коррозионно-стойкие и другие компоненты, что позволяет удовлетворить возрастающим требованиям к различным критериям работоспособности изделий машиностроения, в частности высокой износостойкости и прочности.

В процессе лазерной наплавки с коаксиальной подачей порошка транспортирующий газ формирует струю наплавляемого присадочного материала, который переплавляется под воздействием мощного лазерного излучения. На поверхности подложки возникает ванна расплава, которая после затвердевания формирует единичный наплавленный валик [3—6]. В результате наложения единичных валиков с перекрытием 30...50 % от диаметра лазерного луча получают плотное покрытие большой площади. Ранее неоднократно отмечались повышение износостойкости поверхностных слоев деталей после лазерного упрочнения или наплавки и неоднозначное влияние лазерных обработок на характеристики сопротивления усталости [6—8]. Кроме того, в работе [9] установлено, что при наплавке с использованием CO₂-лазера с увеличением диаметра образца, изготовленного из стали 45, с 7,5 до 17 мм не-

гативное воздействие лазерной наплавки на характеристики сопротивления усталости уменьшается.

Цель работы — определение влияния режимов наплавки волоконным лазером и состава порошковых покрытий на основе никеля на сопротивление усталости стальных образцов.

Методы проведения исследований

Эксперименты с порошком на основе никеля выполнялись на технологическом комплексе HUFFMAN HC-205, оснащенный волоконным лазером ЛС-3,5 мощностью 3500 Вт, изготовленным в ООО НТО «ИРЭ-Полус» [3, 6]. Для отработки технологического процесса лазерной наплавки использовали массовый поток порошка — 1,5...6 г/мин; давление аргона — 2 атм, поток аргона — 3 л/мин; порошок с размером частиц 40...160 мкм. Наплавку на образцы из сталей 35 и 38ХН3МА производили при мощности излучения 500...1000 Вт и скорости перемещения 5...25 мм/с. Размеры образцов указаны на рис. 1. Микроструктура наплавленных покрытий исследовалась с помощью оптического металлографического микроскопа Neophot-30 производства фирмы Carl Zeiss JENA с увеличением до 500 крат. Микротвердость образцов измерялась по методу Виккерса на приборе HVS-1000 (Китай) с автоматическим нагружением индентора при нагрузке $P = 1$ Н. Было выбрано время выдержки под нагрузкой $\tau = 20$ с. Для повышения точности определения микротвердости на каждом образце проводилось не менее 10 измерений.

Машина для испытаний на усталость обеспечивала нагружение образцов по схеме чистого изгиба при вращении и при симметричном цикле нагружения. Частота нагружения составляла 50 Гц. Регистрация числа циклов осуществлялась с помощью счетчика и одновременной фиксации времени испытаний. При разрушении образца происходила автоматическая остановка машины. Основным критерием разрушения являлось полное разрушение образца.

При малом числе образцов и отсутствии предварительных экспериментальных данных для выбора первого значения напряжения использовали справочную информацию о характеристиках прочности исследуемого материала. Оценка предела выносливости σ_{-1} при изгибе с вращением гладкого лабораторного образца диаметром $d_0 = 7,5$ мм проводилась по соотношению $\sigma_{-1} = (0,55...0,0001 \bar{\sigma}_b) \bar{\sigma}_b$, где $\bar{\sigma}_b$ — среднее значение предела прочности исследуемого материала (ГОСТ 25.504—82). База испытаний была принята равной $2 \cdot 10^6$ циклов.

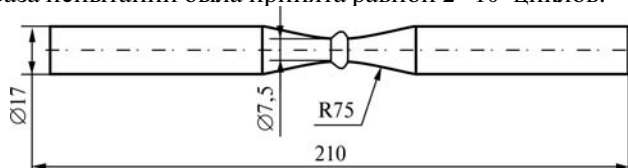


Рис. 1. Образец с наплавкой для испытаний на усталость

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлены микрошлифы зон лазерной наплавки на образец. На микрофотографии наплавленных слоев (рис. 2, а) наблюдаются хорошее сплавление дорожек и зона термического влияния, составляющая 300...900 мкм в зависимости от режима обработки. При большем увеличении (рис. 2, б) в наплавленном слое проявляется дендритная структура, характерная для всех видов лазерной наплавки.

Измерения микротвердости наплавленного слоя по ширине дорожек наплавки показывают, что ее значения изменяются незначительно: в пределах 4900...5500 МПа, что свидетельствует о стабильности технологического процесса наплавки. Микротвердость по глубине наплавленного слоя составляет 4700...5600 МПа до глубины 1300 мкм, затем наблюдается ее резкое уменьшение — до 2600...3000 МПа в переходной зоне.

В первых наших экспериментах на образцы стали 35 наносили по винтовой линии две дорожки шириной 1,2 мм и высотой 0,8...1,2 мм покрытия порошком П.1 лазерной наплавкой. Испытание на усталость проводили на трех партиях образцов: в исходном состоянии, с наплавленным покрытием без проточки, с наплавленным покрытием с последующей проточкой и полировкой. В процессе проведения испытаний нагрузку изменяли ступенчато: 50, 70, 100, 150 Н.

Параметры кривых усталости определяли с использованием регрессионного анализа. Уравнение кривой усталости представляли в виде

$$\sigma_{ai}^m N_i = \sigma_{-1}^m N_G = C,$$

где σ_{ai} — задаваемый i -й уровень действующих напряжений; N_i — соответствующее ему значение долговечности; σ_{-1} — предел выносливости, соответствующий стандартной базе испытаний 10^7 (ГОСТ 25.502—79); N_G — число циклов, соответствующее точке перелома кривой усталости; m — показатель наклона кривой усталости; C — коэффициент уравнения кривой усталости.

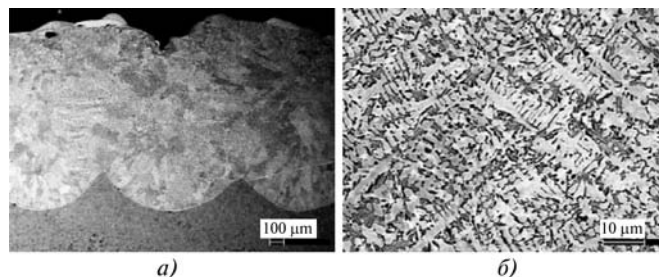


Рис. 2. Микрошлифы дорожек на образце: а — общий вид наплавленных слоев; б — дендритная структура зоны наплавки

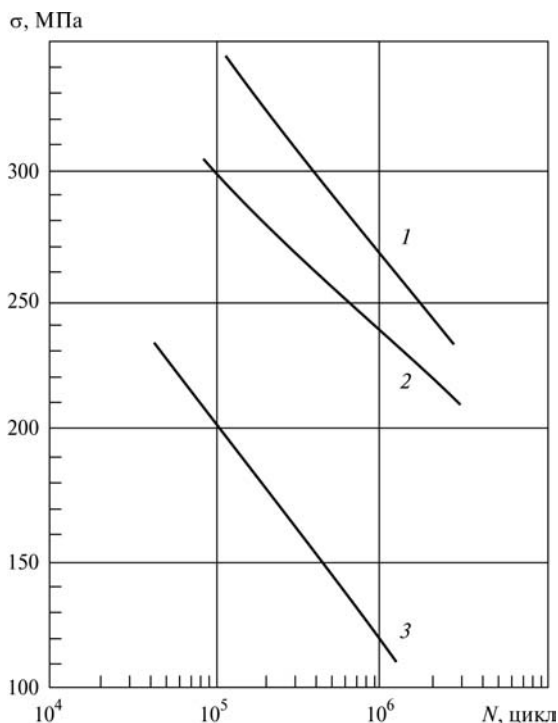


Рис. 3. Кривые усталости образцов из стали 35 до и после лазерной наплавки:

1 — исходная; 2 — после лазерной наплавки с последующей полировкой; 3 — после лазерной наплавки

Определение параметров кривых усталости и их построение проводили с учетом разрушившихся и неразрушившихся образцов до принятой базы испытаний $2 \cdot 10^6$ циклов. Результаты усталостных испытаний образцов из стали 35 представлены на рис. 3. Анализ усталостных изломов наплавленных образцов показал, что большая часть наплавленных образцов разрушается вблизи концентратора напряжений, которым является переход в узком сечении образца к наплавленному слою. Для данного материала и технологии наплавки проведенные усталостные испытания показывают снижение характеристик сопротивления усталости после лазерной наплавки (кривые 2 и 3) по сравнению с исходной кривой усталости (кривая 1). Механическая обработка и полирование наплавленного слоя существенно повышают усталостные характеристики наплавленных образцов. Параметры уравнений кривой усталости для образцов из стали 35 приведены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры уравнений кривых усталости для образцов из стали 35

Технология	<i>c</i>	<i>m</i>
Без наплавки	28,2	9,1
С наплавкой и последующей полировкой	36,8	12,9
С наплавкой	15,8	4,7

Для устранения влияния концентратора напряжений на результаты испытаний проведена наплавка стали 38ХН3МА по радиусу 75 мм (см. рис. 1) на ширину 35...40 мм по винтовой линии с шириной единичной дорожки 1,2...1,3 мм и высотой слоя 1,1...1,4 мм. После наплавки образцы протачивали до диаметра 8,5 мм в узком сечении и полировали. В процессе наплавки применяли порошки на никелевой основе П.1, П.2, П.3 и П.4. Варьируемыми параметрами были скорость обработки, мощность излучения и расход порошка. Основным критерием оптимизации являлось отсутствие трещин в наплавленном покрытии. В процессе проведения испытаний нагрузку изменяли ступенчато: 150, 200, 230, 260, 300 Н. Полученные кривые усталости показаны на рис. 4. Параметры уравнений кривых усталости приведены в табл. 2. Эти испытания показали, что варианты технологии наплавки порошком П.1 и П.4 повышают характеристики сопротивления усталости, особенно при больших нагрузках, по сравнению с основным материалом. Ранее полученные результаты по наплавке покрытий CO₂-лазером приближались к сопротивлению усталости стали 45 на образцах большего сечения, чем в наших экспериментах. Полученные экспериментальные данные позволяют применять технологию лазерной наплавки на реальных деталях, сечения посадочных поверхностей которых значительно выше, чем у испытанных на усталость образцов.

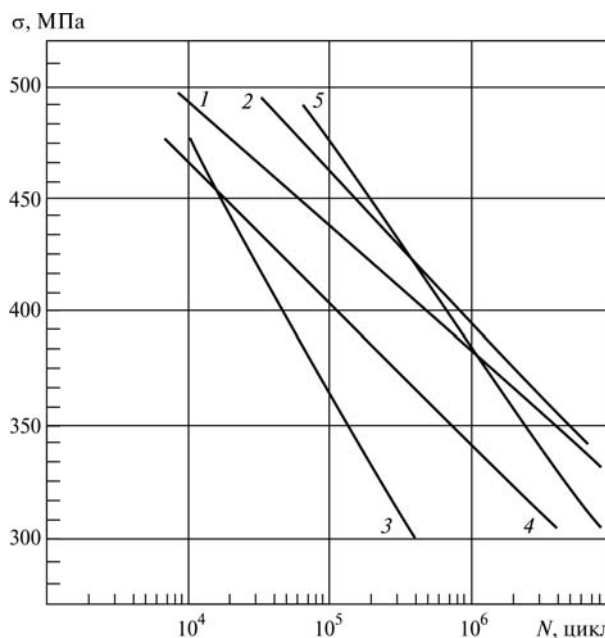


Рис. 4. Кривые усталости образцов из стали 38ХН3МА до и после лазерной наплавки:

1 — исходная; 2 — наплавка порошком П.1; 3 — наплавка порошком П.2; 4 — наплавка порошком П.3; 5 — наплавка порошком П.4

Таблица 2

Параметры уравнений кривых усталости для образцов из стали 38ХНЗМА

Технология		<i>c</i>	<i>m</i>
Без наплавки		50,3	17,2
С наплавкой	порошком П.1	35,9	11,5
	порошком П.2	12,2	2,7
	порошком П.3	18,8	5,2
	порошком П.4	33,8	10,8

Выводы

1. Подбор оптимальной технологии наплавки позволяет повысить характеристики сопротивления усталости.
2. Применение после лазерной наплавки последующей механической обработки повышает характеристики сопротивления усталости наплавленных образцов.
3. Определены порошковые материалы на основе никеля и режимы наплавки, позволяющие повысить характеристики сопротивления усталости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Шibaев В.В. Влияние режимов порошковой наплавки на условия формирования и размеры наплавленных валиков // Сварочное производство. 1983. № 6. С. 11—13.

2. Тескер Е.И., Гурьев В.А., Тескер С.Е. Микроструктура и свойства наплавленных лазером поверхностных слоев // Физика и химия обработки материалов. 2004. № 1. С. 38—42.

3. Бирюков В.П. Модификация поверхности с помощью лазерного излучения // ФОТОНИКА. 2010. № 3. С. 18—21.

4. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2006. 664 с.

5. Григорьянц А.Г., Мисюров А.И., Третьяков Р.С. Анализ влияния параметров коаксиальной лазерной наплавки на формирование валиков // Технология машиностроения. 2011. № 11. С. 19—21.

6. Бирюков В.П. Повышение долговечности работы пар трения скольжения при лазерной наплавке порошковых материалов // Тяжелое машиностроение. 2013. № 9. С. 14—17.

7. Бирюков В.П., Лаптева В.Г., Хренникова И.А. и др. Восстановление лазерной наплавкой работоспособности пары трения вал—вкладыш подшипника скольжения // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2013. № 5. С. 91—95.

8. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин концентрированными потоками энергии / под ред. А.П. Гусенкова. М.: Наука. 1992. 404 с.

9. Архипов В.Е., Биргер Е.М., Поляков А.Н. Влияние лазерной наплавки на сопротивление усталости и износостойкость стали 45 // МиТОМ. 1988. № 1. С. 55—58.

УДК 621.762

В.Д. Власенко (Вычислительный центр Дальневосточного отделения РАН, г. Хабаровск)
 А.Д. Верхотуров (Институт водных и экологических проблем Дальневосточного отделения РАН, г. Хабаровск)
 E-mail: vlasenko@as.khb.ru

Исследование влияния параметров электроискрового упрочнения на функциональные свойства покрытий, полученных из минеральных концентратов

Представлены результаты исследований и их анализ при электроискровом легировании стали порошковыми материалами, состоящими из концентратов минерального сырья, полученных горными предприятиями Дальневосточного региона. Показано значительное повышение физико-механических свойств стали после электроискрового легирования концентратами, а также значительное упрощение технологии обработки и повышение ее экономической эффективности.

Ключевые слова: электроискровое легирование, энергетические и технологические параметры, минеральные концентраты.

In work are presented results of researches and their analysis at an electrospark alloying became the powder materials consisting of concentrates of mineral raw materials, received by the mountain enterprises of the Far East region. Substantial increase of physicomechanical properties of steel after an electrospark alloying by their concentrates, and also considerable simplification of technology of processing and increase of its economic efficiency is shown.

Keywords: electrospark alloying, power and technological parameters, mineral concentrates.

Введение

Важнейшей задачей в области технологии электроискрового легирования (ЭИЛ) является выбор и соз-

дание легирующих электродов, обладающих рядом взаимоисключающих свойств: высокой твердостью, износостойкостью и низкой эрозионной стойкостью, возможностью образования легированного слоя с вы-

соким уровнем физико-химических свойств, в том числе с образованием в слое карбидных, боридных, нитридных фаз, и низкой стоимостью материалов электродов. В настоящее время в большинстве случаев для упрочнения сталей используются электроды из вольфрамсодержащих твердых сплавов. Эти материалы не всегда удовлетворяют предъявляемым требованиям, дефицитны, имеют высокую стоимость. Покрытия имеют значительную хрупкость, ограничения по износостойкости. Образование покрытий осуществляется с низким коэффициентом массопереноса, т. е. значительная доля материалов не используется. Технологический процесс получения таких материалов требует значительных затрат и использования дорогостоящего оборудования.

Для повышения эффективности процесса ЭИЛ предлагается в качестве легирующих электродов использовать порошковые концентраты, полученные из минерального сырья, содержащие элементы, позволяющие получить в легированном слое композиты с образованием тугоплавких соединений. Чем короче путь от минерального сырья к готовому материалу (покрытию), тем более эффективно его производство [1, 2]. Преимуществом таких решений является значительное снижение стоимости производства материалов для образования покрытий за счет исключения многостадийности обработки при обогащении руды и пирогидрометаллургических процессов для получения электродных материалов.

Использование порошков минерального сырья в качестве электродных материалов для образования упрочняющих и защитных покрытий ЭИЛ обеспечивает значительное уменьшение себестоимости процесса и повышение его производительности по сравнению с процессами, выполняемыми компактными электродами. При этом сокращается цикл подготовки электродных материалов и обеспечивается более эффективное использование затрачиваемой энергии. Концентраты минерального сырья, содержащие легирующие элементы, в процессе первичного передела проходят операцию дробления, размола, рассеивания, промывки, сушки и уже на этой стадии переработки могут быть использованы в технологическом процессе упрочняющей обработки. При ЭИЛ компактными электродами значительная часть энергии расходуется на эрозию поверхностей электродов. Использование порошков в качестве электродных материалов значительно сокращает затраты энергии на разрушение электрода—анода.

Целью работы является исследование возможности непосредственного применения минеральных концентратов в качестве легирующего материала при электроискровой обработке, а также установление взаимосвязи «параметры обработки — свойства покрытия».

Методика исследований, оборудование и материалы

В работе использовалась установка ЭИЛ модели «Разряд-3А» для образования покрытий порошковыми материалами в электрическом поле (рис. 1), разработанная в Институте прикладной физики АН Молдовы.

Низковольтные силовоточные импульсы, получаемые с помощью RC-генератора, подаются на имеющее вращательное движение рабочий электрод — анод 1 и катод — заготовку 2. Для инициирования рабочих разрядов в межэлектродном промежутке (МЭП) используется импульсное напряжение до 15 кВ. В результате пробоя МЭП формируются искровой разряд и импульсный поток низкотемпературной плазмы. Засыпанный в бункер 3 порошок с заданным расходом подается в МЭП. Поступающие в межэлектродный промежуток частицы порошкового материала в процессе ЭИЛ взаимодействуют с импульсным потоком низкотемпературной плазмы и наложенным электрическим полем. При этом осуществляются дробление, направленное движение частиц порошка, нагрев, плавление, испарение материала, который наносится на обрабатываемую поверхность катода—заготовки 2. В МЭП также возможны фазовые превращения в порошке за счет процессов разложения и восстановления, образование химических соединений, в том числе и с элементами воздуха.

Для обеспечения реакции углетермического восстановления в состав используемых порошков добавляли порошок технического углерода П803 по ГОСТ 7885—86 от 20 до 40 % мас. Прогнозирование возможности образования тех или иных соединений в смесях, включающих кислородсодержащие соединения нескольких металлов, требует анализа значительного количества теоретических и экспериментальных данных по изуче-

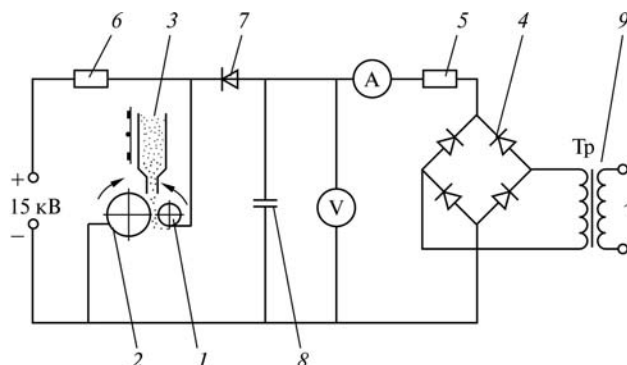


Рис. 1. Схема установки для образования покрытий методом ЭИЛ из порошкового материала в электрическом поле:

1 — электрод—анод; 2 — деталь—катод; 3 — бункер с порошком; 4 — выпрямитель; 5 — балластное сопротивление; 6 — токоограничивающее сопротивление; 7 — разделительный вентиль; 8 — емкостной накопитель; 9 — трансформатор

нию химических процессов, имеющих место при восстановлении отдельных оксидов и их смесей [1].

Конструкция установки позволяет при выполнении процесса измерять средние значения энергии единичного импульсного разряда $W_{и}$. Управление энергетическими и технологическими параметрами процесса на установке обеспечивается в следующих пределах: напряжение холостого хода генератора импульсов $U_{х.х}$ — от 75 до 260 В; частота следования импульсов $f_{и}$ — от 4 до 125 Гц; емкость накопительных конденсаторов — 200, 400, 600 мкФ; сила рабочего тока $I_{р}$ — до 100 А; частота вращения катода — заготовки n_3 при плавном регулировании — от 16 до 82 об/мин; частота вращения электрода — анода n_3 при плавном регулировании — от 12 до 72 об/мин; скорость продольного перемещения электрода — анода $S_{м}$ при плавном регулировании — от 8 до 88 мм/мин, межэлектродный зазор L — от 0,3 до 2,0 мм; объем порошка в вибробункере — не менее 350 см³ и его расход при плавном регулировании — от 0,30 до 0,50 г/мин. Исследования выполнены на цилиндрических образцах из стали ВСтЗпс с использованием статистического метода планирования эксперимента.

При искровом разряде между электродами с фиксированным зазором баланс энергии, выделяющейся за один импульс, можно записать в следующем виде [3, 4]:

$$W_{и} = W_{а} + W_{к} + W_{с},$$

где $W_{и}$ — полная энергия импульса; $W_{а}$ — энергия, поступающая на анод; $W_{к}$ — энергия, поступающая на катод; $W_{с}$ — энергия, рассеиваемая в канале разряда.

Численное определение каждой из составляющих представляет достаточно сложную задачу, не имеющую точного решения. В результате исследований по определению теплоты, затрачиваемой при выполнении процессов на аноде, катоде и рассеиваемой в канале разряда, получены следующие соотношения [4]: $q_{к}/q_{а} = 0,25$; $q_{а} = 0,8q_{эф}$, где $q_{к}$, $q_{а}$ — затраты тепловой энергии на катоде и аноде соответственно; $q_{эф}$ — эффективные, общие затраты тепловой энергии. Тогда с достаточной степенью точности можно использовать соотношения $W_{к}/W_{а} = 0,25$, $W_{а} = 0,8W_{и}$ и энергия, поступающая на катод упрочняемой поверхности в течение 1 мин, определится как $W_{к} = 0,2W_{и}$.

Приведенная энергия искровых разрядов, расходуемая на единицу упрочняемой поверхности в течение 1 мин,

$$W'_{и} = \Sigma W_{к}/F_{м},$$

где $\Sigma W_{к}$ — суммарная энергия искровых разрядов, поступающая на катод в течение 1 мин; $F_{м}$ — площадь обрабатываемой поверхности в течение 1 мин.

При усредненном значении энергии одного разряда $W_{и}$ суммарная энергия искровых разрядов, поступающая на катод в течение 1 мин, определяется по формуле

$$\Sigma W_{к} = 0,2N_{и}W_{и} = 0,2W_{и}(60f_{и}K_{и}),$$

где $N_{и}$ — среднее число импульсов, состоявшихся в течение 1 мин; $K_{и}$ — коэффициент, определяющий вероятность прохождения искрового разряда [5]. Площадь обрабатываемой поверхности в квадратных сантиметрах в течение 1 мин определяется из соотношения $F_{м} = \pi d_3 S_{м} \cdot 10^{-2}$, где d_3 — диаметр обрабатываемой детали; $S_{м}$ — скорость продольного перемещения анода.

Для проведения исследований отобраны пробы следующих концентратов: шеелитового, датолитового, бадделеитового, усредненный состав которых приведен в табл. 1. При выборе концентратов основывались на основе анализа их химического состава и необходимости содержания в концентратах элементов, образующих карбиды, нитриды (шеелитовый, бадделеитовый) и бориды (датолитовый). Размер фракций порошковых концентратов при исследованиях не превышал 0,08 мм.

Шероховатость поверхности определена с использованием профилографа-профилометра модели «Калибр-201». Исследования фазового состава полученных покрытий выполнены на дифрактометре ДРОН-3М.

Результаты выполненных исследований показывают, что наибольшую толщину покрытия (38 мкм) обеспечивает применение шеелитового концентрата, при использовании бадделеитового концентрата толщина покрытия составляет 26 мкм, наименьшая толщина покрытия (20 мкм) наблюдается при применении датолитового концентрата. Наибольшие микротвердость и шероховатость наблюдаются при применении ше-

Таблица 1

Усредненный состав используемых концентратов, %

Концентрат	WO ₃	B ₂ O ₃	ZrO ₂	SiO ₂	CaO	MgO	MnO	Al ₂ O ₃	TiO ₂	FeO	Fe ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	Na ₂ O	Прочие
Шеелитовый	59,5	—	—	2,9	26,8	1,6	—	—	0,2	0,6	3,8	1,7	0,3	2,6
Датолитовый	—	17,4	—	36,7	31,2	0,3	—	0,8	0,1	0,5	2,1	—	0,1	10,8
Бадделеитовый	—	—	49,7	30,2	4,1	7,4	0,3	1,4	0,1	0,4	1,7	—	0,1	4,6

Таблица 2

Характеристики образуемых покрытий

Концентрат	Толщина покрытия T_n , мкм	Микротвердость покрытия H_n , ГПа	Толщина переходной зоны, мкм	Шероховатость поверхности Ra , мкм	Фазовый состав покрытий
Шеелитовый	15...38	9,7...10,1	18...30	6,0...10,0	Fe; WO ₃ ; FeW; WFe ₂ ; W; WC
Датолитовый	10...20	9,1...9,5	16...30	5,0...9,5	Fe; FeB; B ₄ C
Бадделеитовый	12...26	9,2...9,5	14...28	5,0...9,5	Fe; ZrO ₂ ; ZrFe ₂ ; Zr

Таблица 3

Уровни изменяемых факторов

Уровень варьирования фактора	Концентрат	Приведенная энергия искровых разрядов W'_n , кДж/см ²	Частота вращения заготовок n_3 , об/мин	Расход порошка q , г/мин
Основной (0)	Шеелитовый	5,5	45	0,40
Нижний (-1)	Датолитовый	3,3	10	0,31
Верхний (+1)	Бадделеитовый	7,7	80	0,49
Формула кодирования	x_1	$x_2 = \frac{W'_n - 5,5}{2,2}$	$x_3 = \frac{n_3 - 45}{35}$	$x_4 = \frac{q_n - 0,4}{0,09}$

елитового концентрата. Рентгенофазовый анализ образуемых покрытий показал, что их основой является материал подложки, легированный элементами, входящими в состав концентратов. При этом наблюдаются образование интерметаллидных фаз: FeW, WFe₂, ZrFe₂, а также FeB; незначительное восстановление вольфрама и циркония из концентратов; образование карбидов. Остальные характеристики покрытий приведены в табл. 2.

При получении закономерностей, определяющих взаимосвязь состава порошковых концентратов, основных технологических и энергетических параметров процесса с толщиной T_n , микротвердостью покрытия H_n , износом поверхности при трении без смазки U и коэффициентом трения f , использовался статистический метод планирования эксперимента [7, 8]. Исследование выполнено в два этапа: 1) получение зависимостей толщины образования покрытия и микротвердости от технологических параметров процесса ЭИЛ; 2) получение зависимостей износа и коэффициента трения покрытий от технологических параметров процесса.

На первом этапе эксперименты проводились по плану Бокса—Бенкина для четырех факторов. План выбран из-за сравнительно небольшого числа опытов ($n = 27$) при изменении переменных на трех уровнях, ротальности плана (равенство ошибок прогноза для равноудаленных от центра плана точек) и возможности разбиения опытов на ортогональные блоки.

В качестве переменных рассматривались следующие факторы: материал порошка, приведенная энергия искровых разрядов W'_n , частота вращения заготовок n_3 , расход порошка q .

Интервалы варьирования исследуемых факторов приведены в табл. 3. Остальные технологические входные параметры приняты постоянными как обеспечивающие устойчивость процесса и не оказывающие значительного влияния на результаты экспериментов для используемых заготовок из стали ВСтЗпс диаметром 45 мм: частота вращения электрода — анода $n_3 = 45$ об/мин; скорость продольного перемещения электрода — анода $S_m = 10$ мм/мин; межэлектродный зазор 1,0 мм; частота следования импульсов $f_n = 100$ Гц. Тогда определяется площадь обрабатываемой в течение 1 мин поверхности: $F_m = 14,1$ см².

Среднее значение толщины образуемого покрытия определялось по 6 замерам диаметров образцов до и после выполнения процесса ЭИЛ с помощью микрометра фирмы Mitutoyo с точностью до 1 мкм.

Было выполнено 27 опытов, по 4 образца на каждый опыт по плану (табл. 4). В каждом блоке опыты рандомизированы: во втором столбце табл. 4 указан случайно выбранный номера опыта. Разбиение на блоки, в каждом из которых опыты отделены временным промежутком, гораздо меньшим, чем промежуток времени между блоками, гарантирует существенный выигрыш в точности всех оценок, так как в ошибку эксперимента не войдет составляющая, определяемая наличием разницы между блоками, т. е. дрейфом.

Предложенный план и математическая обработка результатов эксперимента позволяют оценить по методу наименьших квадратов коэффициенты a регрессионного уравнения

Таблица 4

План проведения эксперимента и средние значения измерений

Блок эксперимента	Номер опыта	Кодированные переменные				Средние значения результатов исследований	
		x_1	x_2	x_3	x_4	Микротвердость H_{μ} , ГПа	Толщина покрытия T_n , мкм
I	7	1	-1	0	0	9,3	14,0
	8	-1	-1	0	0	9,3	15,0
	6	1	1	0	0	9,4	25,0
	3	-1	1	0	0	9,5	26,0
	2	0	0	1	-1	9,9	10,0
	1	0	0	-1	-1	10,1	17,1
	9	0	0	1	1	9,9	10,2
	4	0	0	-1	1	10,1	17,3
	5	0	0	0	0	10,0	13,1
II	2	-1	0	0	-1	9,4	20,5
	1	1	0	0	-1	9,4	19,3
	4	-1	0	0	1	9,4	20,7
	6	1	0	0	1	9,3	19,5
	7	0	-1	-1	0	9,8	13,0
	5	0	1	-1	0	10,0	21,4
	3	0	-1	1	0	9,7	8,6
	8	0	1	1	0	9,9	17,3
	9	0	0	0	0	10,0	13,0
III	3	0	-1	0	-1	10,0	10,5
	7	0	1	0	-1	10,1	19,2
	1	0	-1	0	1	9,8	10,7
	4	0	1	0	1	10,1	19,3
	8	-1	0	-1	0	9,5	27,0
	5	1	0	-1	0	9,5	26,0
	9	-1	0	1	0	9,4	14,3
	2	1	0	1	0	9,4	14,5
	6	0	0	0	0	10,1	12,9

Таблица 5

Экспериментальные уравнения регрессии для толщины покрытия и микротвердости от входных параметров

Концентрат	Уравнение регрессии в кодовых переменных	R^2
<i>Толщина покрытия</i>		
Шеелитовый	$T_n = 14,6 + 4,11x_2 - 2,92x_3 - 0,443x_4^2$	0,986
Бадделеитовый	$T_n = 19,8 + 5,78x_2 - 5,61x_3 + 0,797x_4 - 0,443x_4^2$	
Датолитовый	$T_n = 20,7 + 6,06x_2 - 6,06x_3 + 0,933x_4 - 0,443x_4^2$	
<i>Микротвердость</i>		
Шеелитовый	$H_{\mu} = 10,0 + 0,10x_2 - 0,067x_3 - 0,075x_4^2$	0,959
Бадделеитовый	$H_{\mu} = 9,41 + 0,10x_2 - 0,067x_3 - 0,075x_4^2$	
Датолитовый	$H_{\mu} = 9,44 + 0,10x_2 - 0,067x_3 - 0,075x_4^2$	

$$Y = a_0 + \sum_{i=1}^4 a_i x_i + \sum_{1 \leq i < j \leq 4} a_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^4 a_{ii} x_i^2, \quad (1)$$

где Y — любой из выходных параметров процесса ЭИЛ — T_n , H_{μ} ; x_i — кодированные значения входных параметров W'_n , n_3 , q и материала концентрата ($i = 1..4$).

Полученные уравнения регрессии хорошо согласовывались с опытными данными, но наличие значительного свободного члена в уравнении для толщины покрытия при переходе к натуральным переменным затрудняло его интерпретацию. Было введено дополнительное требование: $T_n = 0$ при $W'_n = 0$, $n_3 = 0$, $q = 0$.

Кроме того, при более глубоком анализе уровней факторов пришли к выводу о необоснованно жестком закреплении числовых значений уровней материала покрытия.

Приняв два уровня фактора x_1 такими, как и прежде (0 — соответствует шеелитовому концентрату, 1 — бадделитовому), уровень для датолитового концентрата подбором на ЭВМ определили равным 1,09. Критерием подбора служило значение коэффициента детерминации R^2 при оценке коэффициентов уравнения для толщины покрытия. Значимые коэффициенты уравнения (1) и коэффициенты детерминации R^2 приведены в табл. 5.

Введение блоков показало наличие небольшого временного дрейфа в опытных данных и позволило улучшить статистические показатели точности оценок, например для толщины легированного слоя T_n коэффициент детерминации R^2 , характеризующий соответствие уравнения исходным данным, повысился с 0,973 до 0,986.

Большие значения шероховатости формируемого покрытия ($Ra > 8$ мкм) определили необходимость перед испытаниями на износ выполнить операцию гладкого обкатывания (ППД) шаром диаметром 6,0 мм с упругим поджатием при усилии $P = 320$ Н [9]. После обкатывания шероховатость покрытия не превышала $Ra = 1,3$ мкм.

Сравнительные испытания на износ выполнялись на машине трения МТ-22П по схеме «вал—втулка» без смазки под нагрузкой 100 и 300 Н при скорости скольжения 0,25 и 0,4 м/с. Контртело выполнено в виде сегмента из закаленной стали Х12Ф1 (56...58 HRC). Износ оценивался по изменению линейных размеров с помощью микрометра по 6 замерам и расчетов среднего значения на каждый километр пути трения. Длительность испытания составляла 10 км пути. Коэффициент трения определялся по отношению силы трения к нормальной нагрузке по результатам замеров, выполненных после достижения периода приработки.

На втором этапе проведения экспериментов при изучении взаимосвязи триботехнических характеристик полученных покрытий (износа поверхности U и коэффициента трения f) от режимов легирования и условий

испытаний рассматривались шесть факторов — к четырем факторам, определяющим условия легирования, добавились два фактора, характеризующие условия испытаний: скорость скольжения поверхности образцов при испытании V и контактное давление P . План эксперимента сочетает предыдущий план с планом полного факторного эксперимента типа 2^2 .

С помощью предложенного плана оценивались коэффициенты регрессионного уравнения второго порядка

$$P = a_0 + \sum_{i=1}^6 a_i x_i + \sum_{i=1}^4 a_{ii} x_i^2 + \sum_{j<i=2}^6 a_{ij} x_i x_j,$$

где P — любой из исследуемых параметров U, f ; x_1, \dots, x_4 — входные параметры; x_5, x_6 — переменные, кодированные по формулам: $x_5 = (P - 200)/100$ и $x_6 = (V - 0,325)/0,075$ для двух вновь введенных факторов P и V соответственно, изменяющихся в интервалах $100 \leq P \leq 300$ Н; $0,25 \leq V \leq 0,4$ м/с. Методом подбора уровень x_1 , соответствующий датолитовому концентрату, вместо -1 был оценен как 0,9 при расчете коэффициентов уравнения износа U и 1,1 при расчете коэффициентов уравнения трения f . При оценке износа вводилось дополнительное требование: $U = 0$ при нулевых значениях исходных переменных.

В табл. 6 приведены полученные уравнения регрессии и их коэффициенты детерминации. Индексы — «б», «д», «ш» у коэффициентов уравнения указывают на то, что это уравнение относится к соответствующему материалу порошка.

Уравнения регрессии для четырех исследуемых параметров: толщины покрытия, микротвердости, износа поверхности и коэффициента трения при переходе к натуральным переменным W'_n, n_3, q, P, V в зависимости от состава порошка имеют приведенный ниже вид.

Для порошка из шеелитового концентрата:

$$T_n = 1,868W'_n - 0,084n_3 + 43,75q - 54,69q^2;$$

$$H_\mu = 9,367 + 0,216W'_n - 0,002n_3 - 0,015(W'_n)^2;$$

Таблица 6

Экспериментальные зависимости

Уравнения регрессии в кодированных переменных	Значения коэффициентов уравнения	R^2
$U = a_0 - 0,3953x_2 + 0,2420x_3 + 0,0667x_4 + 0,2178x_5 + 0,1079x_6 - 0,0487x_4x_6 - 0,0528x_4^2$	$a_0^u = 2,364$	0,943
	$a_0^d = 2,633$	
	$a_0^a = 2,606$	
$f = a_0 - 0,3667x_2 + (4,604x_3 + a_4x_4 + 1,690x_5 + 6,196x_5^2) \cdot 10^{-2}$	$a_0^u = 0,593; a_4^u = 4,200$	0,898
	$a_0^d = 0,696; a_4^d = 1,369$	
	$a_0^a = 0,706; a_4^a = 1,085$	

$$U = -0,141 - 0,180W'_n + 0,007n_3 + 8,303q + 0,002P + 4,327V - 7,221qV - 6,519q^2;$$

$$f = 0,792 - 0,157W'_n + 0,001n_3 + 0,467q + 0,0002P + 0,013(W'_n)^2.$$

Для порошка из бадделеитового концентрата:

$$T_n = 2,627W'_n + 0,160n_3 + 52,61q - 54,69q^2;$$

$$H_\mu = 8,774 + 0,216W'_n - 0,002n_3 - 0,015(W'_n)^2;$$

$$U = 0,128 - 0,180W'_n + 0,007n_3 + 8,303q + 0,002P + 4,327V - 7,221qV - 6,519q^2;$$

$$f = 1,021 - 0,157W'_n + 0,001n_3 + 0,152q + 0,0002P + 0,013(W'_n)^2.$$

Для порошка из датолитового концентрата:

$$T_n = 2,756W'_n + 0,173n_3 + 54,12q - 54,69q^2;$$

$$H_\mu = 8,810 + 0,216W'_n - 0,002n_3 - 0,015(W'_n)^2;$$

$$U = 0,289 - 0,180W'_n + 0,007n_3 + 8,303q + 0,002P + 4,327V - 7,221qV - 6,519q^2;$$

$$f = 1,044 - 0,157W'_n + 0,010n_3 + 0,121q + 0,0002P + 0,013(W'_n)^2.$$

Полученным значением свободного члена в уравнении регрессии, определяющим T_n , приведенном к натуральным переменным W'_n , n_3 , q , пренебрегаем ввиду его небольшой величины.

Анализ результатов исследований

Полученные уравнения регрессии, определяющие толщину образуемых покрытий T_n , износ U , коэффициент трения f и микротвердость H_μ для всех видов исследуемых материалов в зависимости от приведенной энергии искровых разрядов $W'_n(x_2)$ и частоты вращения заготовок $n_3(x_3)$, приведенные в табл. 6, идентичны. С увеличением W'_n толщина образуемого покрытия возрастает, микротвердость покрытия повышается до значения энергии $W'_n = 7$ кДж/см². С увеличением частоты вращения заготовок параметры T_n и H_μ уменьшаются, параметры U и f увеличиваются. Наличие в регрессионных уравнениях квадратичных членов относительно W'_n и q показывает, что влияние приведенной энергии и массы расходуемого порошка нелинейно. Эти экстремальные значения W'_n и q важны для практических задач [9].

Зависимость значений износа U и коэффициентов трения f от давления $P(x_3)$, скорости скольжения $V(x_6)$ и частоты вращения заготовки $n_3(x_3)$ линейная, возрастающая; наименьшим значениям этих триботехнических параметров соответствуют условия: $n_3 = 10$ об/мин; $P = 100$ Н; $V = 0,25$ м/с. Учитывая знаки коэффициентов при слагаемых, содержащих x_4 , в уравнениях регрессии относительно U и f , принимаем $q = 0,31$ г/мин для наименьших значений износа и коэффициента трения в области исследования: для шеелитового концентрата — $U = 1,23$ мкм/км при $W'_n = 7,7$ кДж/см², $f = 0,48$ при $W'_n = 6,2$ кДж/см²; бадделеитового концентрата — $U = 1,50$ мкм/км при $W'_n = 7,7$ кДж/см², $f = 0,61$ при $W'_n = 6,2$ кДж/см²; датолитового концентрата — $U = 1,47$ мкм/км при $W'_n = 7,7$ кДж/см², $f = 0,63$ при $W'_n = 6,2$ кДж/см².

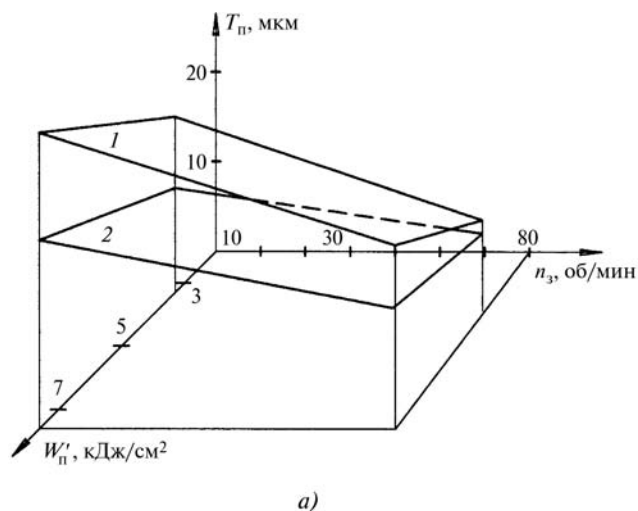
Дополнительная оценка влияния на изучаемые параметры T_n , U , f , H_μ с помощью дисперсионного анализа проведена для наиболее важных факторов — материала порошка, приведенной энергии W'_n и числа оборотов заготовки n_3 . В табл. 7 сравниваются доли (в %) вариации, приходящейся в среднем на каждый из изучаемых факторов, от общей изменчивости каждого из параметров T_n , U , f , H_μ . Доля влияния взаимодействий незначительна.

Таблица 7
Степень влияния изучаемых факторов (в %) на параметры T_n, f, H_μ

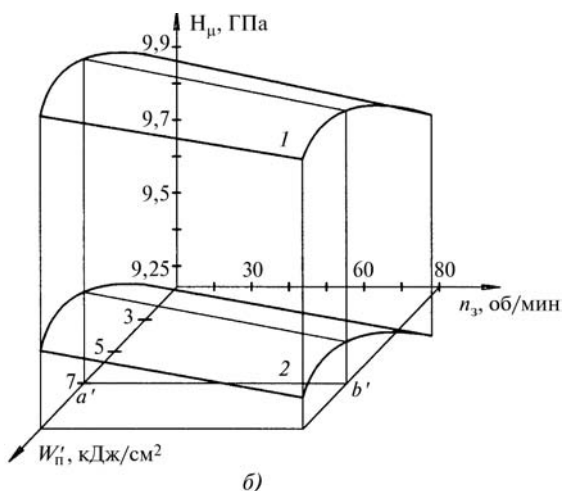
Фактор	Исследуемый параметр			
	Толщина покрытия T_n , мкм	Износ поверхности U , мкм/км	Коэффициент трения f	Микротвердость H_μ , ГПа
Материал порошка	24,0	27,0	38,9	69,4
Приведенная энергия W'_n	40,2	21,9	23,4	18,0
Число оборотов n_3	28,9	22,6	19,1	6,6

Наибольшее влияние на все изучаемые выходные параметры (кроме толщины покрытия T_n) оказывает материал порошка. Для микротвердости его состав является основным среди изучаемых параметров. Влияние приведенной энергии искровых разрядов W'_n для толщины покрытия значительно (40,2 %), сравнимо с влиянием других параметров процесса легирования для триботехнических характеристик и меньше (18 %) для микротвердости покрытия. Влияние числа оборотов заготовки более равномерно (19...29 %) для всех изучаемых параметров, за исключением микротвердости.

Оценивалась степень линейной зависимости между рассматриваемыми параметрами с помощью коэффициента корреляции. Наибольшее его числовое значение



а)

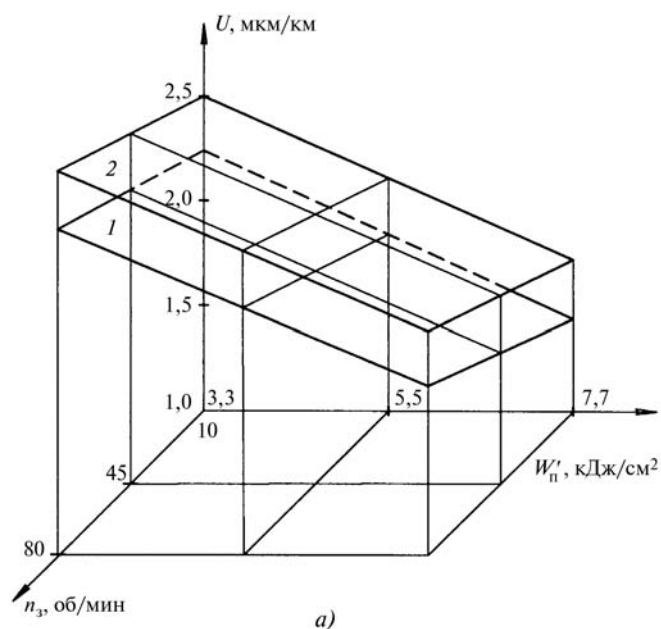


б)

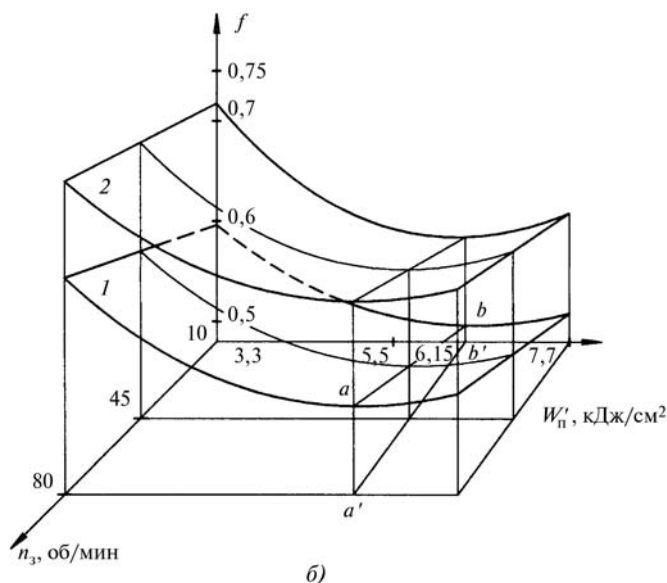
Рис. 2. Зависимости толщины покрытия T_n (а) и микротвердости покрытия H_μ (б) от приведенной энергии разрядов W'_n , частоты вращения заготовки n_3 для шеелитового (1); бадделеитового и датолитового (2) концентратов

ние приходится на связь между толщиной покрытия и износом U : коэффициент корреляции $r(T_n, U) = 0,87$ для бадделеитового и датолитового концентратов; $r(T_n, U) = 0,89$ для шеелитового концентрата. Уравнения зависимости в линейной форме получились соответственно: $T_n = 60,05 - 15,27U$ и $T_n = 34,68 - 8,86U$. Используя эти уравнения, можно по допустимому значению износа покрытия вычислить необходимую толщину покрытия. Связи остальных параметров оцениваются слабее: $r(H_\mu, U) = 0,77$; $r(H_\mu, f) = 0,75$; $r(U, f) = 0,72$; $r(H_\mu, T_n) = 0,73$.

На рис. 2 а, б представлены зависимости толщины образуемого покрытия и его микротвердости от приведенной энергии искровых разрядов и частоты вращения заготовки для исследуемых концентратов. Зависимости $H_\mu = \varphi(W'_n)$ имеют линию максимумов $a' - b'$ при значении $W'_n = 7,0$ кДж/см².



а)



б)

Рис. 3. Зависимости износа покрытия U (а) и коэффициентов трения f (б) без подвода смазки от приведенной энергии разрядов W'_n и частоты вращения заготовки n_3 для шеелитового (1); бадделеитового и датолитового (2) концентратов

На рис. 3 а, б приведены зависимости средних значений износа покрытия и коэффициента трения от приведенной энергии искровых разрядов и частоты вращения заготовки, расположение линий минимумов коэффициента трения приходится на $W'_n = 6,15$ кДж/см² для рассматриваемых концентратов.

На рис. 4 приведены линии уровней толщины образуемых покрытий T_n , средней величины износа покрытия U и микротвердости покрытия H_μ в зависимости от частоты вращения заготовки n_3 и приведенной энергии W'_n при $P = 100$ Н, $V = 0,25$ м/с при фиксированных значениях массы порошка. Рассмотрим ис-

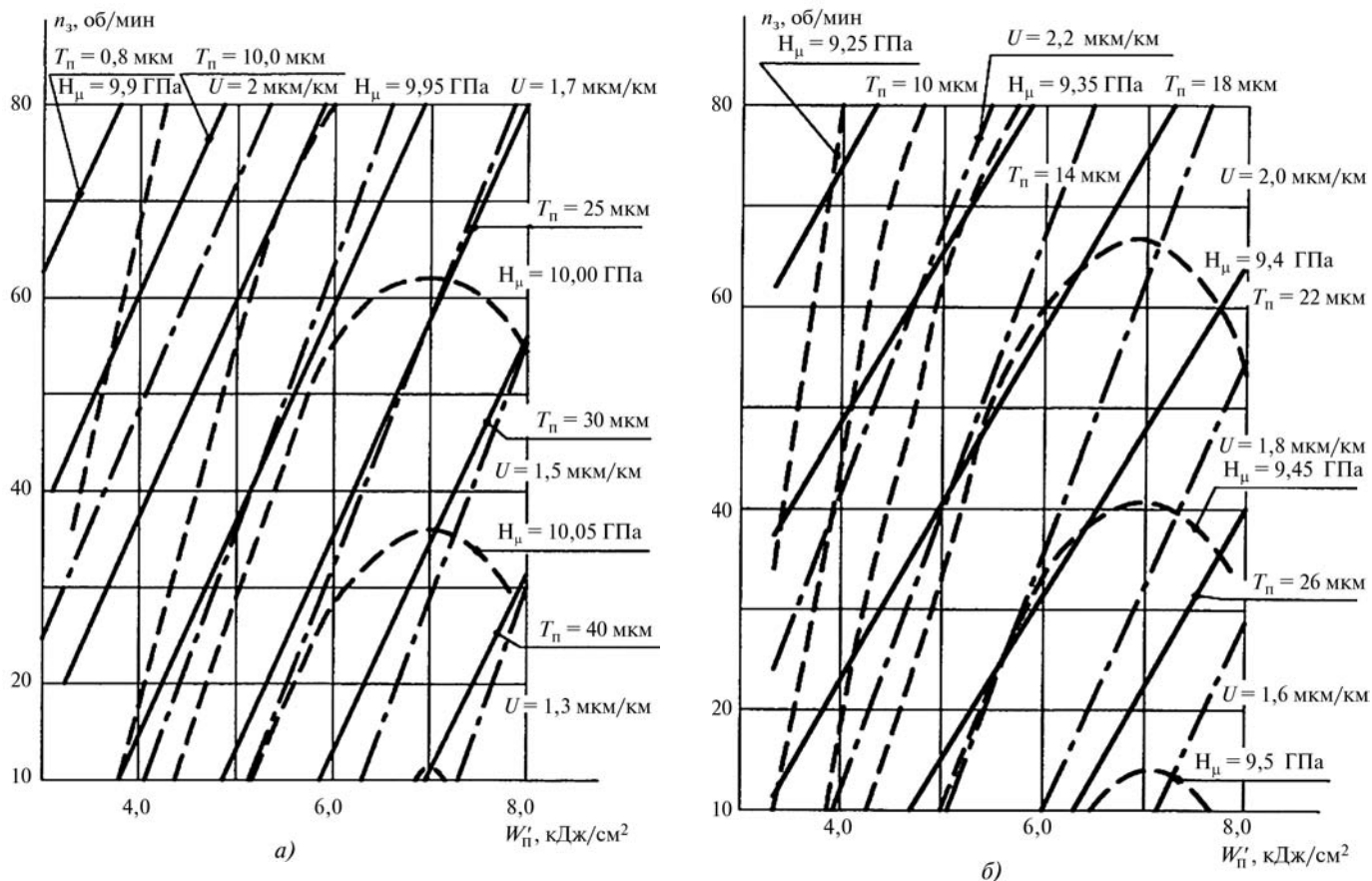


Рис. 4. Линии уровня толщины покрытия T_n (—), микротвердости H_μ (----), износа U (— · —) в плоскости $W'_n - n_3$ при фиксированных значениях расхода массы порошка $q = 0,31$ г/мин, давления $P = 1$ МПа, скорости скольжения $V = 0,25$ м/с для шеелитового (а), бадделеитового и датолитового (б) концентратов

пользование линий уровня характеристик легированного слоя для выбора оптимального режима процесса ЭИЛ. Если необходим участок поверхности с износом $U \leq 1,3$ мкм/км при $P = 100$ Н, $V = 0,25$ м/с, то приходится выбирать шеелитовый концентрат (рис. 4, а) и обращать внимание на часть плоскости (W'_n, n_3), расположенную ниже и правее прямой $U = 1,3$ мкм/км. Если микротвердость покрытия $H_\mu = 10,1$ ГПа и толщина слоя $T_n \approx 40$ мкм устраивают исследователя, то можно ограничиться следующими режимами легирования: $7,1 \leq W'_n \leq 7,7$ кДж/см², $10 \leq n_3 \leq 17$ об/мин.

Сравним толщину T_n слоя легирования и износ U поверхности при трении для различных материалов порошков. Рассмотрим участок плоскости (W'_n, n_3) на рис. 4, а в верхнем левом углу, где близко проходят линии уровней $T_n = 10$ мкм, $U = 2,1$ мкм/км, при $P = 100$ Н, $V = 0,25$ м/с, при этом $H_\mu \approx 9,9$ ГПа, при режимах легирования $4,5 \leq W'_n \leq 5,2$ кДж/см² и $65 \leq n_3 \leq 80$ об/мин для покрытий из шеелитового концентрата. Определим требования к толщине и микротвердости для образуемого покрытия из датолитового концентрата для обеспечения предполагаемого износа не более $U = 2,1$ мкм/км (рис. 4, б). Для этого рассмотрим участок плоскости (W'_n, n_3),

в котором проходят линии уровней $T_n = 23...25$ мкм, $U = 2,0-2,2$ мкм/км при $P = 100$ Н, $V = 0,25$ м/с. Требуемые толщина покрытия $T_n \geq 18$ мкм, микротвердость $H_\mu \geq 9,4$ ГПа, обеспечиваемые при $W'_n = 5,5...6,5$ кДж/см² и частоте вращения заготовки $50 \leq n_3 \leq 65$ об/мин.

Полученная информация о толщинах образуемых покрытий и значениях износа позволяет в первом приближении определить ресурс работы исследуемых покрытий и назначить соответствующие режимы процесса. Так, покрытия, образуемые при использовании шеелитового концентрата, имеют ресурс работы 5,24 км при $T_n = 11$ мкм, $H_\mu = 9,8$ ГПа и 30 км при $T_n = 40$ мкм, $H_\mu = 10,05$ ГПа; при использовании бадделеитового и датолитового концентратов ресурс работы покрытия составляет 8,57 км при $T_n = 18$ мкм, $H_\mu = 9,4$ ГПа и 16,25 км при $T_n = 26$ мкм, $H_\mu = 9,5$ ГПа.

Основные выводы

1. Полученные экспериментальные зависимости позволяют определить ресурс работы образованных покрытий и выбрать необходимые параметры режимов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

2. При формировании покрытий на стальной основе с использованием в качестве анодных материалов минеральных концентратов (шеелитового, датолитового, бадделеитового) наибольшую толщину покрытий и их микротвердость обеспечивает шеелитовый концентрат. Установлена взаимосвязь между толщиной, микротвердостью и шероховатостью образуемых покрытий.

3. Установлена взаимосвязь толщины образуемого покрытия, микротвердости, значений износа, коэффициента внешнего трения и вида порошкового минерального концентрата и режимов технологического процесса ЭИЛ.

4. Математическим методом планирования эксперимента получены уравнения регрессии, позволяющие определить толщину образуемых покрытий, износ, коэффициент трения и микротвердость для всех видов исследуемых материалов в зависимости от технологических параметров — приведенной энергии искровых разрядов, частоты вращения заготовок, расхода порошка и натуральных переменных. Наиболее важными факторами являются материал порошка, приведенная энергия и число оборотов заготовки. Влияние других факторов незначительное.

Полученные экспериментальные зависимости позволяют определить ресурс работы образованных покрытий и выбирать необходимые параметры режимов обработки.

1. **Верхотуров А.Д., Лебухова Н.В.** Комплексное использование минерального сырья в порошковой металлургии. Владивосток: Дальнаука, 1998. 116 с.

2. **Бабенко Э.Г., Верхотуров А.Д., Григоренко В.Г.** Основные аспекты транспортного минералогического материаловедения. Владивосток: Дальнаука, 2004. 224 с.

3. **Электродные материалы для электроискрового легирования / А.Д. Верхотуров и др. М.: Наука, 1988. 224 с.**

4. **Золотых Б.Н.** Физические основы электроискровой обработки металлов. М.: Гостехтеоретиздат, 1953. 107 с.

5. **Мулин Ю.И.** Особенности формирования структуры и свойства покрытий, нанесенных методом электроискрового легирования на сталь // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 4. С. 60—66.

6. **Смагин С.И., Власенко В.Д., Мулин Ю.И.** Моделирование параметров процесса электроискрового легирования для образования функциональных поверхностей // Вычислительные технологии. 2009. Т. 14. № 3. С. 79—85.

7. **Петрович М.А., Давидович М.И.** Статистическое оценивание и проверка гипотез на ЭВМ. М.: Финансы и статистика. 1969. 189 с.

8. **Дрейпер Н., Смит Г.** Прикладной регрессионный анализ. М.: Финансы и статистика. 1985. 351 с.

9. **Верхотуров А.Д., Мулин Ю.И., Климова Л.А.** Упрочнение поверхностей электроискровым легированием порошковыми материалами из минерального сырья // Электронная обработка материалов. 2003. № 2. С. 30—33.

УДК 621.375.826

В.А. Ким, А.В. Усатый (Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет),
Ш.А. Каримов (Ташкентский государственный технический университет, Узбекистан)
 E-mail: kmtnm@knastu.ru

Лазерное упрочнение инструментальной стали SKD61

Определены режимы лазерной закалки инструментальной стали SKD61 (Япония) с оплавлением, обеспечивающие максимальную микротвердость упрочненной структуры. Показано, что в зависимости от плотности теплового потока лазерного излучения закаленные поверхностные структуры, сформированные из жидкофазного состояния, группируются в четыре основных типа. Рассчитаны количественные показатели структурной организации каждого типа закаленных структур.

Ключевые слова: лазерная обработка, закалка, жидкофазное состояние, структура, фрактальная размерность, плотность границ раздела, плотность теплового потока.

Modes of laser training of tool SKD61 steel (Japan) with an melt, providing the maximum microhardness of the strengthened structure are defined. It is shown that depending on density of a thermal stream of the laser radiation, the tempered superficial structures created from a liquid-phase condition, are grouped on four main types. Quantitative indices of the structural organization of each type of the tempered structures are calculated.

Keywords: laser processing, training, liquid-phase condition, structure, fractal dimension, density of borders undressed, density of a thermal stream.

Введение

В Дальневосточном федеральном округе активно развиваются предприятия глубокой переработки древе-

сины, оснащаемые современным оборудованием преимущественно японского производства. Деревообрабатывающие станки используют режущие инструменты из высоколегированных углеродистых сталей, повышение

работоспособности и надежности которых является актуальной задачей. Эффективным способом повышения износостойкости режущего инструмента является обработка материала высококонцентрированными потоками энергии, к которым относят лазерное излучение. В зависимости от режимов лазерного воздействия и теплофизических свойств материалов реализуются различные неравновесные механизмы образования упрочненных и модифицированных структур, в том числе твердофазная и жидкофазная закалка, генерация разномасштабных дефектов кристаллического строения, химические реакции и металлургические процессы. Образуемые при этом структуры характеризуются набором уникальных функциональных свойств [1, 2].

Лазерное упрочнение углеродистых высоколегированных инструментальных сталей требует особого подхода, связанного с особенностью их химического состава и структурной организации в закаленном состоянии. Большинство таких инструментальных сталей представляют пересыщенные твердые растворы, которые после закалки образуют неравновесные мартенситные структуры. При этом их даже кратковременный нагрев выше температуры плавления приводит к выделению растворенных избыточных фаз в виде карбидов, интерметаллидов и химических соединений, обуславливающих необратимые структурные изменения матрицы и потерю ее твердости. Высокие скорости нагрева и охлаждения при лазерном воздействии на металлические материалы приводят к смещению критических температур фазово-структурных переходов и повышению скоростей диффузионного массопереноса. В сплавах на основе железа это ведет к повышению устойчивости остаточного аустенита и увеличению его содержания в закаленных структурах, что обуславливает снижение механической прочности и износостойкости материала [3].

В статье рассмотрены результаты исследований лазерной обработки инструментальной углеродистой высоколегированной стали японского производства SKD61, устанавливающих взаимосвязь характера упрочнения материала с его структурной организацией, описываемой с помощью набора количественных показателей, определяемых методом компьютерной металлографии.

Методика исследования

Лазерное упрочнение проводилось на импульсной технологической установке LRS-300 при обра-

ботке легированной инструментальной стали SKD61 (Япония), химический состав которой приведен в табл. 1. Энергия лазерного излучения W определялась напряжением накачки лампы излучения U и длительностью импульса τ . Значение энергии импульса измерялось датчиком, входящим в конструкцию установки, и выводилось на экран монитора лазерного комплекса. Диаметр d пятна пучка в месте падения на обрабатываемую поверхность задавался ее положением относительно фокальной плоскости. Плотность энергетического потока излучения рассчитывалась по формуле

$$I = \frac{4W}{\pi d^2 \tau}. \quad (1)$$

Поверхность упрочнения представляла собой дорожку, состоящую из цепочки пятен лазерного воздействия с коэффициентом перекрытия 0,25. Микроструктура упрочненной поверхности анализировалась в сечении, перпендикулярном направлению перемещения луча, с помощью металлографического микроскопа «Микро-200» при увеличении 1000. Микротвердость определялась с помощью микротвердомера НМV-2.

Математическая обработка микроструктуры осуществлялась специальной программой Image.Pro.Plus.5.1 (США), позволяющей по цифровым изображениям рассчитывать количественные показатели структурной организации. В качестве таковых использовались фрактальная размерность границ раздела D , средняя площадь сечения микроструктурного объекта F_{cp} и средняя плотность границ q_{cp} , вычисляемая по формуле

$$q_{cp} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left(\frac{P_i}{F_i} \right), \quad (2)$$

где P_i , F_i — периметр и площадь каждого микроструктурного объекта соответственно; N — число микроструктурных объектов на одной фотографии.

В зависимости от кратности увеличения одно изображение структуры включало от 200 до 2500 микроструктурных объектов. Физический смысл количественных показателей средней плотности границ и удельного периметра границ освещен в [6, 7].

Таблица 1

Содержание основных легирующих элементов, %, исследуемой инструментальной стали SKD61

C	W	Cr	Mo	Co	Si	Ni	V	Mn	Cu
0,538	0,865	8,183	1,551	0,029	0,938	0,058	0,178	0,353	0,039

Полученные результаты и их анализ

На рис. 1 приведена микроструктура исходной закаленной инструментальной стали, представляющая собой мартенсит закалки, которая в дальнейшем подвергалась лазерной обработке. На рис. 2 показана зона термического влияния (ЗТВ) и примыкающая к ней область, сформированная в режиме жидкофазной закалки. На рис. 3 изображены микроструктуры, сформированные из расплавленного слоя, зафиксированные в разных его зонах и на разных режимах лазерного воздействия.

Исходная структура, до лазерной обработки, состоит главным образом из мелкодисперсного пластинчатого мартенсита с минимальным содержанием остаточного аустенита.

ЗТВ развивается за счет растворения карбидов в первичном аустенитном зерне, устойчивость которого возрастает по мере повышения содержания углерода и

легирующих элементов. ЗТВ состоит главным образом из остаточного аустенита, бесструктурного мартенсита и глобулярных карбидных образований, которые в виде точечных колоний преимущественно располагаются по границам раздела. Мезоструктура ЗТВ имеет выраженное градиентное строение, отличающееся в зависимости от режимов лазерного излучения глубиной распространения.

Высокая скорость нагрева и малый период времени нахождения материала в расплавленном состоянии при импульсном лазерном воздействии сохраняют в жидкофазной системе ближний порядок и структурную организацию межзеренных границ в таком виде, каким он был в исходной твердофазной системе. Если температура нагретого материала не превышает температуру кипения, которая может вызывать активный конвекционный массоперенос, то такое жидкофазное состояние близко по своей атомарной структурной организации к жидким кристаллам. В связи с градиентным распреде-

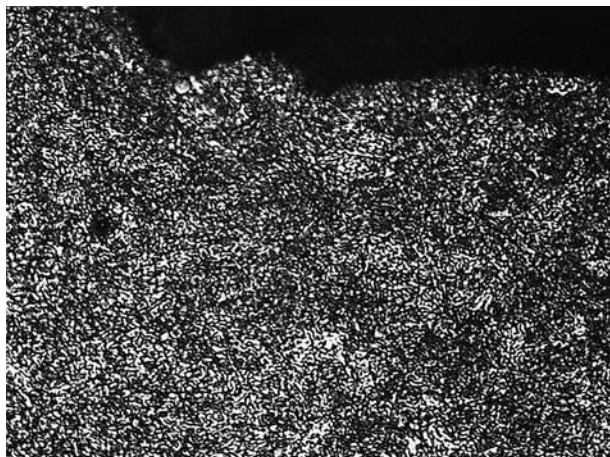


Рис. 1. Микроструктура закаленной инструментальной стали в исходном состоянии ($\times 1000$)

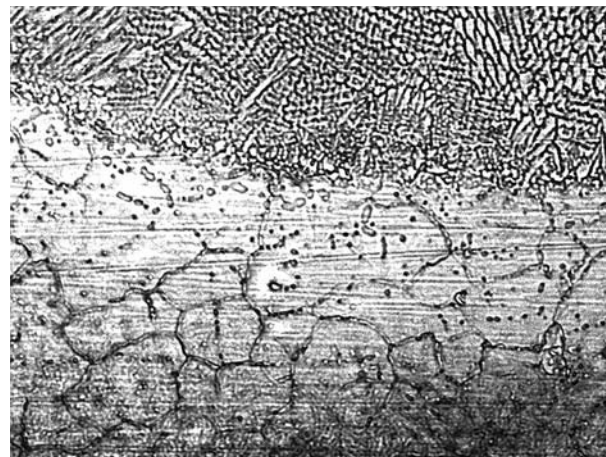
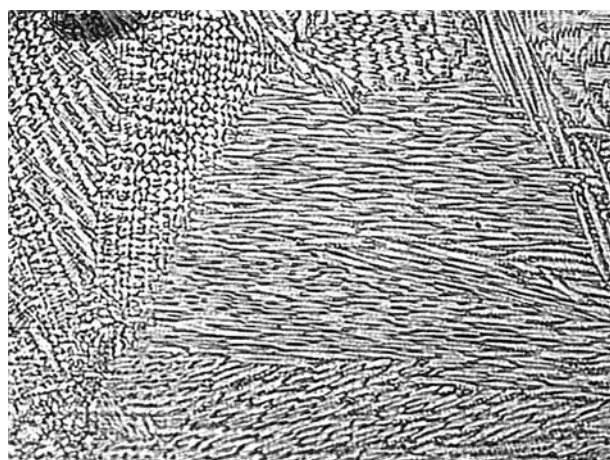
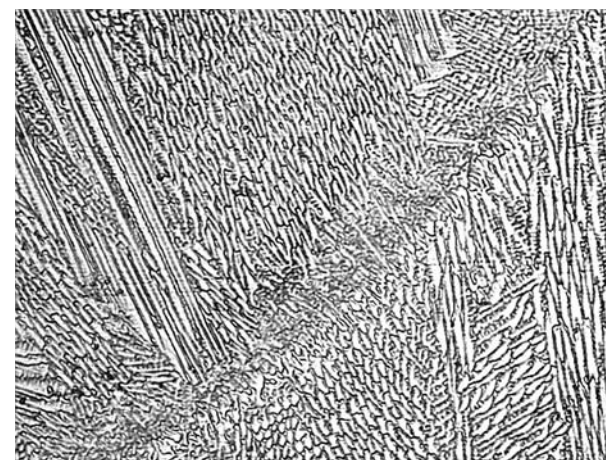


Рис. 2. Микроструктура зоны термического влияния и области, сформированной из жидкофазного состояния ($\times 1000$)



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура слоя, сформированного в режиме жидкофазной закалки при единичном (а) и двукратном (б) лазерном воздействии ($\times 1000$)

лением температуры в области лазерного воздействия слой расплавленного металла, примыкающий к зоне термического влияния, будет наиболее близок к жидкокристаллическому состоянию. На микроструктуре переходного слоя между зоной термического влияния и структурой, сформированной из расплава, видно, как межзеренная граница твердофазной зоны термического влияния без какого-либо нарушения переходит в межкластерную границу мезоструктуры, полученную в результате жидкофазной закалки (см. рис. 2).

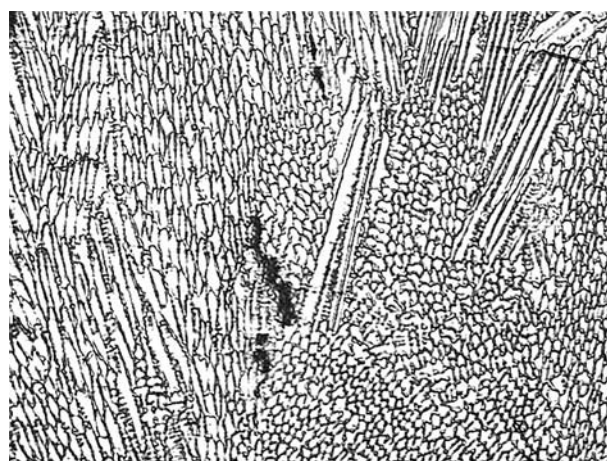
Микроструктура, полученная в результате жидкофазной закалки, характеризуется кластерным строением (см. рис. 3, а). Каждый кластер формируется из первичного аустенитного зерна исходной твердофазной микроструктуры и состоит из мелких и субмелких зерен, отличающихся высокой степенью ближнего и дальнего порядка, при этом граница исходного аустенитного зерна преобразуется в границу мезомасштабного кластера. Количество, форма и ориентация зерен внутри мезокластера определяются кристаллографической ориентацией исходного

аустенитного зерна относительно направления перемещения фронта плавления и кристаллизации, а также соотношением скоростей образования центров кристаллизации и роста самих кристаллитов [10].

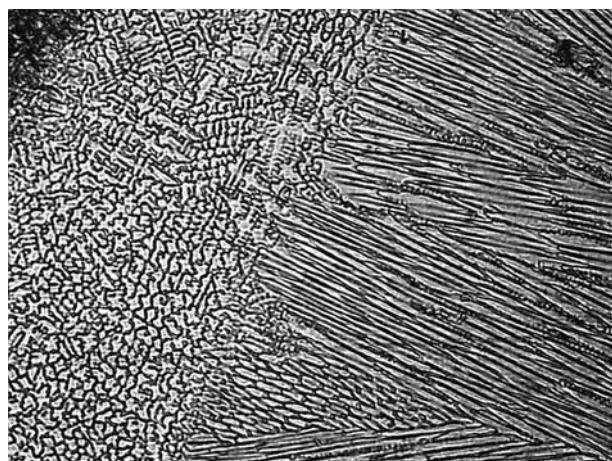
Установлено, что в структуре можно выделить четыре типа мезокластеров (рис. 4). Мезокластеры типа I состоят преимущественно из мелких равноосных зерен, типа II — из коротких дендритов первого порядка, типа III — из длинных столбчатых дендритов первого порядка и типа IV — из дендритов первого и второго порядка. Кластеры с вытянутыми дендритами первого порядка (тип III) встречаются реже. Каждый тип мезокластера характеризуется своими количественными показателями структурной организации, числовые значения которых приведены в табл. 2. Кластеры типа IV отличаются большим размером дендритов, и это отражается в снижении удельной плотности границ и фрактальной размерности. Наиболее активными с точки зрения блокирования подвижности дислокаций при пластической деформации являются кластеры типа I и II.



а)



б)



в)



г)

Рис. 4. Микроструктуры, сформированные в режиме жидкофазной закалки ($\times 1000$):

а...г — типы I...IV соответственно

Таблица 2

Количественные показатели структурной организации мезокластеров, сформированных лазерной обработкой

Структура	q_{cp} , мкм ⁻¹	F_{cp} , мкм ²	D
Исходная	6,27	10,99	1,264
ЗТВ	2,66	20,58	1,215
Кластер	Тип I	4,20	13,60
	Тип II	2,70	24,71
	Тип III	1,76	13,14
	Тип IV	2,78	17,07

В связи с высокой скоростью охлаждения расплавленного металла после лазерного воздействия, повышенной концентрацией кремния, хрома и других легирующих элементов в инструментальной стали структура, сформированная в результате лазерной жидкофазной закалки, состоит из бесструктурного мартенсита и остаточного аустенита. При этом содержание остаточного аустенита значительно выше по сравнению с традиционно закаленной структурой. По данным некоторых исследователей, объем остаточного аустенита в инструментальных сталях после закалки может достигать 22...24 % [9].

Структура, полученная в результате жидкофазной закалки, несет следы первичного и последующего лазерного воздействия. На рис. 3, а приведена микроструктура при единичном лазерном воздействии, а на рис. 3, б — при двукратном воздействии, где отчетливо видно предельное положение изотермы плавления от последующего лазерного импульса. Микроструктура, сформированная в результате вторичного оплавления и кристаллизации, отличается меньшим зерном, которое по мере приближения к положению изотермы становится еще более мелким. Возможность получения более мелкого зерна открывает перспективы повышения эффективности лазерной обработки материалов.

Механические свойства структуры, полученной в

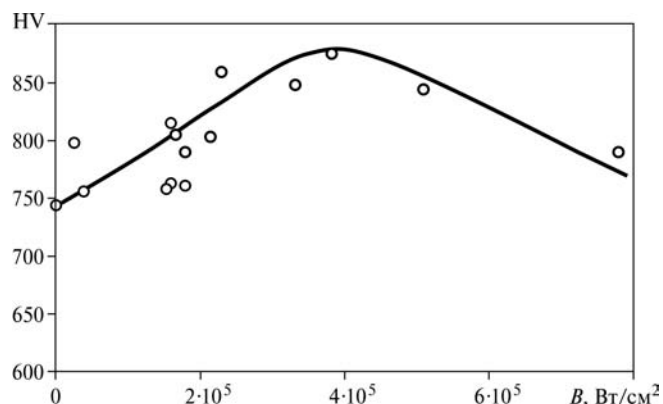


Рис. 5. Влияние плотности теплового потока V лазерного воздействия на микротвердость упрочненной поверхности в зоне жидкофазной закалки

режиме жидкофазной закалки, определяются совокупностью факторов. Степень развитости межзеренных границ раздела, бесструктурный мартенсит и мелкодисперсные выделения карбидов повышают микротвердость, а высокое содержание остаточного аустенита снижают ее. Степень развитости границ раздела количественно оценивается средней плотностью q_{cp} и фрактальной размерностью границ D . Средняя плотность границ учитывает влияние формы и размера микроструктурных объектов и геометрически интерпретируется как кривизна границы. Фрактальная размерность характеризует отклонение формы границы от прямой линии. Чем выше плотность периметра границы и фрактальная размерность микроструктурных объектов, тем выше их способность блокировать скольжение дислокаций и межзеренное смещение при пластической деформации, и как следствие этого, выше твердость материала.

В табл. 2 приведены числовые значения структурных показателей отдельных кластеров, которые в определенных комбинациях могут присутствовать практически во всех структурах, сформированных при различных режимах лазерного воздействия. Их конкретное соотношение труднопрогнозируемо, при этом в зависимости от сочетания типов кластеров количественные показатели структурной организации материала могут превосходить значения ее отдельных составляющих. Это объясняется тем, что разные комбинации типов кластеров образуют более развитые границы раздела. Тем не менее на основании полученных результатов можно предположить, что превалирование в структурной организации обработанного лазером материала кластеров типов I и II приводит к более высокому упрочнению.

На рис. 5 показано влияние плотности теплового потока лазерного излучения на микротвердость упрочненного поверхностного слоя, сформированного в режиме жидкофазной закалки, которая носит выраженный экстремальный характер. На рис. 6 приведена микроструктура, соответствующая максимальному значению микротвердости, структурная организация которой включает все указанные типы мезокластеров. Сводные количественные показатели этой микроструктуры: $D = 1,199$; $q_{cp} = 4,04$ мкм⁻¹; $F_{cp} = 13,46$ мкм².

Сравнительный анализ микротвердости и количественных показателей структурной организации показывает, что между ними наблюдается определенная связь. Так, наблюдается тенденция увеличения микротвердости с повышением развитости границ, но при этом строгая функциональная связь не выявляется.

Современное представление прочности материала базируется на физической мезомеханике, согласно которой прочностные свойства материала прямым образом связаны с диссипативной способностью его структурной организации [11].

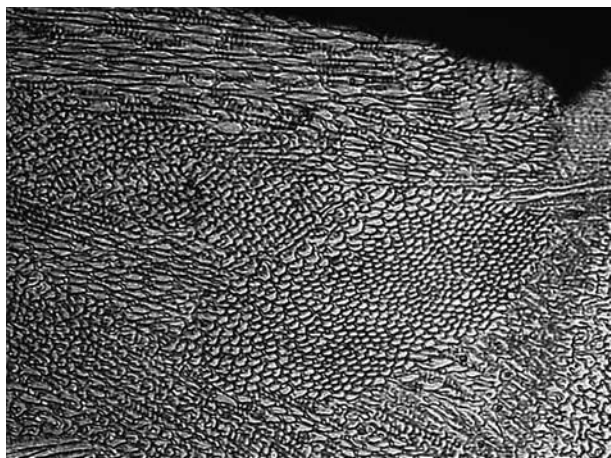


Рис. 6. Микроструктура, соответствующая максимальной микротвердости ($\times 1000$)

Фрактальная размерность и средняя плотность границ характеризуют развитость двумерных дефектов кристаллического строения и их способность торможения подвижных дислокаций и зернограничных смещений, а также рассеивание энергии пластической деформации за счет работы внутреннего трения [12]. С другой стороны, средняя плотность границ численно равна кривизне поверхности структурного объекта и характеризует коэффициент концентрации напряжений микромасштабного уровня, который отвечает за образование несплошностей при разрушении [11].

Выводы

Лазерная закалка инструментальной стали SKD61 (Япония) в режиме поверхностного оплавления открывает большие потенциальные возможности повышения эксплуатационных свойств изготавливаемых из нее режущих инструментов.

Установлены режимы лазерного излучения, обеспечивающие максимальную микротвердость поверхностной структуры, формируемой при высокоскоростном охлаждении расплавленного слоя, и определены количественные показатели ее структурной организации.

Выявлены четыре основных типа мезоструктур, образующихся при жидкофазной закалке инструмен-

тальной стали, и определены количественные показатели их структурной организации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Криштал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов, обработанных излучением лазера. М.: Металлургия, 1973. 192 с.
2. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Кокора А.Н. Лазерная обработка материалов. М.: Машиностроение, 1975. 296 с.
3. Крапошин В.С., Шахлевич К.В., Вязьмина Т.М. Влияние лазерного нагрева на количество остаточного аустенита в сталях и чугунах // МИТОМ, 1989. № 10. С. 21—29.
4. Гаврилов Г.Н., Кастро В.А., Брауэр И.Б., Беляев Е.С. Особенности формирования структуры при лазерном термическом цикле // Заготовительное производство в машиностроении. 2011. № 12. С. 38—41.
5. Геллер Ю.М. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
6. Ким В.А., Петров В.В., Бутин А.В. и др. Количественный структурно-энергетический анализ термообработки конструкционной стали / Металловедение и термообработка металлов. № 4. 2010. С. 24—26.
7. Ким В.А., Евдокимова Р.В., Золоторева С.В. и др. Статистическая оценка количественной металлографии // Ученые записки КнАГТУ. 2013. № II-1 (14). С. 76—82.
8. Гавриленко П.К., Харанжевский Е.В., Данилов Д.А. Высокоскоростная кристаллизация конструкционной стали при лазерной поверхностной обработке // Журнал технической физики. 2002. Т. 72. Вып. 5. С. 48—55.
9. Паршин А.М., Кирилов Н.Б. Физические и структурные аспекты обработки концентрированными источниками энергии // РАН. Металлы. 1995. № 3. С. 122—126.
10. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н. Лазерная техника и технология. Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки: учеб. пособие для вузов. М.: Высш. шк., 1987. 191 с.
11. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Р.Р. Балохонов, А.В. Болеста, М.П. Бондарь и др.; отв. ред. В.Е. Панин. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520 с.
12. Ким В.А., Белова И.В., Золоторева С.В. Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. № 4. 2014. Т. 80. С. 43—46.

Н.А. Олефиренко, В.В. Овчинников
(Московский государственный индустриальный университет)
E-mail: nik.olefirenko@mail.ru

Повышение износостойкости коленчатых валов компрессоров фреона, восстановленных электродуговой металлизацией

Представлены результаты исследований влияния марки электродной проволоки при электродуговой металлизации на структуру и износостойкость коленчатых валов вагонных компрессоров фреона. Приведены результаты металлографических исследований и испытаний на износ восстановленных валов. Показано положительное влияние ионной имплантации, выполняемой после окончательной обработки восстановленных валов, на их износостойкость.

Ключевые слова: коленчатый вал, износ, восстановление, электродуговая металлизация, электродная проволока, износостойкость, ионная имплантация.

The results of researches of influence of electrode wire for electric arc metallizing on structure and wear resistance of crankshaft of wagon freon compressors. The results of metallographic studies and tests on the wear of restored rolls are presented. Shows a positive effect of ion implantation performed after final processing of the recovered shafts, their wear resistance.

Keywords: crankshaft, wear, restoration, electroarc metallization, electrode wire, wear resistance, ion implantation.

Введение

На дорогах Российской Федерации основная часть купейных вагонов и вагонов-ресторанов оборудована установками кондиционирования воздуха типа МАВ-П. Система кондиционирования воздуха в вагоне состоит из устройств вентиляции, отопления, охлаждения и автоматического управления. К устройствам вентиляции относятся центробежный сдвоенный вентилятор с электродвигателем, нагнетательный воздухопровод с вентиляционными решетками типа «мультивент», рециркуляционный воздухопровод, фильтры и решетки для забора наружного воздуха.

Система охлаждения состоит из компрессора с электродвигателем, конденсатора, охлаждаемого вентилятором с электродвигателем, ресивера, испарителя-воздухоохладителя с влагоотделителем и терморегулирующих вентилей. Базовой деталью компрессора является коленчатый вал (рис. 1, а).

Во время эксплуатации шейки коленчатых валов компрессоров изнашиваются. При ремонте компрес-

соров коленчатые валы с изношенными шейками (рис. 1, б) заменяются на новые. Демонтированные коленчатые валы необходимо восстанавливать.

Наиболее распространенным методом восстановительного ремонта коленчатых валов является напыление. Напыление применяют для нанесения металлических или металлоподобных слоев толщиной от десятков нанометров до сотен микрометров на металлические детали различного размера.

Наиболее приемлемым и дешевым способом восстановления коленчатых валов газотермическим напылением является электродуговая металлизация (ЭДМ). Затраты на ремонт ЭДМ в 2,5–6 раз ниже, чем другими способами газотермического напыления, а себестоимость восстановленного вала составляет 8...10 % от себестоимости изготовления нового коленчатого вала [1–3].

Сущность способа заключается в нанесении покрытий путем распыления воздухом двух расходных электропроводных проволок, между которыми возбуждается дуговой разряд. Струя сжатого воздуха эвакуирует с электродов частицы расплавленного металла и переносит их на обрабатываемую поверхность.

Целью данного исследования являлось исследование влияния марки электродной проволоки на износостойкость покрытия, напыленного на подложку из стали 45. Помимо этого было исследовано влияние ионной имплантации окончательно обработанных после электродуговой металлизации коленчатых валов на их износостойкость [4–6].

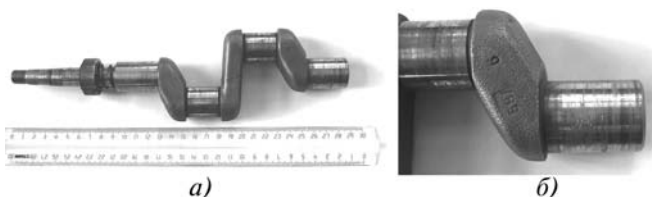


Рис. 1. Коленчатый вал компрессора (а) и внешний вид его изношенной шейки (б)

Методика проведения исследований

Для электродуговой металлизации использовалась установка, состоящая из вращателя с патроном для закрепления образцов, электродугового металлизатора ЭМ-17 с источником питания дуги постоянного тока, механизмом крепления кассет с проволокой и ее подачи в металлизатор и блоком управления параметрами процесса.

Нанесение слоя покрытия производилось во вращателе (токарном станке), обеспечивающем равномерное вращение детали со скоростью 40...150 об/мин и продольное перемещение металлизатора вдоль обрабатываемой детали со скоростью 80...120 мм/мин. Для питания электрической дуги металлизатора применялся источник питания постоянного тока, имеющий жесткую вольт-амперную характеристику, с номинальным током 500 А (ВДУ-506).

Для металлизации в зависимости от условий работы и необходимой твердости наносимого слоя покрытия используются проволоки диаметром 1,6...2,0 мм марок 12Х18Н10Т, 40Х13, Св.08ГА, 50ХФА, 15ГСТЮЦА, Х20Н80, 30ХГСА, Х15Н60 и др.

Для обработки самих коленчатых валов после электродуговой металлизации, а также для обработки образцов, используемых для испытаний на износ, применялся круглошлифовальный станок для обработки коленчатых валов ЗД4230.

Ионную имплантацию образцов из стали 45 с напыленным слоем покрытия выполняли с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника ИГМИ-50, формирующего полиэнергетический пучок ионов, при ускоряющем напряжении 30 кВ. Амплитуда тока ионного пучка составляла 0,1...1 А, частота импульсов — 50 Гц при длительности 300 мкс. Остаточное давление в вакуумной камере — $8 \cdot 10^{-4}$ Па. Температу-



Рис. 2. Образец для испытаний на износ, на цилиндрическую поверхность которого нанесено покрытие электродуговой металлизацией

ра нагрева образцов в процессе имплантации не превышала 80 °С. Облучение ионными пучками выполняли при дозе $D = 10^{17}$ ион/см².

Материалом катода имплантера служил монокристаллический сплав $\text{Cu}_{64}\text{Pb}_{36}$, дополнительно легированный Sn [6], а также титановый сплав ВТ1-00.

Испытания на износ по схеме «стержень—втулка» проводили на машине трения Tribometer CSM Instruments (Швейцария). В качестве контртела использовались стержни из закаленной стали 30ХГСН2А.

Для исследований использовались стандартные образцы, на рабочую поверхность которых наносилось покрытие, износостойкость которого требовалось определить. Удельная нагрузка в пределах 2,5...15 МПа.

Результаты испытаний и их обсуждение

На рис. 2 представлен образец в виде втулки с внешним диаметром 40 мм, на цилиндрическую поверхность которого было нанесено покрытие электродуговой металлизацией. После металлизации покрытие было обработано на круглошлифовальном станке до диаметра 39 мм.

Металлографические исследования покрытий, полученных электродуговой металлизацией с аэрозольным флюсованием, показали высокое качество сцепления покрытия с подложкой и отсутствие дефектов в пределах напыленного слоя (рис. 3).

На рис. 4 представлены результаты испытаний покрытия на прочность сцепления с подложкой в зависимости от марки электродной проволоки. Прочность сцепления определяется как отношение разрушающей нагрузки к площади торцевой поверхности штифта. При испытаниях использовались образцы подложки из стали 45 с диаметром штифта 6,5 мм. Испытания

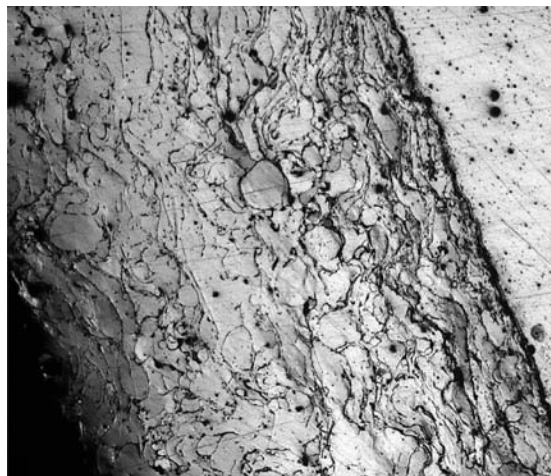


Рис. 3. Микроструктура напыленного покрытия, полученного электродуговой металлизацией проволокой 50ХФА с аэрозольным флюсованием ($\times 200$)

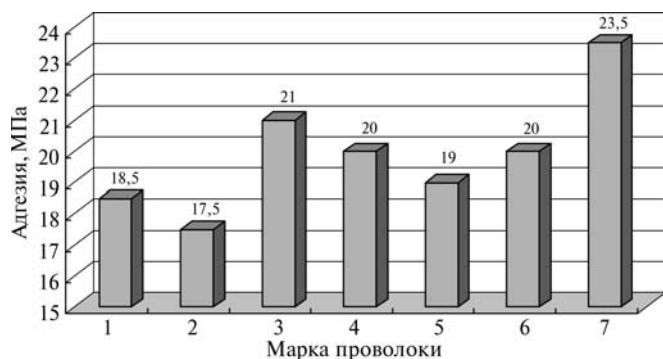


Рис. 4. Прочность сцепления покрытия с подложкой из стали 45, определенная по штифтовому методу, в зависимости от марки проволоки:
 1 — 12Х13; 2 — 12Х18Н10Т; 3 — Х20Н80; 4 — Св.08ГА; 5 — 20Х13; 6 — 50ХФА; 7 — 15ГСТЮЦА

выполнялись с помощью универсальной машины для механических испытаний LF-100KN.

Результаты этих исследований показали, что адгезионные свойства при металлизации проволоками существенно зависят от марки проволоки. Так, наименьшие значения прочности сцепления напыленного слоя с подложкой соответствуют проволокам 12Х13 и 12Х18Н10Т, а наиболее высокие значения (21...23,5 МПа) — проволокам Х20Н80 и 15ГСТЮЦА.

Твердость полученных покрытий замеряли по Роквеллу (ГОСТ 9013—59). Этот способ характеризуется глубиной вдавливания алмазного конуса с углом при вершине 120°. Индентором служил алмазный конус при нагрузке 1500 Н. Результаты измерений представлены в табл. 1.

Таблица 1

Твердость слоя напыленного покрытия в зависимости от марки электродной проволоки

Марка электродной проволоки	Твердость HRC напыленного покрытия
12Х13	$\frac{20...25}{23}$
12Х18Н10Т	$\frac{27...30}{29}$
40Х13	$\frac{50...52}{51}$
Св.08ГА	$\frac{15...20}{17}$
ПТТП-1	$\frac{42...46}{45}$
20Х13	$\frac{35...42}{40}$
50ХФА	$\frac{45...50}{47}$
15ГСТЮЦА	$\frac{20...26}{23}$

Примечание. Знаменатель дроби — среднее значение.

На основании данных, приведенных в табл. 1, и учитывая, что более высокая износостойкость, как правило, присуща покрытиям с более высокой твердостью, будет правомерно предположить более высокую износостойкость у покрытия, полученного с применением электродных проволок марок 40Х13 и 50ХФА.

Результаты испытаний образцов на износостойкость представлены в табл. 2.

Таблица 2

Влияние марки электродной проволоки на износостойкость напыленного покрытия

Марка электродной проволоки	Износ		Коэффициент трения f	Интенсивность изнашивания J , мм/км
	по массе Δm , г	линейный Δh , мкм		
12Х13	$\frac{0,011...0,014}{0,013}$	$\frac{92...100}{97}$	$\frac{0,09...0,11}{0,10}$	$\frac{0,042...0,046}{0,044}$
12Х18Н10Т	$\frac{0,009...0,011}{0,010}$	$\frac{91...95}{92}$	$\frac{0,08...0,10}{0,09}$	$\frac{0,041...0,043}{0,042}$
40Х13	$\frac{0,005...0,007}{0,006}$	$\frac{45...50}{46,8}$	$\frac{0,06...0,08}{0,072}$	$\frac{0,021...0,022}{0,022}$
Св.08ГА	$\frac{0,017...0,021}{0,0192}$	$\frac{140...155}{148,8}$	$\frac{0,12...0,15}{0,13}$	$\frac{0,063...0,071}{0,067}$
ПТТП-1	$\frac{0,007...0,009}{0,008}$	$\frac{55...60}{55,8}$	$\frac{0,08...0,09}{0,085}$	$\frac{0,023...0,027}{0,025}$
20Х13	$\frac{0,010...0,012}{0,011}$	$\frac{92...99}{95}$	$\frac{0,09...0,10}{0,094}$	$\frac{0,042...0,045}{0,043}$
50ХФА	$\frac{0,008...0,010}{0,009}$	$\frac{52...61}{56}$	$\frac{0,06...0,08}{0,07}$	$\frac{0,024...0,027}{0,025}$
15ГСТЮЦА	$\frac{0,011...0,012}{0,0115}$	$\frac{90...98}{94,6}$	$\frac{0,10...0,13}{0,11}$	$\frac{0,041...0,044}{0,043}$

Примечание. Знаменатель дроби — среднее значение.

Полученные результаты испытаний свидетельствуют, что в условиях сухого трения наиболее высокой износостойкостью обладают образцы, напыленные проволоками 40Х13, ПТТП-1 и 50ХФА. Однако предпочтение следует отдать проволокам 40Х13 и 50ХФА, так как слой, напыленный порошковой проволокой ПТТП-1, имеет выраженную пористость.

Поэтому для дальнейших исследований использовались образцы, напыленные электродной проволокой 50ХФА. Указанные образцы после напыления и шлифования подвергались имплантации ионов титана и ионов сплава Cu—Pb—Sn. Затем имплантированные и контрольные образцы испытывались на износостойкость с определением массового износа. Полученные результаты представлены на рис. 5.

Для неимплантированного покрытия из стали 50ХФА стадия приработки образца заканчивается примерно на 3-м часе испытаний, после чего отмечается резкое нарастание массового износа (рис. 5, кривая 1). Имплантация ионов сплава Cu—Pb—Sn позволяет повысить износостойкость образцов примерно на 25...30 % (рис. 5, кривая 2). Наибольший эффект в повышении износостойкости удается достичь имплантацией ионов титана (рис. 5, кривая 3), при которой повышение износостойкости составляет примерно 2—2,3 раза.

На рис. 6 представлена топология поверхности неимплантированного образца стали 45 с покрытием из стали 50ХФА (рис. 6, а) и поверхности образца, имплантированного ионами титана в зоне канавки износа (след от контртела) (рис. 6, б). Длительность испытаний составляла 3 ч.

На поверхности трения неимплантированного образца отчетливо наблюдаются глубокие царапины и участки вырывов поверхности. Имплантация ионов титана способствует снижению глубины царапин и

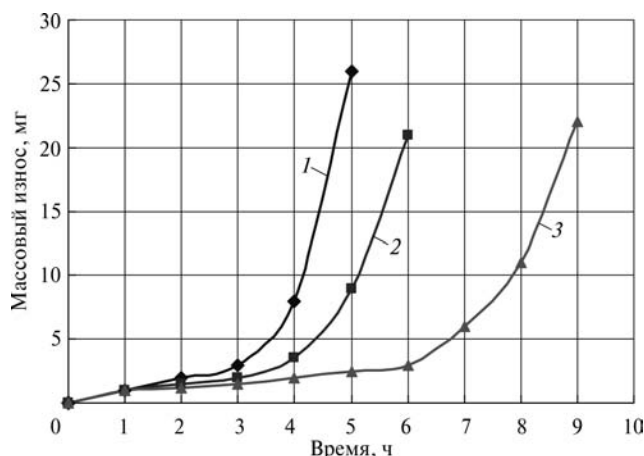


Рис. 5. Зависимость массового износа образцов от времени испытаний:

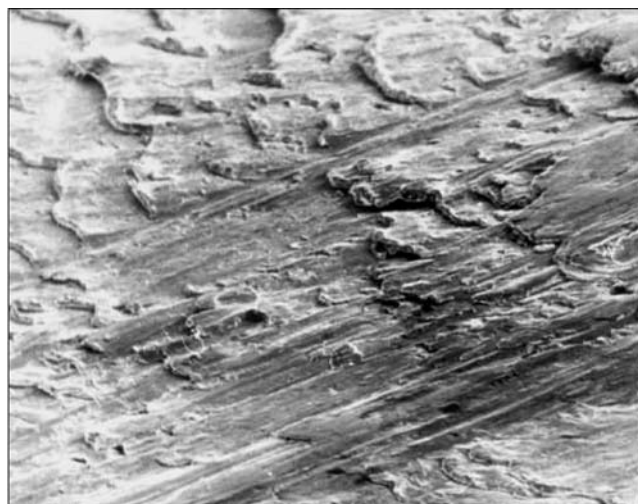
1 — неимплантированный образец; 2 — образец, имплантированный ионами сплава Cu—Pb—Sn; 3 — образец, имплантированный ионами титана

практически полному устранению вырывов поверхности (рис. 6, б).

Определено, что геометрические параметры частиц износа, формирующихся на стадии приработки неимплантированных образцов, находятся в диапазоне 120...450 мкм. Параметры частиц износа при испытаниях образцов, имплантированных ионами сплава Cu—Pb—Sn, находятся в диапазоне 20...70 мкм.

Наименьшие размеры имеют частицы износа при испытании образцов, имплантированных ионами титана, — 0,8...18 мкм.

На стадии установившегося изнашивания неимплантированных образцов отмечается появление отдельных частиц вытянутой формы, поперечный размер которых составляет 150...350 мкм. По морфологиче-



а)



б)

Рис. 6. Топология поверхности стали 45 с напыленным слоем стали 50ХФА после испытаний на износ:

а — неимплантированный образец; б — образец, имплантированный ионами титана (×200)

ским признакам такие частицы относятся к частицам жесткого режима изнашивания.

Поверхности трения образцов, которые образуются в результате пластического оттеснения материала с поверхности частицами износа, имеют бороздчатую структуру. Ширина бороздок трения, как и частиц износа, имеет несколько значений. Между средними размерами бороздок трения и частиц износа наблюдается пропорциональная зависимость, что достаточно хорошо совпадает с данными, полученными другими исследователями [7].

Закономерности формирования частиц износа и бороздок трения при испытаниях имплантированных образцов во многом схожи. В то же время имеются и некоторые отличия. Так, на начальных стадиях испытаний имплантированных образцов отсутствуют конгломераты частиц износа, которые наблюдаются при трении неимплантированных образцов, что определяется предварительной модификацией структуры при ионной имплантации. Поверхность вытянутых частиц износа, которые образуются на стадии установившегося изнашивания, имеет многочисленные трещины. Самое главное отличие состоит в том, что частицы износа для имплантированных и неимплантированных образцов имеют различную толщину. При этом количество вытянутых частиц, которые формируются на стадии установившегося трения, для имплантированных образцов существенно меньше.

Результаты исследований показали, что изменение в широком диапазоне удельного давления в основном приводит к изменению интенсивности развития процессов схватывания 1-го и 2-го рода и к количественному изменению износа. В отдельных случаях в условиях трения, близких к критическим условиям перехода одного ведущего процесса в другой, изменение удельного давления при прочих равных условиях может вызывать переход одного процесса в другой и качественные изменения износа поверхности.

Выводы

1. Применение сверхзвуковой электродуговой металлизации в сочетании с аэрозольным флюсованием

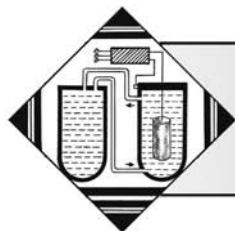
обеспечивает существенное повышение адгезионной прочности покрытий при электродуговой металлизации. Наиболее высокая прочность сцепления покрытия с подложкой наблюдается при использовании электродных проволок Х20Н80 и 15ГСТЮЦА.

2. В условиях сухого трения наиболее высокой износостойкостью обладают образцы, напыленные проволоками 40Х13 и 50ХФА.

3. Использование имплантации ионами титана восстановленных электродуговой металлизацией коленчатых валов позволяет повысить их износостойкость в 2—2,3 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Олефиренко Н.А., Овчинников В.В.** Восстановление деталей систем кондиционирования подвижного состава железнодорожного транспорта электродуговой металлизацией // Научная перспектива. 2011. № 12. С. 71—73.
2. **Пузряков А.Ф.** Теоретические основы технологии плазменного напыления: учеб. пособие для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 375 с.
3. **Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К.** Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. М.: Машиностроение, 1991. 208 с.
4. **Ионная имплантация** / под ред. Дж.К. Хирвонена; пер. с англ. И.Я. Бокшицкого и др. М.: Металлургия, 1994. 145 с.
5. **Овчинников В.В., Серикова Е.А., Якутина С.В.** Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А // Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 4. С. 27—31.
6. **Влияние** обработки пучками ионов (Сг + В) поверхностного слоя стали 38ХН3МФА на износостойкость / А.Р. Сунгатулин, В.П. Сергеев, М.В. Федорищева, О.В. Сергеев // Изв. Томского политехнического университета. 2009. Т. 315. № 2. С. 134—137.
7. **Легостаева Е.В., Шаркеев Ю.П., Кукареко В.А.** Сравнительное исследование частиц износа и поверхностей трения, формирующихся в процессе трения и износа неимплантированной и ионно-имплантированной стали 45 // Физическая мезомеханика. 2002. № 5. С. 59—70.



Основные закономерности нанесения алюминия на твердый сплав при получении оксидного покрытия

Высокие температуры оказывают отрицательное влияние на физико-химические характеристики инструмента. Для решения этой проблемы используют композитные покрытия на основе Al_2O_3 , полученные методом микродугового оксидирования, которые позволяют получить коэффициент стойкости инструмента в два раза выше, чем у пластин твердого сплава с традиционными покрытиями.

Ключевые слова: композитные покрытия, оксид алюминия, стойкость, алюминий, твердый сплав.

The high temperatures have negatively influence to physico-chemical characteristics of the tool. For decision this problem use composite coatings on the basis of Al_2O_3 received by a method of a microarc oxidation which show tool life twice above in comparison to the hard-alloy plates with traditional coatings.

Keywords: composite coating, aluminum oxide, durability, aluminum, hard alloy.

Повышение производительности процесса механообработки на современном автоматизированном производстве в значительной мере сдерживается низкими эксплуатационными свойствами инструмента. Одним из перспективных направлений повышения режущих свойств инструмента является нанесение износостойких покрытий на его рабочие поверхности.

Очень важно разработать покрытие, которое не только имело бы высокую износостойкость, но и могло защищать поверхность инструмента от действия высоких температур — порядка 1100...1200 °С. Применяемые в настоящее время покрытия не могут в полной мере решить поставленную задачу, так как имеют высокую твердость, но низкие теплозащитные свойства. Эксплуатационные характеристики инструмента могут быть повышены за счет получения в покрытии различных модификаций Al_2O_3 : пористые метастабильные модификации Al_2O_3 обладают высокими тепло- и электроизоляционными свойствами, а $\alpha-Al_2O_3$ стабильна до 2044 °С. Однако температура ее получения составляет 1200 °С. Для достижения указанного результата наиболее приемлемым является метод микродугового оксидирования (МДО), при котором за счет температуры кратковременного разряда до 5000 °С обеспечивается переход части пористой модификации $\gamma-Al_2O_3$ в более плотную и твердую $\alpha-Al_2O_3$ и твердосплавная основа не нагревается выше предельно допустимой температуры.

До настоящего времени метод МДО использовался при оксидировании поверхностных слоев деталей из легких металлов, например алюминия. Для получения износостойкого покрытия на инструменте метод МДО не применялся. В целях определения возможности использования МДО необходимо провести экспериментальные исследования по нанесению покрытия и оценку стойкостных параметров полученного инструмента.

Одним из главных этапов получения керамикоподобных покрытий является нанесение на пластину слоя «чистого» алюминия, который впоследствии окисляется методом МДО до композитного покрытия из модификаций (γ -, α -) Al_2O_3 .

В связи с тем что слой «чистого» алюминия наносится на поверхность пластины в жидком состоянии, возможно его взаимодействие с компонентами твердого сплава, что может негативно отразиться на эксплуатационных свойствах инструмента.

В работе [1] изучено физико-химическое взаимодействие компонентов в тройной системе Al—Co—Ti. В результате исследований подтверждено существование в системе при 600 °С следующих интерметаллических соединений: Al_3Ti , Al_2Ti , $AlTi$, $AlTi_3$, Al_3Co_2 , $Al_{13}Co_4$, Al_5Co_2 , $AlCo$, Ti_2Co , $TiCo$, $TiCo_2$, $TiCo_3$. В системе было обнаружено два тройных интерметаллических соединения: $Al_{15}Co_8Ti_6$ и $AlCo_2Ti$.

Анализ литературных источников показал, что сведений о смачивании и растекании жидкого алюминия по кобальту практически нет. Известно, что при нанесении алюминия на железо, кобальт и никель в вакууме, в интервале температур 200...1000 °С начальные скорости растекания за время $1,5 \cdot 10^{-2}$ с составляют 18...36 м/мин. Эффективные энергии активации на этой стадии процесса, вычисленные по температурной зависимости скорости, близки и равны 8,4...12,5 кДж/моль [1].

На основной стадии растекания (от $1,5 \cdot 10^{-2}$ с и до полной остановки процесса) скорость растекания резко уменьшается со временем. В ряду железо, кобальт, никель происходит увеличение скорости растекания. При этом углы смачивания меньше 90° и уменьшаются при переходе от железа к никелю. Краевые углы составляют 33, 28 и 18° для систем алюминий—железо, алюминий—кобальт, алюминий—никель соответственно при температуре 750 °С. Полное смачивание зафиксировано при растекании алюминия по кобальту при 1200 °С. Микроструктура в плоскости, перпендикулярной к контактной поверхности, изучалась на образцах после кратковременной изотермической выдержки,

и было обнаружено, что профиль у края капли резко изменяется. Это может свидетельствовать о наличии опережающего слоя у фронта капли, что приводит к сопротивлению движению. Растущие перпендикулярно к границе раздела кристаллы интерметаллической фазы также препятствуют растеканию.

Экспериментальные исследования по изучению взаимодействия расплавленного алюминия с компонентами твердого сплава проводились на режущих пластинах SNUN 120408 из твердого сплава ТТ10К8Б. На пластину наносился алюминиевый слой толщиной 12, 40, 80 мкм. Эксперимент по нанесению жидкого алюминия на твердосплавную пластинку без барьерного слоя показал, что пленка жидкого алюминия держится на образцах пластин, не стекая, повторяя форму пластины и не образуя капли. Из результатов анализа следует, что жидкий алюминий активно взаимодействует с поверхностью твердого сплава даже при небольших температурах — до 600 °С.

На рис. 1 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем толщиной 80 мкм (время нанесения 6 ч).

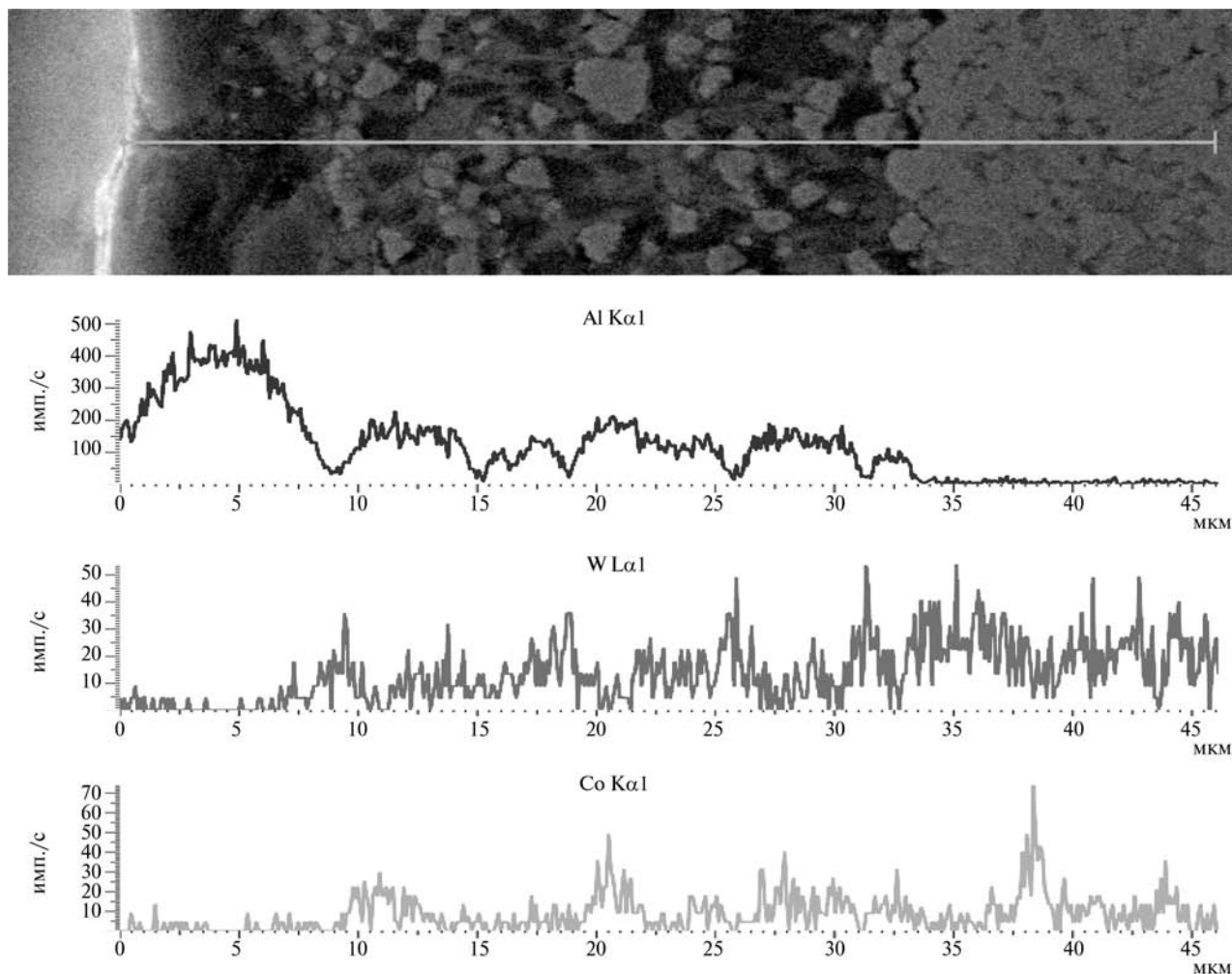


Рис. 1. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 80 мкм (время нанесения 6 ч)

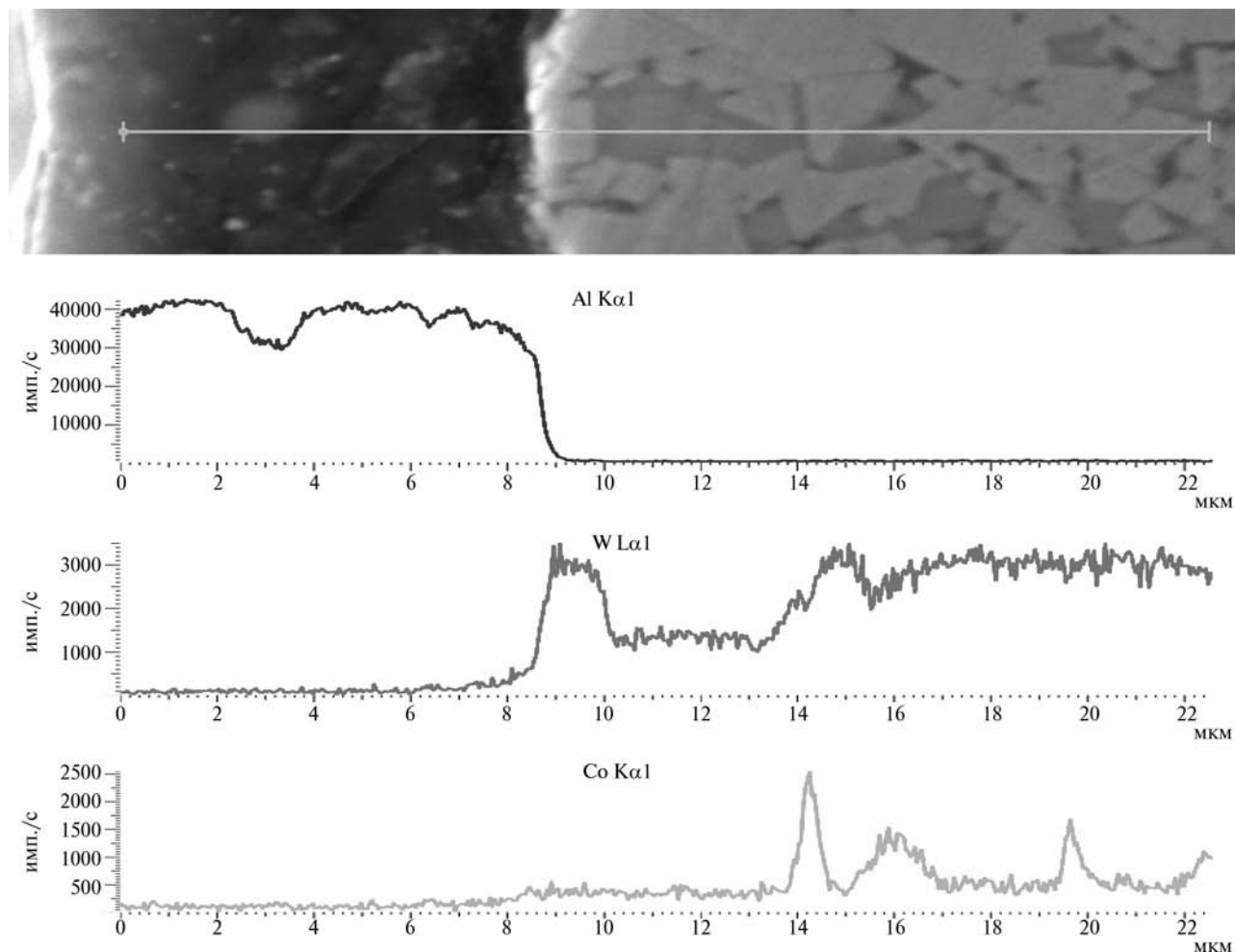


Рис. 2. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем 12 мкм (время нанесения 45 мин)

Температура нанесения алюминиевого слоя на образцы из твердого сплава составляла 600 °С, что меньше значения $0,8T_{пл}$ твердого раствора (Co + растворенные в нем карбиды TiC, TaC, WC), при котором проходят диффузионные процессы, следовательно, жидкий алюминий, являясь наиболее активным элементом, вступает в реакцию с Co, образуя жидкий расплав. Из рис. 1 следует, что твердые зерна карбидов, не растворяясь, находятся в жидком расплаве из алюминия с кобальтом, что видно из пиков рентгенограмм. Минимум пика Al соответствует максимуму пика W для данной области. В результате на долю Al приходится около 3 мкм из нанесенных 80 мкм, доля присутствия кобальта в этой области (до 3 мкм) незначительна. В остальной части расположен сплав Al с Co и присутствующими в нем тугоплавкими карбидами.

Значительное влияние на характеристики алюминиевого слоя оказывает время нанесения жидкого алюминия на поверхность твердого сплава.

На рис. 2 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым слоем толщиной 12 мкм (время нанесения 45 мин).

Из рис. 2 следует, что твердые зерна карбида тантала, не растворяясь, находятся в алюминиевом слое, что видно из пиков рентгенограмм. Минимум пика Al соответствует максимуму пика Ta для данной области. В результате на долю Al приходится около 9 мкм из 12 мкм. После 9 мкм наблюдается присутствие карбидов W, Ti, Ta в связке Co. Содержание кобальта увеличивается начиная с 9 мкм.

Фазовый анализ состава образцов с толщиной нанесенного Al 10 мкм без барьерного подслоя проводился на основе данных, полученных на дифрактометре ДРОН-3М. В табл. 1 приведен фазовый состав образцов с алюминиевым слоем без барьерного слоя.

Соединение Al_3Ti_{17} образуется, вероятно, как продукт взаимодействия со сложным карбидом типа TiC—TaC—WC, так как он менее стоек, чем отдельный карбид.

Таким образом, при нанесении жидкий алюминий, являясь наиболее активным элементом, вступает в реакцию с Co, образуя жидкий расплав. Твердые зерна карбидов мало растворяются в алюминии и находятся в этом расплаве. Жидкий алюминий активно взаимодействует с поверхностью твердого сплава даже при небольших температурах — до 600 °С, что может не-

Таблица 1

Отобранная фаза	Символ Пирсона	Описание	Абсолютная интенсивность	Относительная интенсивность
Al_3Co_2	hP12/18	Гексагональная кристаллическая решетка	78,23	7,16
WC	hP2/5	Гексагональная кристаллическая решетка	477,57	43,70
(W,Ti)C	cF8/2	Кубическая гранецентрированная кристаллическая (ГЦК) решетка	466,20	42,66
$\text{Al}_3\text{Ti}_{17}$	hP2/1	Гексагональная кристаллическая решетка	54,71	5,01

гativamente влиять на эксплуатационные характеристики покрытия.

Для исключения факторов, снижающих функциональное действие покрытия, необходимо между поверхностью пластины и алюминием наносить барьерный слой, препятствующий проникновению расплавленного алюминия на поверхность основы из твердого сплава.

Экспериментальные исследования по изучению необходимости нанесения барьерного слоя на твер-

досплавную пластину проводились на режущих пластинах SNUN 120408 из твердого сплава ТТ10К8Б. На пластины наносились барьерный и алюминиевый слой. Барьерный слой (Ti, Nb, Zr)N является тепло- и химически стойким, обладает хорошими барьерными свойствами. Толщина барьерного слоя составляла 5...6 мкм, алюминиевого — 20, 40, 80 мкм.

На рис. 3 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием

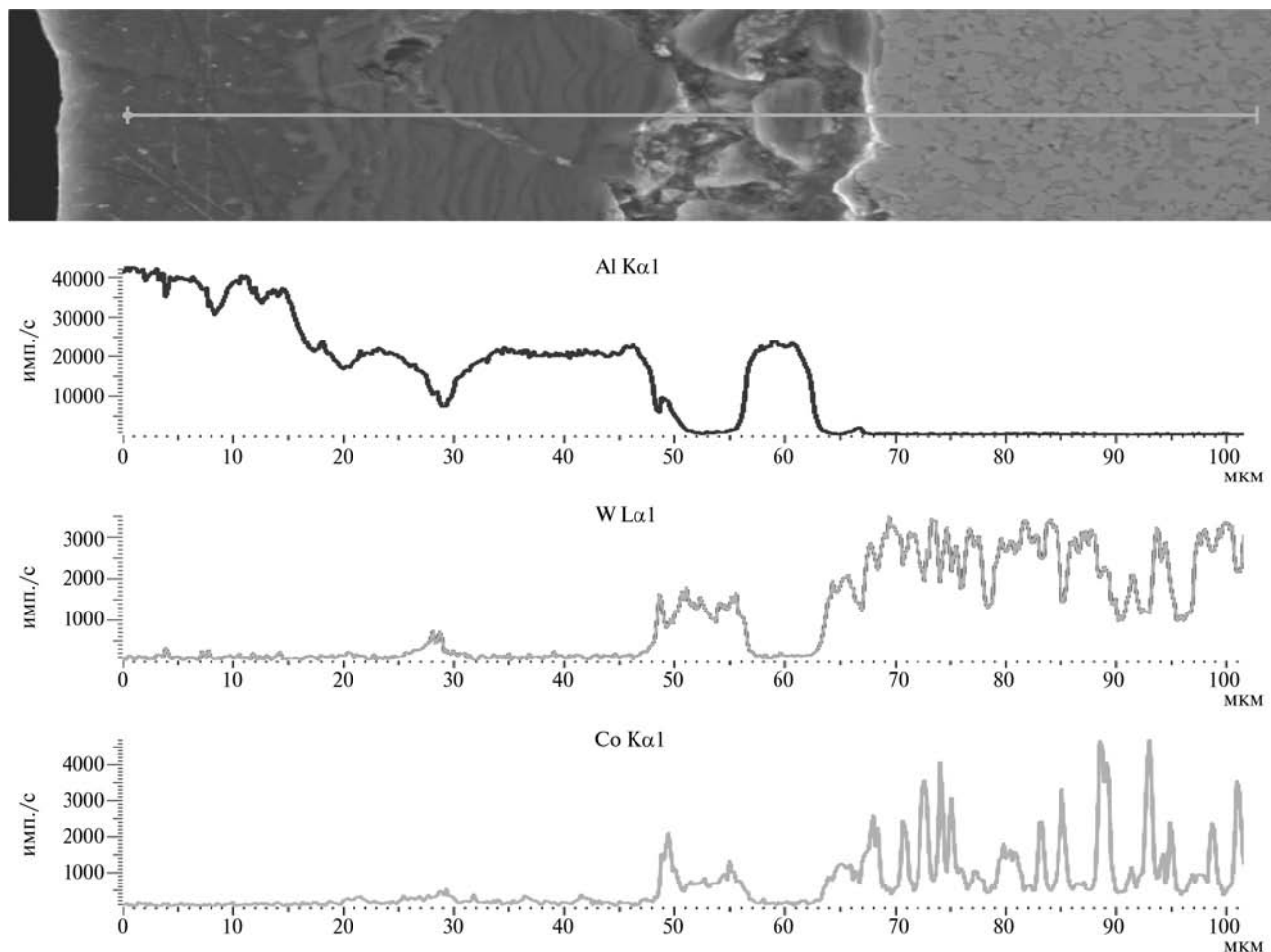


Рис. 3. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 40 мкм (время нанесения 2,5 ч) и барьерным слоем из (Nb, Ti, Zr)N

толщиной 40 мкм (время нанесения 2,5 ч) и барьерным слоем из (Nb, Ti, Zr)N.

Из рис. 3 следует, что толщина алюминиевого слоя составляет около 15 мкм. В связанном состоянии алюминий присутствует до 45 мкм. Из этого следует, что алюминий проникает по сквозным порам барьерного покрытия и вступает в соединение с элементами барьерного слоя и твердого сплава. До толщины 15 мкм наблюдается «чистый» Al с незначительными включениями Ta, с 15 до 50 мкм алюминий проникает по сквозным порам в барьерный слой. После толщины 50 мкм до 65 мкм происходит взаимодействие Al с элементами твердого сплава. Причем при толщине от 50 до 65 мкм образуется расплав алюминия и Co с присутствующими в нем карбидами Ti, Ta, W. Переходная зона составляет 15 мкм. Толщина барьерного и переходного слоев составляет от 15 до 65 мкм, о чем свидетельствует содержание азота в композиции. Наличие

Al наблюдается в порах между барьерным слоем и твердым сплавом.

На рис. 4 представлен профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием толщиной 12 мкм (время нанесения 45 мин) и барьерным слоем из (Nb, Ti, Zr)N.

Из рис. 4 следует, что толщина алюминиевого слоя составляет около 12 мкм. В алюминиевом покрытии присутствует незначительная доля соединений Ta. Толщина барьерного слоя составляет около 5 мкм. В барьерном слое не наблюдается видимая доля Al.

Как показали исследования, алюминий в основном реагирует с кобальтовой фазой в твердом сплаве. Зерна же карбида остаются практически неизменными. Хорошо видно, что прямоугольная форма карбидных зерен не изменяет своей формы и округления на углах и гранях, обычно наблюдаемого при растворении, не происходит.

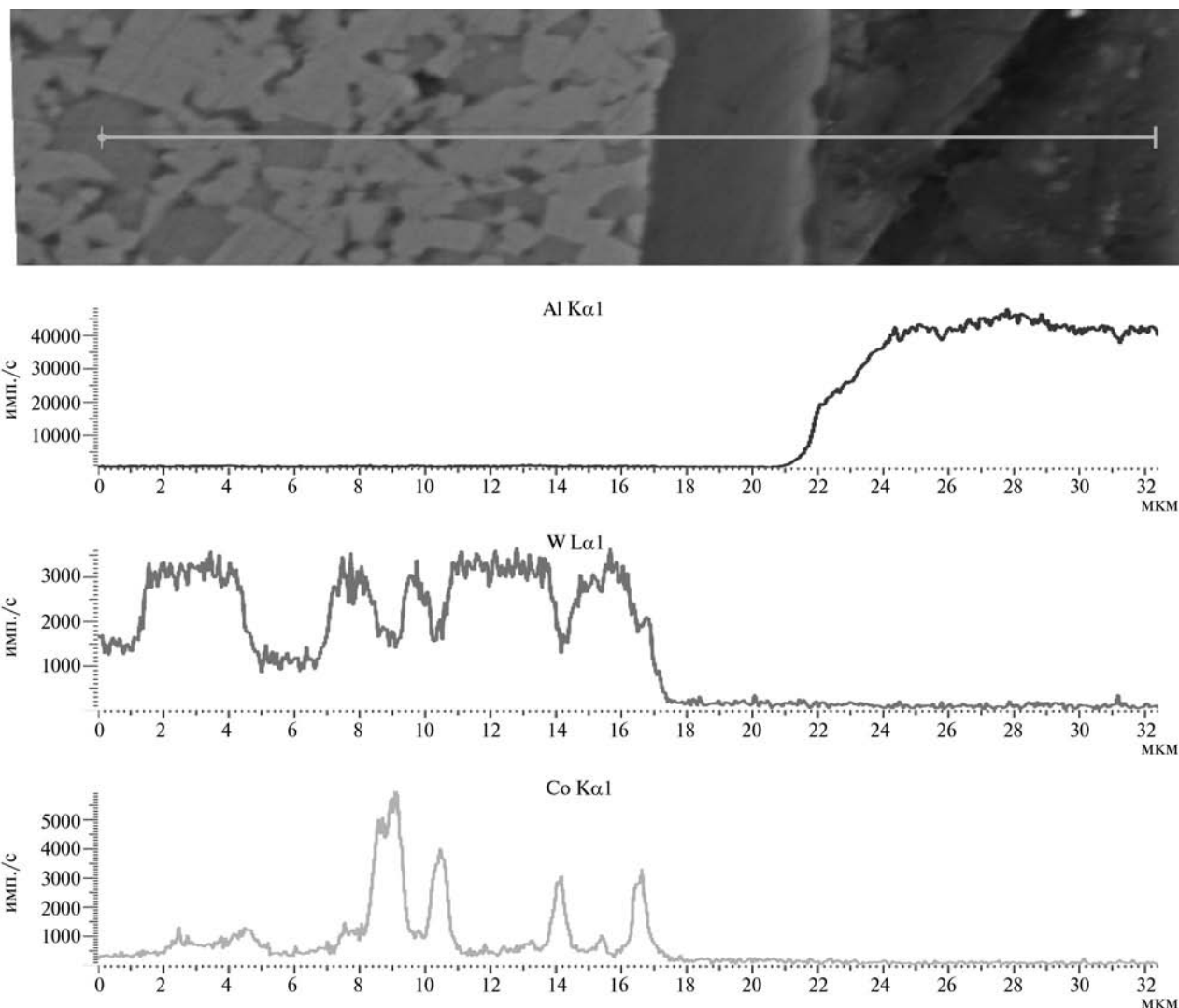


Рис. 4. Профиль распределения элементов по толщине образца с алюминиевым покрытием 12 мкм (время нанесения 45 мин) и барьерным слоем из (Nb, Ti, Zr)N

Таблица 2

Отобранная фаза	Символ Пирсона	Описание	Параметры решетки, нм	Плотность, 10 ⁻² кг/м ³	Абсолютная интенсивность	Относительная интенсивность
WC	hP3/2	ГЦК-решетка	$a = 0,438$ $c = 0,284$	15,8	478,69	23,81
(TiTaW)C	cF8/2	Кубическая ГЦК-решетка	$a = 0,434$	15,8	309,50	15,40
(TaTi)N	cF8/2	Кубическая ГЦК-решетка	$a = 0,433$	5,44	216,73	10,78
TiN	cF8/2	Кубическая ГЦК-решетка	$a = 0,424$	5,44	48,87	2,43
NbN	cF8/2	Кубическая ГЦК-решетка	$a = 0,438$	8,4	156,00	7,76

В расплаве алюминия и кобальта содержатся соединения W, Ti, Nb, Zr. Кобальт активно взаимодействует с жидким алюминием. При этом жидкий алюминий полностью растекается по кобальтовой связке [2].

Ликвация кобальта по толщине жидкой пленки связана с тем, что с открытой поверхности постоянно поступает новая порция алюминия, и на толстых пленках видна граница. Этот факт может означать, что скорость растворения кобальта сравнима со скоростью осаждения алюминия и составляет примерно 0,5 мкм/мин. Эффективность барьерного слоя определяется временем нанесения на него алюминия. На пленках толщиной более 20 мкм алюминий проникает по сквозным порам с образованием раствора с кобальтом. Барьерный слой на толстых покрытиях лишь частично защищает твердый сплав от проникновения расплавленного Al. На пленках толщиной менее 20 мкм не наблюдается видимое проникновение жидкого алюминия до твердого сплава основы.

Сделанные выводы согласуются с результатами рентгенофазового анализа образцов с покрытием Al толщиной 10 мкм и барьерным слоем (Ti, Nb, Zr)N (табл. 2).

На основании представленных на рисунках профилей распределения элементов по линии можно говорить о том, что идет поверхностное взаимодействие жидкого алюминия с компонентами твердого сплава. Наблюдается некоторый «дрейф» тугоплавких соединений барьерного слоя с поверхности в жидкий раствор. Скорость этого «дрейфа» выше скорости диффузии алюминия в барьерный слой. Поэтому пригра-

ничный слой алюминия обогащен титаном, ниобием и цирконием. Барьерный слой при взаимодействии с жидким алюминием в течение 390 мин уменьшается на 2...3 мкм, что в 10 раз медленнее, чем для твердого сплава без барьерного слоя.

Барьерный слой с Al может образовывать износостойкие жаропрочные шпинели, положительно влияющие на режущие свойства твердосплавных пластин с исследуемым покрытием.

Для режущего инструмента общая толщина покрытия не может превышать 20...25 мкм, следовательно, барьерный слой может надежно защищать основу от расплава алюминия при осаждении тонких пленок, время нанесения которых составляет не более 60 мин.

Толщина растворенного барьерного слоя за время нанесения слоя алюминия (не более 60 мин) толщиной до 20 мкм составляет около 0,5 мкм.

Таким образом, доказана необходимость нанесения барьерного слоя для защиты поверхности твердого сплава режущих пластин при нанесении алюминия для дальнейшего оксидирования поверхности методом МДО.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Профиль капли у ее края // Технический журнал «Инженерный клуб» — URL: <http://www.engineerclub.ru/svarcacompositov/compositi46>.
2. Буханько Н.Г., Казакова Е.Ф., Соколовская Е.М. Взаимодействие алюминия с кобальтом и титаном // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2. Химия. 2002. Т. 43. № 1.



В.Н. Кусков, Н.Ф. Коленчин, А.В. Сафронов
(Тюменский государственный нефтегазовый университет)
E-mail: kolenchin@tsogu.ru

Влияние озона и ультразвука на износ анодного покрытия на алюминиевом сплаве Д16Т

Исследовали раздельное и совместное применение озона и ультразвука при анодировании сплава Д16Т. Экспериментально установлены зависимости износа анодированных образцов (пропитанных маслом и без пропитки) от пути трения. При пропитке маслом износостойкость повышается в 1,21...2,97 раза в зависимости от варианта воздействия на электролит, образец и реакцию зону. Получены микрофотографии с увеличением до 3000 крат, характеризующие структуру оксидного покрытия на алюминиевом сплаве Д16Т. На них представлены каналы с указанием их размеров и классические дендриты Al_2O_3 .

Ключевые слова: анодирование, алюминиевый сплав, озono-воздушная смесь, ультразвук, оксидное покрытие, износ.

Investigated the separate and combined use of ozone and ultrasound during anodizing of alloy D16T. Dependence of wear anodized samples (oiled and without impregnation) of the friction path established experimentally. When impregnated with oil in wear resistance increases 1.2...2.97 times, depending on the embodiment of exposure to electrolyte, the sample and the reaction zone. Photomicrographs were obtained up to 3000-fold increase in describing the structure of the oxide coating on an aluminium alloy D16T. Channels with their size and classic dendrites Al_2O_3 were featured.

Keywords: anodization, aluminium alloy, ozone-aerial mixture, ultrasound, oxide coating, wear.

Введение

Изделия из алюминия и его сплавов широко используют в различных отраслях промышленности: авиа-, автомобиле-, машиностроении, строительстве, электротехнике, микроэлектронике и т. д. Это обусловлено не только характеристиками самого алюминия, но и возможностью создания на его поверхности оксидной пленки различными способами. Поверхностный слой придает материалу самые разнообразные свойства: высокие стойкость к коррозии и износу, электросопротивление и пробивное напряжение, микротвердость и износостойкость, декоративность и т. д.

В последнее время потребители предъявляют повышенные требования к функциональным возможностям изделий, в том числе из алюминия и его сплавов. Поэтому технологии нанесения оксидных покрытий совершенствуются, разрабатываются все более прогрессивные способы. Однако наиболее отработанным и широко распространенным в промышленности остается анодирование в водных растворах кислот и щелочей [1].

Материалы и методики исследования

Исследовали влияние озона и ультразвука на износостойкость анодного покрытия на сплаве Д16Т. Использовали образцы в виде сегментов колец диаметром 68 мм, шириной 10 мм с толщиной обода 9 мм. Анодирование провели в 10%-м водном растворе серной

кислоты током плотностью 10 А/дм² при температуре 10 °С. При этом использовали четыре варианта воздействия на электролит, образец и реакцию зону:

- 1) продувку через барботер с расходом 2 л/мин очищенного и осушенного воздуха;
- 2) продувку через барботер с расходом 2 л/мин очищенной и осушенной озono-воздушной смеси, содержащей 3 мг/л озона;
- 3) продувку через барботер с расходом 2 л/мин очищенного и осушенного воздуха в ультразвуковой ванне УЗВ-13/150-МП-РЭЛТЕК с частотой 20,35 кГц;
- 4) продувку через барботер озono-воздушной смеси с такими же, как в варианте 2, параметрами в ультразвуковой ванне УЗВ-13/150-МП-РЭЛТЕК с частотой 20,35 кГц.

Часть анодированных образцов была пропитана трансмиссионным маслом ТАД-17 при температуре 100 °С после прогрева в кипящей воде. Пропитка возможна благодаря наличию каналов и пор в покрытии.

Испытания на износ были выполнены на машине трения ТМ-5-18ИИ 5018 при нагрузке на колодку 50 Н и скорости вращения ролика 444 об/мин. Величина износа рассчитана весовым методом по формуле

$$M = m_n - m_i,$$

где M — износ по массе; m_n — масса образца до испытаний на износ; m_i — масса образца после испытания.

В качестве материала ролика диаметром 50 мм использовали закаленную сталь У10.

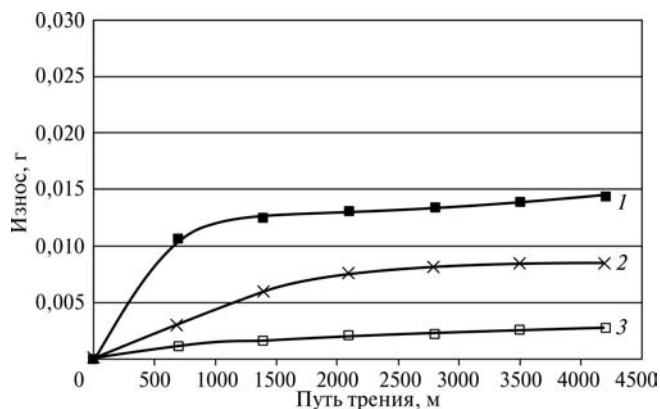


Рис. 1. Зависимости износа от пути трения пропитанных маслом образцов, анодированных:

1 — в озононасыщенной среде; 2 — в ультразвуковом поле; 3 — в озононасыщенной среде под действием ультразвукового поля

Структуру покрытий изучили, используя сканирующий электронный микроскоп JEOLJ5M-6510LV с модулем-приставкой рентгеноспектрального анализа.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Ниже рассмотрены зависимости износа оксидного покрытия от пути трения. На рис. 1 представлены результаты испытаний пропитанных маслом образцов, а на рис. 2 — образцов без пропитки. Естественно, что в первом случае износостойкость выше в 1,2 раза по варианту технологии 2, в 2,1 раза — по варианту технологии 3, в 3,3 раза — по варианту технологии 4. Эффективность снижения износа по сравнению с вариантом 1 остальных примененных вариантов технологий с учетом пропитки анодированных образцов маслом и без нее можно определить по представленным на рис. 2 и 3 графикам.

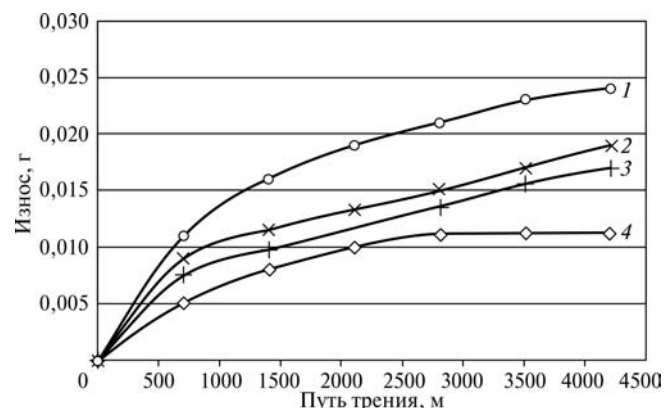


Рис. 2. Зависимости износа от пути трения не пропитанных маслом образцов, анодированных:

1 — в воздушной среде; 2 — в ультразвуковом поле; 3 — в озононасыщенной среде; 4 — в озононасыщенной среде под действием ультразвукового поля

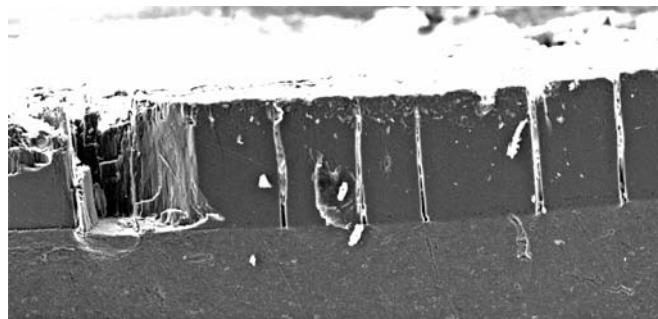


Рис. 3. Общий вид оксидного покрытия с каналами (×95)

Следует отметить, что на всех экспериментальных зависимостях максимальное значение износа наблюдалось на первоначальном участке пути трения. Скорее всего, это объясняется пониженной микротвердостью поверхностного участка оксидного покрытия аналогично факту, установленному в работе [2].

На рис. 3 показан общий вид оксидного покрытия, причем верхний, белый, участок фотографии представляет собой поверхность оксида. Средняя (наиболее темная часть) и есть покрытие с классическими каналами, попавшими в область разреза. Внизу видна часть алюминиевого сплава, которая преобразуется в анодный оксид.

На рис. 4 представлен дендрит (древовидный кристалл), растущий, по-видимому, внутри канала. А на рис. 5 показаны размеры каналов в покрытии, которые в несколько раз превышают диаметры каналов (0,2... 0,7 мкм), характерных для пленок при микроразрядном оксидировании [3].

Практическое использование результатов исследования

Анодирование деталей нефтепромыслового оборудования (насадок и камер смешения струйного насоса, обойм подшипников скольжения, защитных рубашек,

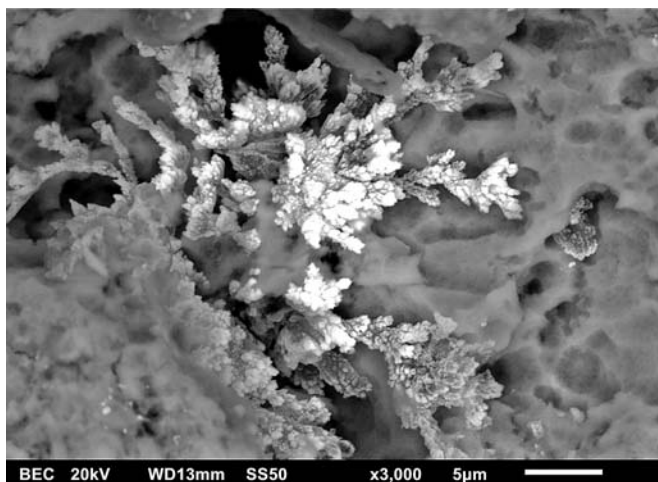


Рис. 4. Классический дендрит внутри канала

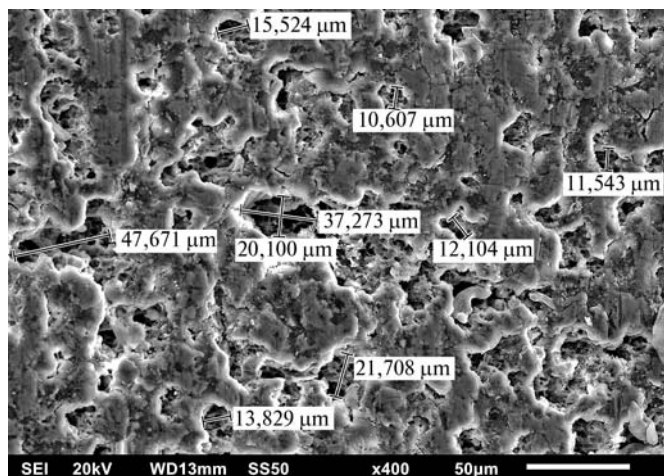


Рис. 5. Размеры каналов внутри покрытий, полученных анодированием

направляющих аппаратов и межсекционных уплотнений насосов системы поддержания пластового давления) позволило уменьшить их износ в процессе эксплуатации в 2...8 раз [4].

Выводы

1. Экспериментально установлены зависимости износа анодированных образцов (пропитанных маслом и без пропитки) от пути трения. Графики позволяют оценить эффективность повышения износостойкости при совместном и раздельном использовании озона и ультразвука в процессе анодирования.

2. При пропитке анодного покрытия маслом износ снижается по сравнению с непропитанными образцами в 1,2 раза при анодировании с применением озона, в 2,1 раза при анодировании с ультразвуковым воздействием, в 3,3 раза при их совместном воздействии на электролит, образец и реакционную зону.

3. Получены микрофотографии с увеличением до 3000 крат, характеризующие структуру оксидного покрытия на алюминиевом сплаве Д16Т. На них представлены каналы с указанием их размеров и классические дендриты Al_2O_3 .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мельников П.С. Справочник по гальванопокрытиям в машиностроении. М.: Машиностроение, 1991. 380 с.
2. Кусков В.Н., Кусков Ю.Н., Ковенский И.М., Матвеев Н.И. Особенности роста покрытия при микродуговом оксидировании алюминиевых сплавов // Физика и химия обработки материалов. 1990. № 6. С. 101—103.
3. Кусков В.Н. Формирование оксидной пленки при воздействии электрических микрозарядов на сплав Д16 в силикатно-щелочном электролите // Физика и химия обработки материалов. 1994. № 6. С. 75—79.
4. Коленчин Н.Ф., Кусков В.Н. Увеличение срока эксплуатации нефтепромыслового оборудования за счет замены материала деталей // Изв. Самарского научного центра РАН. 2011. Т. 13. № 1 (2). С. 456—458.



**Вниманию авторов и читателей журнала
«Упрочняющие технологии и покрытия»**

Телефон редакции изменился на (499) 268-47-19

М.С. Степанов, Ю.М. Домбровский

(Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону)

E-mail: stepanovms@yandex.ru

Формирование карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали

Проведено исследование процесса формирования карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали. Рассчитана температура образования атомарного хрома и протекания процесса микродугового хромирования при прямом восстановлении оксида хрома углеродом. Выявлена возможность проведения этого процесса в присутствии активатора — хлористого аммония. Экспериментально установлено формирование карбидного покрытия стальных изделий в обмазке на основе порошка оксида хрома за счет одновременного диффузионного насыщения углеродом и хромом. Показано, что добавка активатора в состав обмазки примерно вдвое увеличивает глубину карбидного слоя.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, химико-термическая обработка, карбидное покрытие, микродуговое хромирование стали.

Analysis of the research of the process of formation carbide coating at the microarc chromizing of steel. Calculated the temperature formation of chromium atoms and process of microarc chromizing in the process of direct reduction of chromium oxide by carbon. Determined the possibility of this process in the presence of the activator — ammonium chloride. Experimentally demonstrated the formation carbide coating of steel products in the plastering based of chromium oxide powder through to the simultaneous diffusion of carbon and chromium. Additive the active substance to the plastering approximately doubles the depth of carbide layer.

Keywords: surface hardening, chemico-thermal processing, carbide coating, microarc chromizing of steel.

Введение

Диффузионное хромирование является одним из наиболее распространенных методов формирования карбидных покрытий на поверхности стальных изделий. Однако существующие технологии нанесения таких покрытий характеризуются рядом недостатков: большой продолжительностью; невозможностью создания карбидного слоя на поверхности малоуглеродистых сталей; формированием обезуглероженного подслоя в углеродистых сталях, что вызывает необходимость предварительной цементации, и рядом других [1—4].

Наиболее перспективным путем разработки новых эффективных процессов диффузионного хромирования является интенсификация процессов насыщения с помощью непосредственного воздействия электрического тока на обрабатываемое изделие и насыщающую среду. Одним из таких методов является микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО). Процесс предусматривает электронагрев изделия, погруженного в контейнер с порошком каменного угля [5].

Порошок каменного угля выполняет функцию электропроводной среды, образующей замкнутую электрическую цепь, необходимую для протекания электрического тока и нагревания стального изделия. Кроме того, при нагревании угольного порошка в процессе его газификации выделяется ряд веществ, участвующих в реакциях при МДХТО.

Учитывая, что использование порошка каменного угля позволило существенно интенсифицировать процесс цементации [5], было сделано предположение о возможности формирования поверхностного карбидного слоя за счет одновременного насыщения стальных изделий углеродом и хромом.

Целью работы является изучение возможности и условий осуществления хромирования стальных изделий в порошковой среде в режиме микродугового нагрева.

Методика проведения исследований

Исследование процесса микродугового хромирования осуществлялось на специально разработанной экспериментальной установке [5]. В качестве порошковой среды использовали каменный уголь (антрацит) А ГОСТ 25543—88 с размером частиц 0,4...0,6 мм, а источником диффузанта являлся оксид хрома Cr_2O_3 . С учетом того, что формирование карбидного покрытия осуществляется в результате диффузии атомарного хрома, рассмотрены возможные реакции восстановления оксида. Применен термодинамический анализ и выполнен расчет изменения стандартной энергии Гиббса ΔG_T^0 с использованием метода Темкина—Шварцмана [6].

Диффузионные слои оценивали металлографически с помощью микроскопов МИМ-7 и «Neophot-21» на поперечных шлифах образцов, протравленных

реактивом Ржешотарского. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450—76 с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н. Регистрацию микроструктур выполняли цифровой фотокамерой с разрешением 7,2 Мп.

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ литературных источников [7—10] показал, что структура органической массы угля неоднородна и в основном состоит из макромолекул нерегулярного строения различной величины. В исследованиях отмечается большое разнообразие структурных фрагментов, соединенных различными типами химических связей. Любые превращения, происходящие при нагревании углей, начинаются с разрыва наименее прочных связей между отдельными участками структуры.

Нагрев угольного порошка приводит к разложению органической массы, расщеплению макромолекул и выделению свободных радикалов, претерпевающих рекомбинацию с образованием твердых, жидких и газообразных продуктов с повышенным содержанием углерода, вступающих в реакцию с углеродом, кислородом и между собой. Есть сведения [9], что внешнее энергетическое воздействие способствует интенсификации процесса газификации угля. В случае МДХТО — это протекание электрического тока с возникновением микродуговых разрядов.

В результате этих процессов образуется ряд веществ, представляющих интерес при анализе реакций в процессе МДХТО. Это — углерод, монооксид углерода, водород и метан [8—10].

Результаты термодинамических расчетов возможных реакций приведены в таблице.

Результаты термодинамических расчетов возможных реакций

Номер реакции	Реакция	Зависимость ΔG_T^0 , кДж, от температуры T , К
1	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{CO} = 2\text{Cr} + 3\text{CO}_2$	$2645 + 0,004T$
2	$2\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{C} = 4\text{Cr} + 3\text{CO}_2$	$1090,5 - 0,535T$
3	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{C} = 2\text{Cr} + 3\text{CO}$	$797,5 - 0,527T$
4	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{H}_2 = 2\text{Cr} + 3\text{H}_2\text{O}$	$475,6 - 0,22T$
5	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{CH}_4 = 2\text{Cr} + \text{CO} + 2\text{H}_2\text{O}$	$667,9 - 0,43T$

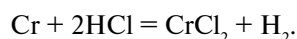
Для реакции № 1 условие отрицательного значения энергии Гиббса ΔG_T^0 невыполнимо, поэтому она термодинамически невозможна. Для реакций № 2...5 это условие начинает выполняться при температурах 1764, 1241, 1858, 1273 °С соответственно. Поэтому значение 1241 °С можно считать начальной температурой образования атомарного хрома и протекания процесса диффузионного хромирования по схеме прямого восстановления оксида Cr_2O_3 углеродом.

Рассмотрим особенности процесса хромирования с участием активатора — хлористого аммония.

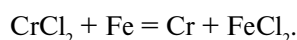
При нагревании хлористого аммония образуются аммиак и хлористый водород:



Если температура процесса достаточна для протекания реакций восстановления оксида хрома, то атомарный хром реагирует с хлористым водородом с образованием газообразного дихлорида хрома:

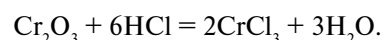


При контакте дихлорида хрома с поверхностью изделия происходит обменная реакция между дихлоридом и железом:

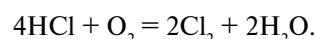


Образующийся атомарный хром диффундирует в глубь стального изделия, обеспечивая протекание процесса поверхностного насыщения.

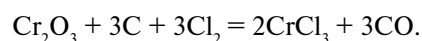
Если температура процесса ниже температуры восстановления оксида хрома, то получение дихлорида хрома возможно через промежуточную стадию образования трихлорида CrCl_3 . Для этого есть две возможности. С одной стороны, хлористый водород реагирует с оксидом Cr_2O_3 с образованием трихлорида CrCl_3 в результате реакции обмена



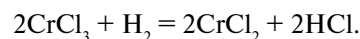
С другой стороны, возможно протекание реакции образования молекулярного хлора



Далее при температуре более 800 °С происходит реакция образования трихлорида CrCl_3



При температуре свыше 459 °С возможно образование дихлорида CrCl_2 по реакции восстановления водородом



Таким образом, применение активатора NH_4Cl и образование дихлорида хрома по одной из приведенных химических реакций позволяют ускорить диффузионное насыщение хромом в условиях МДХТО при

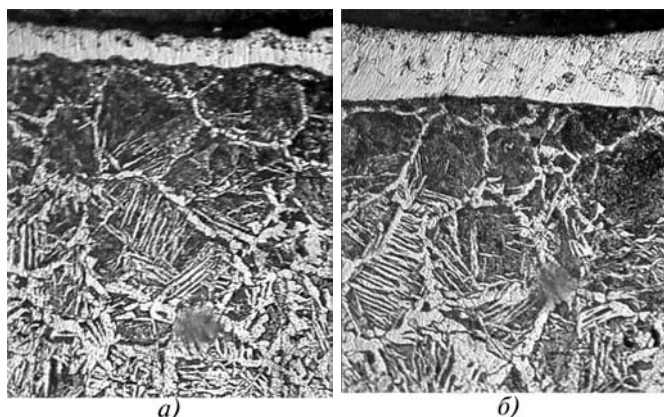


Рис. 1. Микроструктура стали 20 после микродугового хромирования, $\times 200$:

a — без активатора; *б* — с активатором

температурах ниже, чем температуры прямого восстановления оксида хрома углеродом.

Проведена экспериментальная проверка полученных результатов. Для формирования хромовых карбидных покрытий на поверхность цилиндрических образцов из стали 20 диаметром 12 мм и длиной 35 мм была нанесена гелеобразная электропроводная обмазка, содержащая высокодисперсный порошок оксида хрома Cr_2O_3 . Глубина погружения образцов в угольный порошок составляла 15 мм. Процесс МДХТО проводился при питающем напряжении 260 В и электрическом токе в цепи 3 А в течение 3 мин. В результате обнаружено формирование слаботравящегося покрытия глубиной 20...25 мкм микротвердостью 11,5...13,0 ГПа, что соответствует микротвердости карбидов хрома. Под карбидным слоем расположена науглероженная зона с перлитной структурой, а далее — исходная ферритно-перлитная структура (рис. 1, *a*). Полученный результат свидетельствует о возможности одновременного насыщения стального изделия углеродом и хромом и образования поверхностного карбидного покрытия.

Хромирование по тем же режимам в обмазке на основе оксида Cr_2O_3 с добавкой хлористого аммония приводило к образованию слаботравящегося покрытия глубиной 40...55 мкм такой же микротвердости (рис. 1, *б*).

Таким образом, при хромировании по технологии МДХТО с использованием оксида Cr_2O_3 добавка в реакционную среду активатора позволяет интенсифицировать процесс насыщения и примерно вдвое увеличить глубину карбидного покрытия.

Выводы

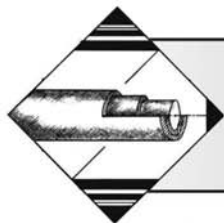
1. С помощью термодинамического анализа установлено, что образование атомарного хрома в результате реакций прямого восстановления оксида Cr_2O_3 углеродом и осуществление процесса микродугового хромирования стальных изделий возможны при температурах свыше 1241 °С.

2. Анализ химических реакций при осуществлении аналогичного процесса в присутствии активатора — хлористого аммония показал возможность образования атомарного хрома и осуществления микродугового хромирования при температурах ниже, чем температура прямого восстановления Cr_2O_3 углеродом.

3. Экспериментально подтверждена возможность хромирования стальных изделий в обмазке на основе порошка оксида хрома Cr_2O_3 в режиме прямого восстановления при микродуговом нагреве. Поверхностное карбидное покрытие образуется за счет одновременного диффузионного насыщения материала углеродом и хромом. Добавка активатора — хлористого аммония — в состав обмазки при хромировании стальных изделий при тех же режимах микродугового нагрева позволяет примерно вдвое увеличить глубину карбидного слоя за счет интенсификации процесса диффузионного насыщения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борисенко Г.В., Васильев Л.А., Ворошнин Л.Г. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. 424 с.
2. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.
3. Диффузионные карбидные покрытия / В.Ф.Лоскутов и др. Киев: Тэхника, 1991. 168 с.
4. Ворошнин Л.Г., Менделеева О.Л., Сметкин В.А. Теория и технология химико-термической обработки. М.: Новое знание, 2010. 304 с.
5. Домбровский Ю.М., Степанов М.С. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах / Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 12. С. 25—29.
6. Морачевский А.Г., Сладков И.Б. Термодинамические расчеты в металлургии. М.: Металлургия, 1985. 136 с.
7. Гюльмалиев А.М., Головин Г.С., Гладун Т.Г. Теоретические основы химии угля. М., МГГУ, 2003. 556 с.
8. Химия и переработка угля / В.Г. Липович, Г.А. Калабин, И.В. Калечиц и др.; под общ. ред. В.Г. Липовича. М.: Химия, 1988. 336 с.
9. Глушенко И.М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых. М.: Металлургия, 1990. 296 с.
10. Гаврилов Ю.В., Королева Н.В., Сеницин С.А. Переработка твердых природных энергоносителей. М., РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2001. 160 с.



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621. 77

Г.Н. Гурьянов, Б.М. Зуев
(ОАО «НИИМетиз», г. Магнитогорск)
E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

О необходимости применения комбинированных методов обработки поверхностных слоев коррозионно-стойкой проволоки

Показана целесообразность применения проволоки из экономно легированных сталей, изготовленной по технологии с комбинированными методами обработки ее поверхности в целях повышения стойкости к коррозионному растрескиванию в сероводородсодержащих средах.

Ключевые слова: волочение, проволока, канат, сероводород, растягивающие напряжения, сульфидное растрескивание, скважинные работы, дополнительная обработка, эксплуатационная стойкость.

The expediency of application of the wire of economically alloyed steels produced according to the technology with the combined methods of surface treatment to improve resistance to stress corrosion cracking in hydrogen sulfide-containing environments.

Keywords: drawing, wire, rope, hydrogen sulfide, tensile stress, sulfide cracking, in-situ work, rework, operational stability.

Условия деформирования поверхностных слоев проволоки значительно отличаются от условий деформирования периферийных и центральных слоев: они испытывают более высокую степень деформации сдвига и действие сил контактного трения. В проходах маршрута волочения температура поверхностных слоев выше и наблюдается значительный ее градиент по длине и высоте очага пластической деформации. При волочении тонкие металлические защитные покрытия и технологические смазки также могут влиять на свойства поверхностных слоев основного металла проволоки. Они могут блокировать при деформации свободный выход дислокаций на поверхность заготовки либо способствовать этому выходу. В первом случае наблюдается повышение упрочнения поверхностных слоев, а во втором — их разупрочнение, пластифицирование, что благоприятно влияет на деформируемость заготовки. Выделенные из множества разнообразных по природе рассматриваемые формы воздействия на поверхностные слои могут вызвать анизотропию физико-механических свойств в поперечном сечении проволоки. Поскольку проволока является относительно тонким изделием, то ее показатели качества зависят от состояния поверхностных слоев.

Магнитогорский ВНИИМетиз и Белорецкий металлургический комбинат совместно с другими исследовательскими институтами занимались разработкой и внедрением технологии производства проволоки и канатов для месторождений нефти и газов, содержащих серово-

дород, углекислый газ и другие агрессивные примеси [1—5]. Разработана и утверждена техническая и технологическая документация на серийное производство проволоки и канатов. В качестве основного материала для производства проволоки выбрана сталь 10X17H13M3T и сплав ЭП-543У (ХН40МДТЮ). Прочностные и пластические свойства проволоки из этих материалов с ростом степени суммарной деформации Q до 80 % при холодном волочении изменяются, как у проволоки из стали 12X18H10T [6]. При значительных степенях деформации интенсивность упрочнения проволоки из стали 10X17H13M3T и сплава ЭП-543У заметно снижается. Поэтому обеспечение высокой прочности проволоки из этих материалов (временное сопротивление разрыву σ_b более 1600 МПа) требует применения больших обжатий проволочной заготовки. Это осложняет процесс волочения проволоки без проведения ее сварки на готовом размере. При степени деформации $Q > 85$ % интенсивность упрочнения проволоки из стали 12X18H10T несколько выше из-за превращения аустенита в мартенсит деформации. Однако дополнительное упрочнение этой стали за счет фазового превращения не обеспечивает стабильного процесса волочения для получения высокой прочности проволоки на конечном размере ($\sigma_b > 1800$ МПа) по причине недостаточной пластичности стали 12X18H10T и ее склонности к налипанию на рабочую поверхность инструмента при повышенных обжатиях ($Q > 80$ %).

Проволока из стали 10X17H13M3T, изготовленная

по общепринятой технологии для аустенитных марок сталей и сплавов, менее стойка в сероводородсодержащих средах, чем проволока из сплава ЭП-543У. Однако исследования показали существенную зависимость физико-механических и коррозионных свойств стали 10X17H13M3T от режимов волочения проволоки и последующих способов ее обработки [1–5]. Например, испытания проволоки из этой стали диаметром 1,3 мм с различной степенью деформации в водном растворе NaCl (рН = 5...6), насыщенном сероводородом, показали следующие результаты. Время до разрушения образцов проволоки с суммарной степенью деформации $Q = 66\%$ в среднем составило 360 ч при напряжении растяжения σ_p образцов, равном 0,9 предела текучести $\sigma_{+0,2}$ ($\sigma_p = 0,9\sigma_{+0,2}$). При других степенях деформации образцы разрушались после выдержки 1000 ч. Низкая коррозионная стойкость образцов проволоки с указанной величиной деформации, очевидно, вызвана более высокими уровнями остаточных напряжений и (или) неоднородности пластической деформации. После проведения отпуска этой проволоки при температуре 400 °С наблюдали повышение ее стойкости к сульфидному растрескиванию. Таким образом, технология изготовления проволоки также значительно влияет на ее качество, в частности на коррозионную стойкость.

Сотрудниками ВНИИМетиз проведена работа по изысканию способов повышения коррозионной стойкости проволоки из стали 10X17H13M3T. Исследования показали возможность снижения скорости сульфидного растрескивания этой проволоки в 1,5...3 раза за счет дополнительной ее обработки на готовом размере*. У канатной проволоки диаметром 0,50 мм, изготовленной по общепринятой заводской технологии, обнаружили зарождение коррозионных трещин после 200 ч выдержки в сероводородсодержащей среде. При этом у проволоки с дополнительной обработкой поверхности зарождение трещин наблюдали после выдержки 300...600 ч. Таким образом, при обработке формируется тонкая структура поверхностных слоев проволоки, более стойкая к воздействию агрессивной внешней среды.

Следует отметить, что дополнительная обработка проволоки из стали 12X18H10T не обеспечивает ее достаточную стойкость к сульфидному растрескиванию. Однако проволока из этой стали с медно-никелевым покрытием имеет удовлетворительную стойкость в средах с содержанием сероводорода до 25 % [1–5]. Поэтому предусмотрено изготовление канатной проволоки диаметром 0,50 и 0,55 мм с толщиной медно-никелевого покрытия не менее 10 мкм и длинномерной проволоки диаметром 1,8 и 2,5 мм с толщиной покры-

* Испытания были проведены сотрудниками Оренбургского ВОЛГО-УРАЛНИПИГАЗа А.Ф. Светличкиным и В.П. Кваشنниковым.

тия не менее 15 мкм по ТУ 14-1-1196—82 («Проволока стальная коррозионно-стойкая для работы в средах, содержащих сероводород и углекислый газ»).

Производство проволоки с более высокой коррозионной стойкостью в средах нефти и газов, содержащих сероводород и другие агрессивные примеси, снижает вероятность ее обрыва при проведении скважинных работ по причине коррозионного растрескивания и тем самым обеспечивает более длительный срок ее эксплуатации.

Выводы

Снижение мировых запасов нефти и газа с низким содержанием агрессивных примесей требует производства коррозионно-стойкого скважинного оборудования, в том числе метизов (проволоки, канатов, кабелей и пружин). Для повышения ресурса работы проволоки и проволочных изделий из экономно легированных сталей необходим поиск режимов термической, механической, электрохимической и других видов обработки проволоки в целях повышения ее стойкости к сульфидному растрескиванию. Усовершенствованная технология производства проволоки из стали 10X17H13M3T для сероводородсодержащих сред, включающая комбинированный метод обработки ее поверхности, реализуема в действующих волочильных цехах предприятий России и не требует создания сложного и дорогостоящего оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Изыскание** материалов и разработка технологии изготовления коррозионно-стойкой проволоки для работы в средах, содержащих сероводород: Отчет о НИР / А.Н. Семавина, Г.Н. Гурьянов, В.Ш. Павлютенкова и др. № Г.Р. 81035138. Магнитогорск, ВНИИметиз, 1982. 42 с.
2. **Разработка** и освоение производства проволоки, канатов и кабелей, предназначенных для работ в средах, содержащих до 25 % сероводорода: Отчет о НИР / В.П. Иванов, Г.Н. Гурьянов, Х.Н. Белалов и др. № Г.Р. 01850018374. Магнитогорск, ВНИИметиз, 1985. 43 с.
3. **Влияние** технологических параметров изготовления высокопрочной проволоки на склонность к коррозионному растрескиванию в сероводородсодержащих средах / Против И.М., Гурьянов Г.Н., Иванов В.П. и др. // Физ.-хим. механика материалов. 1985. Т. 21. № 5. С. 96–99.
4. **Гурьянов Г.Н.** Расчет, анализ напряжений, деформаций и запаса прочности при холодном волочении проволоки. Магнитогорск, ГОУ ВПО «МГТУ», 2008. 358 с.
5. **Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М.** Качество и технологичность волочения проволоки специального назначения // Сталь. 2013. № 3. С. 78–80.
6. **Колпашников А.И., Белоусов А.С., Мануйлов В.Ф.** Высокопрочная нержавеющая проволока. М.: Металлургия, 1971. 184 с.



УДК 620.178

В.М. Сорокин, С.С. Танчук (Нижегородская государственная сельскохозяйственная академия),
В.А. Зотова (Нижегородский государственный педагогический университет),
Н.М. Тудакова, А.В. Михеев (Нижегородский государственный технический университет),
В.В. Берглезов (ПК ООО «Спектр-Б», г. Павлово-на-Оке)
E-mail: vera.zotova1960@mail.ru

Оборудование и результаты ускоренных испытаний комбинированно-упрочненных пар трения

Приводятся описание новой конструкции машины трения для ускоренных ресурсных испытаний материалов и результаты сравнительных испытаний комбинированно-упрочненных пар трения.

Ключевые слова: машина трения, ускоренные испытания, материалы, образцы, упрочнение, трибологические свойства.

The presented description of the new construction of friction machine for accelerations resources tests of materials and results of comparisons tests of combine-hardening friction pairs.

Keywords: friction machine, accelerations tests, materials, samples, hardening, tribological characteristics.

Оценка работоспособности и надежности функционирования изделий осуществляется как в процессе производства, так и при эксплуатации путем проведения соответствующих испытаний и наблюдений. Большинство деталей, узлов и агрегатов в производственных условиях подвергается ресурсным испытаниям, во время которых проверяются их работоспособность, долговечность, безотказность и другие показатели. Многие специалисты в первые годы выпуска изделий, когда уровень их качества еще не стабилизировался, опыт эксплуатации недостаточен и объем информации мал, рекомендуют проводить ресурсные испытания в максимально возможном объеме [1]. А это влечет за собой создание многочисленных лабораторных испытательных стендов и установок. Отсюда возникла необходимость в расширении возможностей универсального испытательного оборудования и компоновке специализированных стендов из типовых серийно изготавливаемых узлов и элементов, что позволяет значительно облегчить, ускорить и удешевить создание испытательного оборудования.

Поиск путей ускорения испытаний для получения нужной информации, необходимой при создании новых машин, а также при продлении ресурса и ремонте существующих, становится одним из основных направлений развития техники. В связи с этим на осно-

ве известных машин трения и стендов, созданных в ИМАШ, НАТИ и других организациях, была разработана и изготовлена многопозиционная машина трения (ММТ) для проведения ускоренных многофункциональных испытаний изделий (образцов), обеспечивающая высокую производительность, точность и достоверность результатов испытаний [2].

Конструктивная схема разработанной ММТ представлена на рис. 1. Она состоит из основания 1, на котором закреплены опоры 2, обеспечивающие свободное вращение от электродвигателя 3 вала 4 с образцами 5, к которым поджимаются узлом прижима 6 контрообразцы 7, шарнирно установленные в профрезерованные гнезда в стаканах 8. Стаканы закреплены с помощью гаек 9 и стопорных винтов 10 в отверстиях, равномерно расположенных с шагом l по длине вертикальных стенок держателей 11, закрепленных винтами и шпильками (не показаны) на основании 1 по обе стороны от вала 4, строго параллельно его продольной оси. Держатели смещены относительно друг друга вдоль оси вала на величину $l/2$ и создают тем самым только одну пару трения в плоскости контакта образца 5 и контрообразца 7.

Каждая пара трения состоит из образца в виде кольца (втулки) 5, неподвижно установленного на валу 4, и контрообразца 7, представляющего собой вырезанную

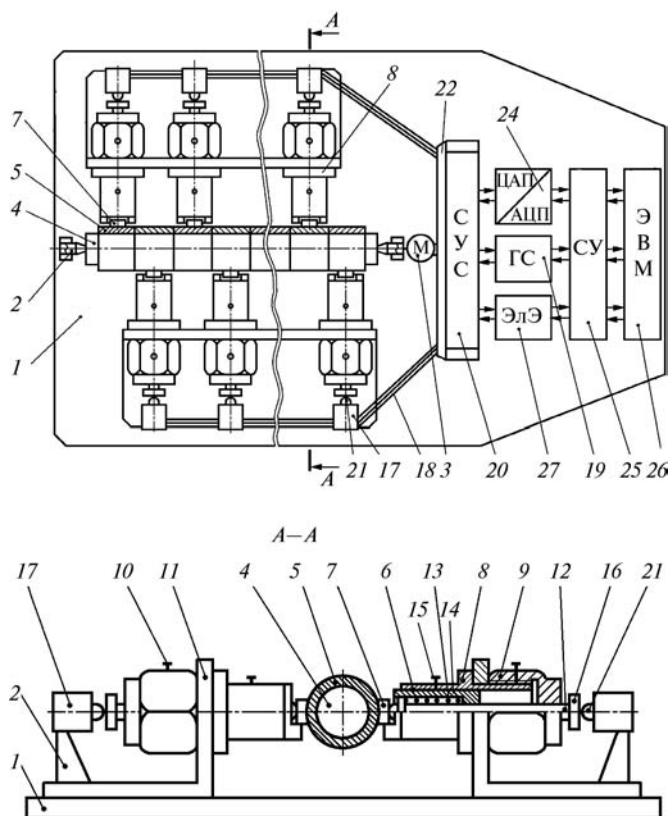


Рис. 1. Конструктивная схема многопозиционной машины трения

по форме образца площадку в виде вогнутой пластины. Поверхности трения каждой пары (образец–контроль) могут быть обработаны разными заданными методами и режимами и, следовательно, иметь различное заданное состояние по параметрам шероховатости, микротвердости, напряженному состоянию и др. При этом нагружение каждой пары выполняется автономно, независимо от других пар, и может осуществляться с разной нагрузкой и отличаться условиями смазывания.

Узел прижима 6, содержащий толкатель 12, выполненный ступенчатым с цилиндрическим пояском, пружину 13 и оправку 14, установлен в стаканах 8 с возможностью поджатия и фиксации винтом 15, при этом обеспечивается предварительный поджим сферическим концом толкателя 12 испытываемых образцов 5 и 7 друг к другу перед началом нагружения и испытаний. Другим концом толкатель 12 соединен с силоизмерителем 16 и штоком 21 гидроцилиндра 17, входящими в систему нагружения и управления ММТ.

Механизм нагружения для каждой пары трения выполнен автономным и содержит гидроцилиндр 17 одно-стороннего действия, соединенный трубопроводами 18 с гидростанцией 19 через блок станции управления системой (СУС) 20. Шток гидроцилиндра 17 шарнирно связан с силоизмерителем 16, содержащим тензодатчи-

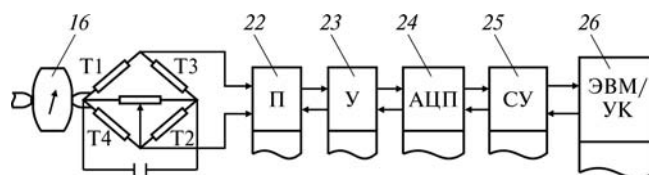


Рис. 2. Блок схем измерителя силы и регистрации деформации при нагружении пар трения

ки Т1...Т4, включенные по мостовой схеме (рис. 2), для измерения сил нагружения пары трения и отслеживания их изменений в процессе испытаний. Любые изменения сил нагружения фиксируются тензодатчиками силоизмерителя 16 и поступают через переключатели (П) 22 на блоки усиления (БУ) 23 аналогового сигнала, смонтированные на СУС 20, затем в аналого-цифровой/цифроаналоговый преобразователь (блок БАЦП 24) и через блок согласующее устройство (БСУ) 25 на ЭВМ/управляющий компьютер (УК) 26, который обрабатывает поступающие данные в соответствии с программой управления экспериментом. Нагружение с отслеживанием изменений силы нагружения испытуемого образца (обратная связь) производится от ЭВМ через БСУ, гидростанцию (ГС) 19, связанную трубопроводами 18 с гидроцилиндром 17, шток которого упирается в силоизмеритель, и затем через толкатель 12 узла прижима 6 контрообразца 7 передается на образец 5.

Электропитание систем ММТ осуществляется от электросети через блок подачи электроэнергии (ЭлЭ) 27.

Согласующее устройство 25 обеспечивает необходимое число каналов ввода-вывода для подключения внешних блоков–устройств ММТ и выполняет функции согласования уровней выходных сигналов, поступающих в управляющий компьютер с АЦП, а также выходных сигналов, поступающих из управляющего компьютера на блоки управления приводами машины трения электромотором 3 и гидроцилиндром 17.

В конкретной разработанной ММТ использованы следующие компоненты: управляющий компьютер класса Pentium; согласующее устройство, выполненное в виде интерфейсной платы, устанавливаемой на системной шине компьютера управления, построенной на микросхеме портов ввода-вывода КР580ВВ55А, имеющей 24 канала программного ввода-вывода; для измерения нагрузки — датчики — мосты на базе тензорезисторов типа 2ПКП-15-120Х, усилители аналогового сигнала типа ТА-5 и АЦП типа Ф7077/1; в системе управления — двигатели АЕGS026/48 и модули управления М106 немецкой фирмы Kemoelectronic.

Устройство работает следующим образом. Перед началом испытания машина трения находится в исходном состоянии. Шток гидроцилиндра 17 находится в крайнем верхнем положении. Производится установка вала 4 с закрепленными на нем образцами 5 в центры опор 2 и контрообразцов 7 в гнезда стаканов 8. Дальней-

шая работа ММТ осуществляется в автоматическом режиме в соответствии с алгоритмом испытания, обеспечение которого возлагается на программу управления, функционирующую от компьютера 26.

Первым шагом алгоритма испытания является тарировка силоизмерителя 16, которая производится перед каждым испытанием и заключается в определении нулевой точки отсчета измерителя силы нагружения.

Вторым шагом алгоритма испытания является приведение образцов 5 и 7 в контакт и установка силы нагружения, для чего компьютер 26 формирует и передает через интерфейсную плату согласующего устройства 25 сигналы управления модулю управления гидростанцией 19, обеспечивающей подачу жидкости в гидроцилиндр 17, поршень которого сжимает пружину в цилиндре (на рис. 1 не показана), при этом шток 21, перемещаясь, воздействует на силоизмеритель 16, толкатель 12 и обеспечивает заданное усилие на образцах пары трения.

Затем с электростанции 27 через СУС 20 подается электрический ток на двигатель 3 и производится включение вращения вала 4 с образцами 5.

Изменение силы нагружения в процессе испытаний из-за износа образцов 5 и 7 фиксируется тензометрическим измерителем силы 16, аналоговый сигнал с которого поступает на усилитель, преобразуется аналого-цифровым преобразователем и поступает в цифровом виде через согласующее устройство 25 в управляющий компьютер 26, на котором функционирует программа управления экспериментом.

Далее программным путем осуществляется анализ достигнутого значения нагружающей силы и производится включение гидростанции для восстановления нагружающей силы или увеличения ее в случае необходимости.

После окончания программы испытания производится возврат рабочих органов машины трения в исходное состояние, для чего компьютер 26 формирует управляющие сигналы, передаваемые через согласующее устройство 25 для модулей 19, 20, 27 и АЦП, обеспечивающих работу гидроцилиндра 17 и электродвигателя 3, которые управляют нагружением и движением образцов 5 и 7.

Данная ММТ позволяет не только расширить технологические возможности машин трения по сравнению с известными машинами, но и в несколько раз повысить производительность (сократить время) проведения испытаний, особенно при проведении многофакторных экспериментов (МФЭ). Это достигается благодаря следующему.

Повышение производительности обеспечивается тем, что предложенная ММТ позволяет одновременно по времени в одном цикле проводить испытания нескольких пар трения благодаря применению независимых друг от друга автономных механизмов нагружения

для каждой испытываемой пары трения. Кроме того, предложенная система нагружения пар трения не требует остановки машины трения, переналадки и регулировки механизма нагружения в процессе испытаний при переходе от одной пары трения к другой, в отличие от механизма нагружения машины, представленной а.с. № 369469.

Повышение точности результатов испытаний достигается тем, что механизмы нагружения пар трения расположены равномерно в Г-образных держателях, установленных с двух сторон вдоль оси вращающегося с образцами вала, что обеспечивает уравнивающее воздействие от усилия нагружения и, следовательно, исключает деформации вала при нагружении и испытаниях.

Повышение достоверности результатов испытаний путем регистрации мгновенных значений сил нагружения обусловлено тем, что ММТ снабжена измерителями сил нагружения, выполненными в виде тензометрических датчиков-мостов, жестко соединенных со штоками гидроцилиндров и толкателями узлов прижима контрообразцов, передающих сигналы, пропорциональные возникающим силам, на усилители аналоговых сигналов и затем в аналого-цифровой преобразователь, а далее в цифровом виде через согласующее устройство на управляющий компьютер, который обрабатывает поступающие данные в соответствии с программой управления.

Расширение функциональных возможностей реализации динамического управления параметрами нагружения и вращательного движения испытываемых образцов обеспечивается тем, что ММТ снабжена управляющим компьютером, согласующим устройством, блоком управления приводом вращения вала. Программа управления процессом испытания с помощью управляющего компьютера осуществляет управление приводами ММТ. Это достигается путем передачи импульсов управления через согласующее устройство (интерфейсную плату, установленную на системной шине компьютера) к блокам управления приводами ММТ. Программа также обеспечивает динамическое регулирование параметров нагружения пар трения и вращения вала (по времени, частоте вращения и т. д.), позволяет избежать временного рассогласования приводов при длительных циклических испытаниях, а также реализовать более сложные режимы, в частности при испытании на износо- и задиростойкость.

Для подтверждения эффективности предложенной ММТ были проведены исследования. К образцам (втулкам) с наружным диаметром 80...100 мм, установленным на валу, прижимались с заданным усилием контрообразцы размером 12...10 мм, вырезанные электроискровым способом из натуральных деталей (валы, гильзы). Трущиеся поверхности образцов под-

Результаты испытаний образцов (8...16 пар трения)

Материал образца/контро- образца	Финишная обработка образца	Интенсивность изнашивания, $J_h \cdot 10^{-5}$, мг/м	Задиростой- кость Z, с (средняя)	Коэффици- ент трения	Повышение эффективности ис- пытаний в сравнении с ранее вы- полненными на СМЦ-2	
					Снижение вре- мени, разы	Повышение точ- ности результа- тов, %
Сталь 45/сталь 30ХГСА	Шлифование + вибронакатывание ($Ra = 0,15...0,2$ мкм)	8,50...9,60	15,2	0,10...0,12	8...16	7...10
	Шлифование ($Ra = 0,4...0,6$ мкм) + ФАБО (меднение) $\delta = 3...4$ мкм	3,80...4,20	122,4	0,09		
Сталь 30ХГСА/ высоколегиро- ванные чугуны (НВ280)	Шлифование ($Ra = 0,8...1,2$ мкм) + вибронакатывание с раство- ром $CuCl_2$	1,62...1,74	187,6	0,07		
Сталь 45/сталь 40Х	Растачивание + вибродорнование, раствор $Cu + MoS_2$	1,53...1,64	190,5	0,06...0,07		

вергались антифрикционной обработке (см. таблицу), контрообразцы антифрикционной обработке не подвергались. Скорость вращения образцов варьировалась в пределах 0,6...1,0 м/с; усилие при нагружении – от 6 до 10 МПа (при испытаниях на износ); время испытаний – 160...180 ч при смазке маслом МС-1 (1...2 капли в течение 30 мин).

Износ образцов и контрообразцов определялся путем взвешивания на аналитических весах до и после испытаний (весовой метод), а также методом измерения микрометрами или индикаторами с ценой деления 0,001 мм (линейный метод). Интенсивность изнашивания и коэффициент трения определялись по стандартной методике ИМАШ. Испытания на задиростойкость проводились по методике, изложенной в [2]. Повышение производительности оценивалось сравнением суммарного времени испытаний одинакового числа пар трения на разных установках.

Некоторые результаты испытаний приведены в таблице. Их анализ, а также результаты, приведенные в работах других исследователей [3, 4], пока-

зали, что предложенная ММТ позволяет получать достоверные результаты при исследованиях трибологических свойств материалов, а ее высокие производительность, точность достигаются благодаря конструктивно-технологическим особенностям машины трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кугель Р.В. Испытания на надежность машин и их элементов. М.: Машиностроение, 1982. 181 с.
2. Сорокин В.М., Зотова В.А., Михеев А.В. и др. Методика и результаты сравнительных испытаний на износо- и задиростойкость гильз и цилиндров после комбинированной обработки. Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика. Ч. 2. СПб.: Изд-во Политехнического университета, 2012. С. 311–316.
3. Шнейдер Ю.Г. Технология финишной обработки давлением. СПб.: Политехника, 1998. 414 с.
4. Гаркунов Д.Н. Триботехника. Износ и безызносность. М.: Изд-во МСХА. 614 с.



Указатель статей, опубликованных в журнале в 2014 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

- Бабичев А.П., Коваль Н. С, Романовский И.Н.** Виброволновая упрочняющая обработка режущих ножей сельскохозяйственных машин.....№ 10
- Бабичев А.П., Бутенко В.И., Чукарин А.Н., Гусакова Л.В.** Повышение стойкости сварных соединений № 6
- Барчуков Д.А., Романенко Д.Н.** Исследование возможности упрочнения быстрорежущих сталей в результате выполнения высокотемпературного отпуска после поверхностного пластического деформирования..... № 9
- Безъязычный В.Ф., Сутягин А.Н.** К вопросу расчетного определения интенсивности изнашивания контактируемых поверхностей с учетом упрочнения поверхностного слоя деталей..... № 1
- Белоцерковский М.А., Шелег В.К., Сухоцкий П.Г.** Акустическое активирование процесса газопламенного напыления проволочными материалами.....№ 8
- Бржозовский Б.М., Зинина Е.П., Мартынов В.В., Плешакова Е.С.** Сравнительный анализ характеристик твердости инструментальных материалов.... № 3
- Быбин А.А., Тарасов П.В., Невьянцева Р.Р., Измайлова Н.Ф.** Влияние методов удаления ионно-плазменного покрытия на основе нитрида титана на точность и качество обработки поверхности титанового сплава № 8
- Варданян Э.Л., Ягафаров И.И., Будилов В.В., Киреев Р.М.** Математическое моделирование процесса нанесения упрочняющих покрытий на основе интерметаллида системы TiAl..... № 6
- Галкин В.В.** Структурно-деформационная оценка упрочнения металла в многооперационных процессах холодного деформирования № 8
- Гаркунов Д.Н., Бабель В.Г., Мельников Э.Л.** Металлоплакирующие смазочные материалы..... № 5
- Горлов И.В., Болотов А.Н.** Изменение механических свойств изношенной поверхности, восстановленной пластическим деформированием № 7
- Дегтярев М.Г.** Упрочняющие технологии — основа повышения ресурса и сроки службы машин .. № 8
- Елкин М.С.** Исследование влияния наноструктурированных покрытий режущего инструмента на параметры качества обработанной поверхности при фрезеровании концевыми фрезами..... № 5
- Камалетдинова Р.Р., Мамлеев Рус.Ф., Мамлеев Раф.Ф., Чертовских С.В., Шустер Л.Ш.** Вопросы применения керметов на основе карбида титана в трубопроводной запорной арматуре..... № 2
- Каржавин В.В., Шибeko С.Г.** Нанесение специальных покрытий как способ облегчения подготовки поверхностей деталей для их качественного соединения пайкой..... № 7
- Киричек А.В., Соловьев Д.Л.** Перспективы кратного повышения эксплуатационных свойств естественным армированием металлических материалов при технологическом обеспечении многоуровневой гетерогенной структуры..... № 4
- Клименко С.А., Нос А.О., Рыжов Ю.Э., Хейфец М.Л., Ивашко В.С.** Фрактальный анализ структуры и эксплуатационных свойств газопламенных покрытий системы Ni—Cr—W—Si № 7
- Кокорин В.Н., Скворцов А.А., Брызгин М.А., Сизов Н.А., Кокорин А.В.** Аналитико-экспериментальные исследования процесса прессования и структурообразования при интенсивном уплотнении увлажненных механических смесей № 7
- Кокорин В.Н., Филимонов В.И., Григорьев А.А., Сизов Н.А., Кокорин А.В.** Теоретические исследования процесса интенсивного уплотнения гетерофазных механических смесей.....№ 11
- Константинов В.М.** Комплексное повышение долговечности корпуса почвообрабатывающего плуга№ 12
- Крючков С.А., Агабеков Ю.В., Королев А.Н., Сутырин А.М.** Промышленные технологии нанокompозитных покрытий с низким коэффициентом трения, как пример внедрения инновационных разработок в производство..... № 6
- Лебедев В.А., Ермолаев Г.В., Лой С.А., Матвиенко М.В.** Напряженное состояние напыленного покрытия при испытаниях на термостойкость.....№ 11
- Лебедев В.А., Лой С.А., Ермолаев. Г.В., Матвиенко М.В.** Напряженное состояние напыленного покрытия при испытаниях на отрыв.....№ 12
- Любимов Д.Н., Долгополов К.Н., Глазунова Е.А., Мельников Э.Л., Сережкин М.А., Бодарева А.В.** Эффекты самоорганизации в узлах трения при эксплуатации в смазочной среде, содержащей твердые наполнители № 5
- Мозгов С.А., Саушкин Б.П., Моргунов Ю.А., Лобода А.А.** Электрохимическая отделочная обработка изделий из сплава ЭП-741НП..... № 2

Носков А.С., Королев А.В., Королев А.А., Решетникова О.П., Салимов Б.Н. Технология нанесения твердого антифрикционного покрытия на дорожки качения упорно-радиальных подшипников, а также результаты стендовых испытаний..... № 7

Сергеев Е.С., Зинин М.А., Щедрин А.В., Поляков А.О., Чихачева Н.Ю., Гаркунов Д.Н., Мельников Э.Л. Новые направления самоорганизации контактных процессов в методах лезвийной, деформирующей и комбинированной обработки.... № 5

Сизов Н.А., Кокорин В.Н., Шанченко Н.И. Моделирование процесса интенсивного уплотнения увлажненных металлических порошков с использованием ультразвукового воздействия..... № 9

Филимонов В.И., Филимонов С.В., Марковцева В.В., Лисин И.О. Локализация участков формирующих роликов под упрочнение на основе анализа силовых параметров и прогнозирования износа оснастки № 7

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Бабичев А.П., Коваль Н.С., Максимов Д.В., Мотренко П.Д., Чучукалов А.П. Экспериментальные исследования влияния виброволнового нагружения на изменение состояния материала слоистого пакета металлических образцов № 1

Буглаев А.М. Повышение стойкости разделительных штампов с твердосплавными режущими элементами алмазным выглаживанием..... № 11

Голиков Н.И., Махарова С.Н., Сидоров М.М. Влияние ударной обработки на механические свойства сварных соединений стыков труб из низколегированной стали 13Г1С-У..... № 1

Исаев А.Н., Лебедев А.Р., Федоренко А.А. Параметрическая модель формообразования многослойного соединения дорнованием № 10

Кузнецов В.А., Тимофеева Т.Д., Хомякова Н.В. Повышение эффективности операций механообработки за счет модификации поверхностного слоя инструментов № 5

Кузнецов В.А., Щедрин А.В., Гаврилов С.А., Воронков В.И., Мельников Э.Л. Теоретические и экспериментальные исследования охватывающего поверхностного пластического деформирования в условиях применения металлоплакирующих смазочных материалов..... № 2

Смирнов А.В. Влияние способа установки сменной многогранной пластины на силу, контактное давление и цикличность нагружения при обработке выглаживанием..... № 5

Сорокин В.М., Танчук С.С., Михеев А.В., Зотова В.А., Тудакова Н.М., Берглезов В.В. Теоретико-экспериментальное обоснование нового совмещенного процесса комбинированной обработки поверхностей трения резанием, ППД и воздействием напорных струй технологических жидкостей № 2

Черепяхин А.А., Виноградов В.М. Особенности кинематики процесса холодного накатывания и выбор наиболее рациональной схемы его реализации..... № 5

Чудина О.В., Фатюхин Д.С., Хачатурян В.А. Поверхностное упрочнение сталей в процессе ультразвуковой обработки в жидких средах № 9

Щедрин А.В., Козлов А.Ю. Совершенствование технологии применения металлоплакирующих смазочных материалов в методах охватывающего поверхностного пластического деформирования инструментом с регулярной микрогеометрией № 3

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Михальченков А.М., Соловьев С.А., Михальченкова М.А. Эффективность импортозамещающих технологий изготовления, восстановления и упрочнения деталей почвообрабатывающих орудий способом компенсирующих термоупрочненных элементов № 11

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Агеев Е.В., Агеева Е.В., Воробьев Е.А. Гранулометрический и фазовый состав порошка, полученного из вольфрамсодержащих отходов инструментальных материалов электроэрозионным диспергированием в керосине..... № 4

Агеева Е.В., Агеев Е.В., Воробьев Е.А., Осьминина А.С. Получение износостойких покрытий электродами из твердосплавных электроэрозионных порошков и их исследование № 4

Агеева Е.В., Агеев Е.В., Карпенко В.Ю. Изучение формы и элементного состава порошка, полученного из вольфрамсодержащих отходов инструментальных материалов электроэрозионным диспергированием в водной среде № 4

Агеев Е.В., Агеева Е.В., Карпенко В.Ю., Осьминина А.С. Получение заготовок твердого сплава из порошков, полученных электроэрозионным диспергированием вольфрамсодержащих отходов..... № 4

Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Емельянов С.Г., Романенко Д.Н. Лазерный отпуск быстрорежущей стали..... № 7

Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Лебедев Д.И., Попов О.Н. Взаимосвязь микрогеометрии по-

верхности трения и макроструктуры износостойких порошковых покрытий..... № 9

Денисов Л.В., Пискарёв А.С., Бойцов А.Г. Локальное карбоксицирование титановых сплавов № 8

Жукова Е.А., Романов Р.И., Фоминский В.Ю. Химические связи и трибологические свойства тонких WSe_x -пленок, нанесенных на твердые С- и В-содержащие слои..... № 8

Журавлев М.М. Моделирование микротвердости и глубины упрочненного слоя при лазерной закалке с оплавлением поверхности № 6

Иванов В.И., Гришко А.А. Электроискровая установка БИГ-5 для универсального применения при упрочнении и восстановлении деталей и инструментов № 6

Латушкина С.Д., Куис Д.В., Жижченко А.Г., Поськина О.И., Рудак П.В., Комаровская В.М. Вакуумно-плазменные защитные покрытия на дереворежущий инструмент № 11

Лялякин В.П., Аулов В.Ф., Иванайский В.В., Кривочуров Н.Т., Коваль Д.В., Ишков А.В. Особенности индукционной наплавки длинномерных почвообрабатывающих органов сельхозтехники № 2

Макиенко В.М., Верхотуров А.Д., Романов И.О., Строителей Д.В. Исследование изменения фазового и химического составов концентратов минерального сырья при воздействии на них дуговых разрядов..... № 2

Пинахин И.А., Иванов В.В., Копченков В.Г., Черниговский В.А. Повышение эксплуатационного ресурса твердосплавных режущих инструментов методом объемного импульсного лазерного упрочнения № 10

Полетика И.М., Тетюцкая М.В., Макаров С.А., Крылова Т.А., Голковский М.Г., Балушкина М.А. Формирование покрытий вневакуумной электронно-лучевой наплавкой карбидом вольфрама с последующим модифицированием наплавленного слоя..... № 1

Сайфуллин Р.Н., Зарипов А.Ф. Получение порошковых покрытий на малоразмерных деталях электроконтактной приваркой..... № 1

Сайфуллин Р.Н., Левин Э.Л., Наталенко В.С. Свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой металлических порошков..... № 9

Сайфуллин Р.Н., Фархшатов М.Н., Левин Э.Л., Нафиков М.З., Наталенко В.С., Исламов Л.Ф., Юферов К.В. Свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой присадочных материалов из стальных лент..... № 3

Тарасова Т.В., Голубев В.С., Кузьмин С.Д. Особенности формирования структуры наплавленных слоев при лазерной обработке..... № 9

Хорьякова Н.М., Агеев Е.В., Агеева Е.В. Электроэрозионные медные порошки для гальванических покрытий..... № 4

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Александров В.А. Получение многослойных модифицированных покрытий на поверхности стальных изделий для повышения эксплуатационных характеристик № 12

Артемьев А.А., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Электрошлаковая наплавка плоских поверхностей изделий композиционным износостойким сплавом № 6

Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Мельшанов А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачёв М.С. Когезия покрытий, нанесенных газодинамическим напылением.. № 12

Асланян И.Р., Шустер Л.Ш. Влияние упрочняющих добавок SiC на изнашивание электролитических NiP-покрытий в условиях фреттинг-коррозии № 3

Баглюк Г.А., Апининская Л.М., Вергелес Н.М., Бездорожев А.В., Уськова Н.А. Получение износостойких покрытий из карбида титана методом электрофоретического осаждения № 12

Будилов В.В., Агзамов Р.Д., Рамазанов К.Н., Рамазанов И.С. Технология ионного азотирования титанового сплава ВТ6 с применением эффекта полого катода № 8

Будилов В.В., Рамазанов К.Н., Хусаинов Ю.Г., Золотов И.В. Применение эффекта полого катода для локального ионного азотирования конструкционной стали 16Х3НВФМБ-Ш..... № 12

Верещака А.А., Верещака А.С., Попов А.Ю. Разработка и исследование наноструктурированных многослойно-композиционных покрытий твердосплавных инструментов, предназначенных для тяжелых условий обработки № 5

Верещака А.С., Верещака А.А., Булычева А.И. Многослойные нанодисперсные покрытия для режущего инструмента..... № 5

Вольхин А.М., Мальшев В.Н. Исследование прочности сцепления сверхвысокомолекулярного полиэтилена с МДО-покрытием..... № 1

Галин Р.Г., Захаревич Д.А., Александров С.В., Демидова О.В., Фоминых М.В. Упрочняющие цинковые покрытия для резьбовых соединений..... № 6

- Дринберг А.С.** Применение винилированных алкидных олигомеров для модификации различных полимеров и олигомеров.....№ 10
- Жачкин С.Ю., Болдырев А.И., Болдырев А.А., Михайлов В.В., Гедзенко Д.В., Пеньков Н.А.** Антикоррозионная защита металла методом гальваноконтактного осаждения.....№ 11
- Жачкин С.Ю., Болдырев А.И., Болдырев А.А., Михайлов В.В., Гедзенко Д.В., Пеньков Н.А.** Повышение износостойкости деталей авиационной техники с гальваническими покрытиями.... № 7
- Жосанов А.А., Колмыков В.И., Романенко Д.Н.** О свойствах композиционных железных электролитических покрытий с порошком ВК8, полученным электроэрозионным диспергированием № 4
- Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Ерофеев Я.В.** Формирование на стали жаростойких покрытий системы никель—алюминий № 9
- Козлов А.А., Смоленцев В.П., Клименченков А.А.** Маркирование металлических изделий с эластичными покрытиями без их разрушения.....№ 10
- Коренев В.Н.** Обоснование микротвердости покрытий при напылении водородно-кислородным пламенем№ 11
- Куприянова И.Ю.** Улучшение механических свойств алюминиевых сплавов под воздействием комплексных модификаторов № 4
- Кусков Ю.М., Евдокимов А.И.** Электрошлаковая наплавка износостойких легированных чугунов№ 10
- Омигов Б.И., Смоленцев В.П., Юхневич С.С., Бобров Е.С.** Электрохимическое удаление концентраторов напряжений в силовых резьбовых соединениях № 3

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

- Рослякова Л.И., Росляков И.Н.** Диффузионные и кинетические процессы, происходящие на поверхности стали при цементации..... № 4
- Севостьянов Н.В., Мурашева В.В., Ефимочкин И.Ю.** Обеспечение сплошной химической металлизации комбинированной поверхности металломатричного композиционного материала AlSiC..... № 10
- Семенихин Б.А., Кузнецова Л.П.** Композиционные гальванические покрытия на основе железа и порошков, полученных методом электроэрозионного диспергирования из отходов твердых сплавов № 4

- Смоленцев В.П., Грицок В.Г., Сафонов С.В.** Эксплуатационные свойства изделий после электроискрового легирования и нанесения покрытий.....№ 12
- Смоленцев В.П., Коровин А.А., Омигов Б.И., Грицок В.Г.** Изготовление турбулизаторов теплонапряженных изделий № 9
- Смоленцев В.П., Коровин А.А., Рязанцев А.Ю., Юхневич С.С.** Снижение тепловой нагрузки на высоконагруженные охлаждаемые конструкции.....№ 8
- Смоленцев В.П., Сафонов С.В., Грицок В.Г.** Проектирование технологического процесса электроискрового легирования и покрытия металлических изделий.....№ 11
- Степанов И.Б., Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Иванов Ю.Ф.** Нитридные покрытия, полученные вакуумно-дуговым испарением порошковых катодов Ti—Al, Ti—Al—Si № 2
- Сторублев М.Л.** Повышение управляемости технологических процессов нанесения гальванических покрытий..... № 4
- Федирко В.Н., Лукьяненко А.Г., Пичугин А.Т., Труш В.С.** Влияние твердорастворного упрочнения поверхности на усталостные свойства и микроструктуру титанового сплава ВТ1-0..... № 1
- Филимонов С.В., Филимонов В.И., Марковцева В.В., Лисин И.О.** Влияние контактных напряжений на стойкость полимерных покрытий при профилировании.....№ 10
- Шматов А.А.** Реализация механизмов упрочнения при ТГХО инструментальных материалов.....№ 12

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

- Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Романенко Д.Н., Филонович А.В.** Упрочнение быстрорежущей стали лазерной и криогенной обработкой № 6
- Бабичев А.П., Иванов В.В., Бурлакова В.Э., Филипчук О.С.** Исследование микро/нанопрофиля цинкового покрытия при вибрационной механохимической обработке углеродистых сталей № 7
- Бутенко В.И.** Отделочно-упрочняющая обработка деталей с модифицированием материала поверхностного слоя..... № 6
- Леванцевич М.А., Белоцерковский М.А., Кукаренко В.А., Белый А.В.** Ионно-лучевое азотирование газотермических покрытий с плакированными слоями№ 11

Николенко С.В., Сюй Н.А., Пугачевский М.А., Метлицкая Л.П. Комбинированная обработка стали 45 электроискровым легированием и лазерным излучением..... № 10

Родионов А.О., Сухочев Г.А., Смольяникова Е.Г., Коденцев С.Н. Эксплуатационно ориентированная комбинированная обработка щелевых каналов № 6

Федотов Г.Д., Морозов А.В. Расчет температурных полей при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке тел вращения движущимся по винтовой линии высокотемпературным источником № 9

Федотов Г.Д., Морозов А.В., Табаков В.П., Анисеев А.И. Повышение эффективности отделочно-упрочняющей электромеханической обработки применением инструментальных материалов из безвольфрамовых твердых сплавов № 3

Халимов Р.Ш. Электромеханическая обработка с образованием регулярного рельефа поверхностей деталей из серого чугуна № 3

Чудинова Е.А., Губанов В.Ф., Шишкина С.В., Марфицын В.В. Инструменты для комбинированной отделочно-упрочняющей обработки..... № 3

Шкатов В.В., Шатов Ю.С., Щеренкова И.С., Романенко Д.Н., Гвоздев А.Е. Влияние режимов плазменной обработки на структурообразование хромовых диффузионных покрытий на стали 60Х2СМФ № 8

Щедрин А.В., Козлов А.Ю., Сергеев Е.С. Исследование технологических возможностей комбинированного инструмента для охватывающей обработки с параллельным сочетанием резания и деформирования № 5

ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ

Антонец И.В., Петров В.А., Терешонок А.П. Устройства для компенсации остаточных деформаций упругого чувствительного элемента весоизмерительных устройств..... № 9

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА УПРочНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Дручинина О.А., Харченко В.А. Определение методом динамического механического анализа модуля упругости системы стальная подложка—покрытие нитрида титана № 3

Кузнецова Л.П., Семенихин Б.А. Коррозионная стойкость алюминия в органических средах в присутствии окислителя № 4

Юров В.М., Лауринас В.Ч., Гученко С.А., Завацкая О.Н. Поверхностное натяжение упрочняющих покрытий № 1

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Исаев Д.А., Исаева Е.А., Крутина Е.В. Анализ изготовления дисков газотурбинного двигателя. ... № 5

Копылов Ю.Р., Глазков А.В. Влияние технологии изготовления на дефекты поврежденного поверхностного слоя рабочего колеса турбины..... № 1

Михальченков А.М., Бутарева Е.В., Михальченкова М.А. Изнашивание локально упрочненных деталей при свободном перемещении в абразивной среде (на примере плужного лемеха) № 3

Нафиков М.З., Сайфуллин Р.Н., Зайнуллин А.А. Свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой присадочного материала стальных проволок..... № 2

Перепечкин А.А., Демидов Д.В., Опальницкий А.И. Особенности износа алмазосодержащего инструмента при ультразвуковом фрезеровании пазов № 3

Хромов В.Н. Влияние упрочнения деталей на дорожно-транспортные происшествия транспортных средств при их эксплуатации на примере восстановления гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания..... № 2

Указатель статей, опубликованных в 2013 г...... № 1



ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
 Учредитель ООО "Издательство **Машиностроение**".
 E-mail: utp@mashin.ru
 Web-site: www.mashin.ru

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.
 Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*
 Сдано в набор 30.10.2014 г. Подписано в печать 22.12.14 г. Формат 60×88 1/8.
 Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
 Оригинал-макет: ООО «Авансед солюшнз». 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1
 Сайт: www.aov.ru

Отпечатано в ООО «Канцлер», 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49