

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 6 (114)

ИЮНЬ

2014

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.Ю. 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. МЫРМИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.
Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Бабичев А.П., Бутенко В.И., Чукарин А.Н., Гусакова Л.В. Повышение стойкости сварных соединений 3

Варданян Э.Л., Ягафаров И.И., Будилов В.В., Киреев Р.М. Математическое моделирование процесса нанесения упрочняющих покрытий на основе интерметаллида системы Ti-Al 7

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 11

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Журавлев М.М. Моделирование микротвердости и глубины упрочненного слоя при лазерной закалке с оплавлением поверхности 16

Иванов В.И., Гришко А.А. Электроискровая установка БИГ-5 для универсального применения при упрочнении и восстановлении деталей и инструментов. 20

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Галин Р.Г., Захарьевич Д.А., Александров С.В., Демидова О.В., Фоминых М.В. Упрочняющие цинковые покрытия для резьбовых соединений 24

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Артемьев А.А., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Электрошлаковая наплавка плоских поверхностей изделий композиционным износостойким сплавом 30

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Афанасьева Л.Е., Барабанова И.А., Зубков Н.С., Романенко Д.Н., Филонович А.В. Упрочнение быстрорежущей стали лазерной и криогенной обработкой 36

Бутенко В.И. Отделочно-упрочняющая обработка деталей с модифицированием материала поверхностного слоя 41

Родионов А.О., Сухочев Г.А., Смольяникова Е.Г., Коденцев С.Н. Эксплуатационно-ориентированная комбинированная обработка щелевых каналов 45

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

№ 6 (114)
 June
 2014

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

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

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

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Babichev A.P., Butenko V.I., Chykarin A.N., Gusakova L.V.** Increase resistance
 weld joints. 3
- Vardanyan E.L., Yagafarov I.I., Budilov V.V., Kireev R.M.** Mathematical modeling
 of Ti–Al intermetallic compound hardening coatings deposition 7
- Kryuchkov S.A., Agabekov Yu.V., Korolev A.N., Sutirin A.M.** Low friction
 nanocomposite coating deposition technologies as an example of innovative r&d
 for industrial production 11



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Zhuravlev M.M.** Microhardness and depth's modelling of hardfacing layer in case
 of laser harding with melting. 16
- Ivanov V.I., Grishko A.A.** Installing spark a new generation of BIG -5 for universal
 use for hardening and the restoration of parts and tools. 20



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Galín R.G., Zakharyevich D.A., Aleksandrov S.V., Demidova O.V., Fominykh M.V.**
 Strengthening zinc coatings for thread joints 24



POLYMER AND COMPOSITE COATINGS

- Artemev A.A., Sokolov G.N., Lysak V.I.** Electroslag surfacing of flat surfaces
 of components using wear-resistant composite alloy 30



PROCESSING BY COMBINED METHODS

- Afanasyeva L.E., Barabonova I.A., Zubkov N.S., Romanenko D.N., Filonovich A.V.**
 Hardening of quick-cutting steel by laser and cryogenic processing 36
- Butenko V.I.** Finishing and hardening treatment of details with material modification
 of the surface layer 41
- Rodionov A.O., Sukhochev G.A., Smolyannikova E.G., Kodentsev S.N.** Operating
 oriented combined treatment of slot channels 45

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



УДК 620.193:539.4

¹А.П. Бабичев, ²В.И. Бутенко, ³А.Н. Чукарин, ³Л.В. Гусакова
(¹Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону; ²Южный федеральный университет, г. Таганрог; ³Ростовский государственный университет путей сообщения, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: vibrotech@mail.ru

Повышение стойкости сварных соединений

Рассмотрены способы повышения прочности и коррозионной стойкости сварных швов металлоконструкций. Показано влияние виброобработки поверхностей свариваемых деталей на изменение величины остаточных растягивающих напряжений и структуру зоны сварки.

Ключевые слова: инструмент, заготовка, деталь, упрочнение, виброобработка, коррозионная стойкость, околошовная зона.

The article discusses ways to increase strength and corrosion resistance of welded joints of steel structures. Shows the influence of the workpiece surfaces vibrating treatment on the change in the residual tensile stresses and the structure of the weld zone.

Keywords: tool, the workpiece, detail, strengthening, vibrating treatment, corrosion resistance, heat-affected zone.

Введение

В сварном соединении сталей наименее стойким против коррозионного разрушения является околошовный карбидный участок, который характеризуется не только структурной и химической неоднородностью металла, но и наличием значительных растягивающих напряжений. Обычно в производственных условиях для повышения коррозионной стойкости сварных соединений стараются уменьшить величину погонной энергии при сварке и увеличить теплоотвод из зоны нагрева. В статье описываются разработанные способы повышения стойкости сварного соединения сталей против коррозионного растрескивания путем упрочнения шва и околошовной зоны свариваемых деталей.

Постановка задачи исследования

При эксплуатации сварных конструкций из теплостойкой стали X18H9T и длительном их хранении без антикоррозионного покрытия в ряде случаев отмечается прогрессирующее с течением времени растрескивание околошовной зоны. Трещины, как показало металлографическое исследование, зарождаются в карбидной зоне, вблизи ее границы с основным металлом, и развиваются в сторону последнего.

Известно [1, 2], что в сварных соединениях стали X18H9T карбидная зона является наименее стойкой против коррозионного растрескивания. Осциллографирование термического цикла показало, что максимальная температура в нем составляет около 550...650 °С. Металл, нагреваемый не выше этой температуры, в течение всего сварочного цикла сохраняет структуру. В зонах, имеющих температуру выше 650...700 °С, металл при сварке испытывает превращение с последующим образованием мартенсита при охлаждении до 160...220 °С. В последнем случае карбидная фаза выпадает по границе аустенитных зерен при температуре 650...850 °С, в то время как в зоне, температура которой при сварочном цикле не превышала 650 °С, карбидная фаза выделяется из мартенсита. Распад мартенсита при выделении карбидов может протекать по границам зерен бывшего аустенита быстрее, чем в зерне [2]. Это приводит к увеличению внутренних напряжений растяжения между зернами и к образованию при наличии коррозионной среды очагов разрушений в виде "язв" (рис. 1). Ориентация трещин, исходящих из этих "язв", и избирательный характер растрескивания свидетельствуют о значительной роли сварочных остаточных напряжений в процессе коррозионного растрескивания.

Величину предельных остаточных напряжений в образцах определяли по относительному изменению



Рис. 1. Коррозионная "язва" с микротрещинами

базы – 80 мм – при вырезке полос металла. Максимальные растягивающие напряжения испытывает зона, расположенная на расстоянии 3...5 мм от шва (рис. 2). Такое распределение остаточных напряжений в сварном соединении стали X18H9T объясняется тем, что зоны сварного соединения, нагреваемые выше 650...700 °С, увеличиваются в объеме при мартенситном превращении металла [1]. Растягивающие напряжения в опасной зоне достигают 343 Н/мм² и более.

О влиянии остаточных растягивающих напряжений на коррозионное растрескивание можно судить по результатам испытания без приложения внешней нагрузки сварных образцов длиной 300 мм, имеющих вид поясов балок таврового сечения с различной толщиной свариваемой кромки. Для сравнения одновременно проводили испытания образцов размером 15×96×1,5 мм с приложением внешнего изгибающего усилия при расположении линии изгиба вдоль шва. Растягивающие напряжения от изгиба составляли около 980 Н/мм². Испытания проводили в камере с влажностью 95 % в атмосфере тумана при температуре 20...25 °С. Уже через 5...7 сут испытаний на поверхности образцов с внешней нагрузкой появлялись коррозионные "язвы". При продолжении испытаний в течение 10...15 сут они развивались в сквозные макротрещины, которые распространялись вдоль шва по карбидной зоне и приводили к полному разрушению образца.

На ненагруженных образцах "язвы" возникали также через 5...7 сут. Располагались они по всей длине шва в карбидной зоне, и их число увеличивалось в процессе дальнейших испытаний. Анализ процесса

зарождения и развития коррозионного растрескивания позволил разделить его на две основные фазы: 1 – образование на поверхности коррозионной "язвы" с сеткой микротрещин по границам зерен с явно выраженной ориентацией в направлении, перпендикулярном к оси шва; 2 – образование и развитие из этой "язвы" микротрещины. Процесс распространения трещины затухает в зоне термического влияния, свободного от растягивающих напряжений.

Коррозионному растрескиванию металла может в известной степени способствовать наличие в нем водорода [2], тем более что термомеханический сварочный цикл и фазовые превращения создают условия, способствующие его повышенному содержанию в зоне неполного превращения мартенсита. Известны способы предупреждения коррозионного растрескивания, такие, например, как применение антикоррозионных покрытий, снижение напряжений растяжения в опасной зоне и перевод их в сжимающие, упрочнение стальными шариками.

Упрочнение осуществлялось стальными закаленными шариками диаметром 5 мм на специальной дробеструйной установке (время обработки 60 мин). Остаточные напряжения в поверхностном слое свариваемых кромок после упрочнения определялись у специально подготовленных образцов на рентгеновской установке "Дрон-2" при постепенном стравливании исследуемой поверхности.

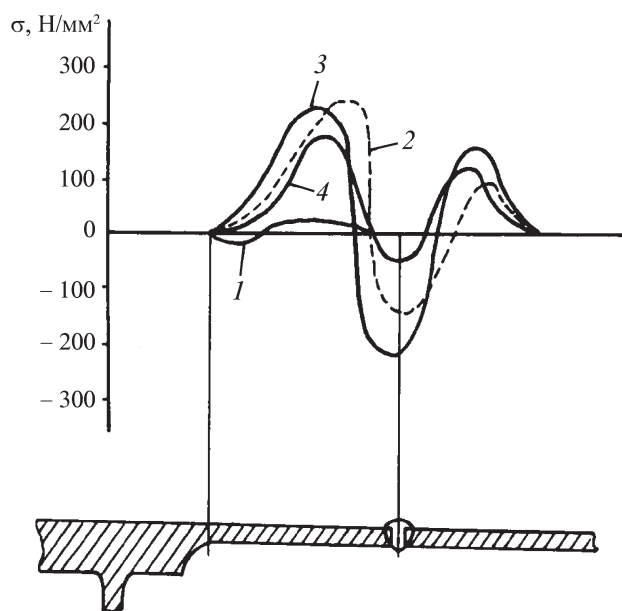


Рис. 2. Изменение напряжений в свариваемой кромке: 1 – после механической обработки; 2 – после местного отжига; 3 – после сварки; 4 – после отжига и сварки

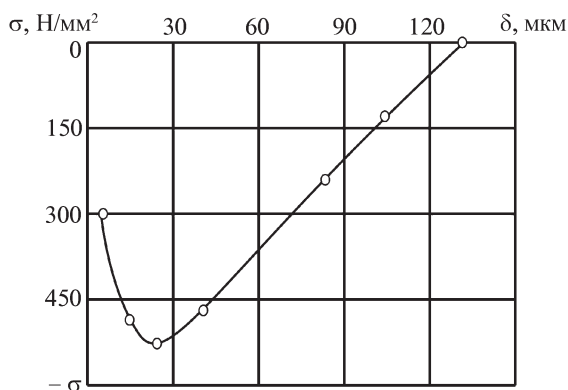


Рис. 3. Распределение напряжений сжатия по глубине упрочненного поверхностного слоя свариваемых деталей

Исследованиями установлено, что упрочнение поверхности свариваемых деталей позволяет получать в поверхностном слое глубиной 30...40 мкм напряжения сжатия порядка 390...490 Н/мм² (рис. 3), которые в значительной мере сохраняются при нагреве зоны сварки.

Установлено, что на опытных образцах толщиной 3 мм, выполненных аргонодуговой сваркой плавящимся электродом ($I_{св} = 110...130$ А, $U_d = 18...20$ В, $V_{св} = 30$ м/ч) и предварительно подвергнутых упрочнению, коррозии практически не наблюдалось, в то время как на образцах без обработки, находящихся в аналогичных условиях, через пять суток испытаний появлялось до трех—пяти "язв" на метр длины шва.

Рекомендуется провести виброударную упрочняющую обработку специальными универсальными виброударными инструментами для отделочно-упрочняющей обработки поверхностей различных кривизны, протяженности (размеров) и ориентации.

На рис. 4, а представлена схема шарикостержневого упрочнителя (ШСУ), а на рис. 4, б — примеры виброударных инструментов.

В результате применения ШСУ могут быть достигнуты следующие результаты [3]:

микротвердость возрастает на 25...60 % с максимумом на глубине 300...400 мкм; толщина наклепанного слоя достигает 600...800 мкм на мягких и 2000...2500 мкм на жестких режимах обработки;

в процессе обработки в поверхностном слое образуются сжимающие остаточные напряжения, их значения достигают 200...500 МПа, а глубина залегания — 0,3...1,0 мм;

интенсивность формирования остаточных напряжений при обработке ШСУ в 40...120 раз выше по сравнению с виброударным наклепом в среде стальных шариков;

использование ШСУ обеспечивает устранение сварочных остаточных напряжений;

наиболее эффективно применение обработки ШСУ как непосредственно после сварки (черновая обработка), так и после обдирки швов абразивным кругом (чистовая обработка).

Методы поверхностного пластического деформирования сегодня широко представлены. Известны способы упрочнения сварных швов труб большого диаметра, при этом упрочняющая обработка сварного шва осуществляется после его зачистки (удаления окалины, коррозии, остатков флюса и др.). Предлагается способ совмещенной зачистной и упрочняющей обработки сварного шва и околошовной зоны стыков труб большого диаметра. На рис. 5 представлена технологическая схема предлагаемого способа.

Устройство для реализации предлагаемого способа обработки состоит из основания (тележки) 3, опирающегося на ролики 8 и обеспечивающего передвижение устройства вдоль свариваемых труб от стыка к стыку. На тележке 3 располагаются разъемная обойма 4, несущая многоконтактные виброударные инструменты 2, предназначенные для осуществления упрочняющей обработки детали 1. Обойма 4 опирается на ролики 9, один из которых является ведущим (сообщающим круговую подачу $S_{кр}$ обойме вдоль стыка труб и сварного шва). Шестерне 6 передается вращение от электродвигателя через зубчатое колесо 7. Передаточное отношение зубчатых колес 6 и 7 определяет скорость круговой подачи. Для удобства эксплуатации обойма 4 выполнена разъемной. Наличие разъемного стыка в обойме обеспечивает подвод и отвод устройства и последующее его перемещение (перекатывание) от стыка

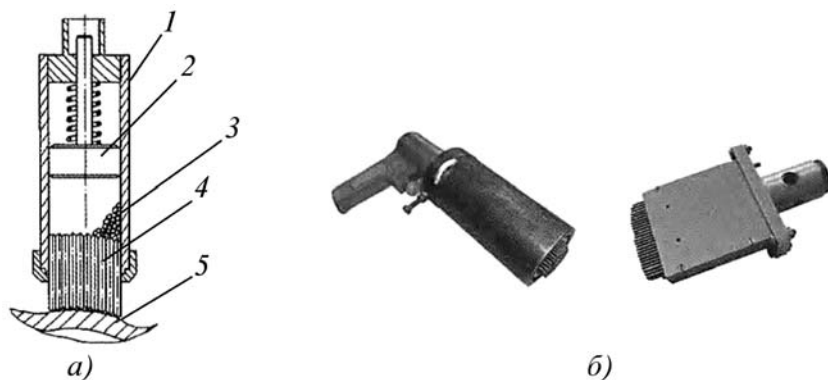


Рис. 4. Схема (а) и конструкции (б) ШСУ:

1 — корпус; 2 — боек; 3 — стальные шарики; 4 — стержни; 5 — обрабатываемая поверхность

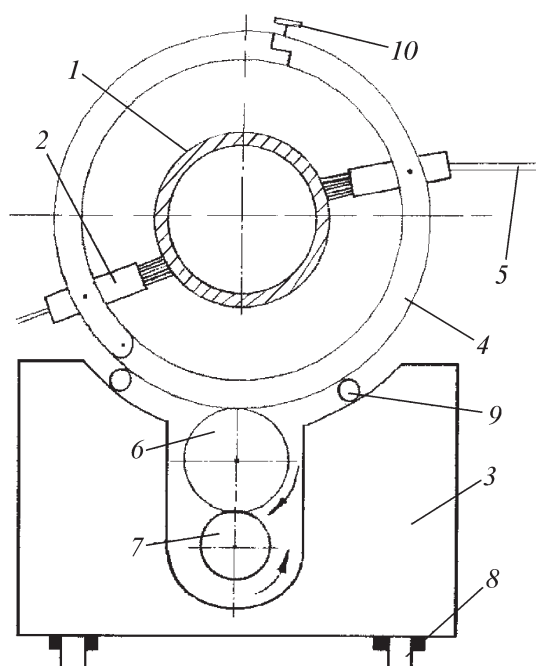


Рис. 5. Технологическая схема упрочняющей обработки сварных швов трубопроводов

к стыку на роликах 8. В рабочем состоянии обойма замыкается с помощью стыкового винта 10. Подача сжатого воздуха от передвижного (полевого) компрессора осуществляется с помощью шланга 5.

Предлагаемая схема обработки позволяет обеспечить охват и одновременный контакт обрабатывающих и упрочняющих элементов многоконтактного виброударного инструмента по всей ширине сварного шва и околошовной зоны, что обеспечивает одновременное динамическое воздействие на упрочняемый участок и равномерную его обработку; совмещение процесса подготовки (зачистки) зоны сварного шва и поверхностного пластического деформирования (ППД), что существенно снижает трудоемкость операции упрочнения. Перемещение инструмента вдоль зоны обработки по направляющим специального устройства обеспечивает автоматизацию управления продольной подачей и равномерную обработку всех участков сварного шва и околошовной зоны.

Проведены испытания упрочненных сварных швов и околошовной зоны. Установлено, что начало образования трещин на исходных (неупрочненных) образцах отмечается при 3000...8000 циклах нагружения; на образцах с упрочненным сварным швом — при 11 800 циклах.

Таким образом, полученные результаты показали возможность повышения циклической прочности сварного соединения путем обработки ППД ШСУ на 47,5...210,0 %.

Выводы

Разработанный способ повышения стойкости сварного соединения сталей против коррозионного растрескивания путем упрочнения поверхности свариваемых деталей показал большую эффективность и рекомендуется к широкому применению. Разработанные инструменты для шлифования и виброударной обработки, а также представленные технологии их применения позволяют существенно повысить работоспособность деталей и увеличить срок службы сварных соединений. Предлагаемые способы обработки могут использоваться при виброударной обработке коленчатых и распределительных валов двигателей; ступенчатых валов, лонжеронов лопастей рулевых винтов вертолетов, а также при обработке сварных швов фланцевых вал-дисков, сварных швов стыков магистральных нефтегазовых трубопроводов и др., при обработке фасонных поверхностей лонжеронов лопастей несущих винтов вертолетов, крупномодульных шестерен; штампов и вставок к ним; режущего инструмента, при обработке станин станков, при местной обработке мест крепления, в том числе и галтелей валов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ажогин Ф.Ф., Самойлов А.И. Качество сварных швов // Защита металлов. 1971. Т. 7. № 4. С. 49–58.
2. Ажогин Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. М.: Металлургия, 1974. 368 с.
3. Бабичев А.П., Мотренко П.Д., Пастухов Ф.А. Применение вибрационных технологий для повышения качества и эксплуатационных свойств деталей. Ростов-на-Дону: Изд-во ДГТУ, 2006. 215 с.

Э.Л. Варданян, И.И. Ягафаров, В.В. Будилов, Р.М. Киреев
(Уфимский государственный авиационный технический университет)
E-mail: vardanyaned@gmail.com

Математическое моделирование процесса нанесения упрочняющих покрытий на основе интерметаллида системы Ti–Al

Разработана математическая модель процесса вакуумного ионно-плазменного осаждения, позволяющая прогнозировать состав покрытий на основе интерметаллида системы Ti–Al. На основе модели создана программа для определения состава покрытия в зависимости от технологических режимов осаждения вакуумного ионно-плазменного покрытия. Экспериментальная проверка результатов расчета подтвердила адекватность математической модели.

Ключевые слова: вакуумное ионно-плазменное покрытие, интерметаллиды Ti–Al, математическая модель.

A mathematical model of the coating deposition with vacuum arc discharge was developed. The model allows to predict the coatings composition based on Ti–Al intermetallic system. A program based on the model was developed. The program allows to determine the composition of the coating, depending on the deposition process conditions. Adequacy of the mathematical model was confirmed by experimental verification.

Keywords: vacuum-arc coatings, PVD coatings, intermetallic Ti–Al, mathematical model.

Введение

Создание новых материалов с высокими физико-химическими свойствами и технологий их получения является одним из перспективных направлений развития промышленности. К таким материалам относятся композиционные многокомпонентные материалы на основе интерметаллидов, которые обладают уникальными свойствами. Покрытия на основе интерметаллидов представляют уникальный класс материалов, которые сохраняют упорядоченную структуру вплоть до температуры плавления. Интерметаллиды занимают промежуточное место между металлами и керамиками как по типу химической связи, так и по свойствам. На сегодняшний день одним из перспективных материалов являются интерметаллиды системы Ti–Al, а также их нитриды.

Существует множество способов получения интерметаллидов системы Ti–Al: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), спекание порошков, осаждение из составных катодов. Недостатками существующих способов являются сложность реализации, многоэтапность.

Ранее авторами предложен новый способ получения покрытий на основе интерметаллида системы Ti–Al, основанный на одновременном осаждении Ti и Al с двух электродуговых испарителей при нагреве подложки до температуры 700 К [1]. Для прогнозирования состава покрытия и обеспечения условий для осаждения покрытия заданного состава целесообраз-

но производить математическое моделирование процесса.

Данная работа посвящена математическому моделированию процесса в целях прогнозирования состава покрытия и разработке технологии осаждения упрочняющих покрытий на основе интерметаллида системы Ti–Al.

Разработка математической модели

В основе модели лежит предположение о возможности определения фазового состава покрытия на основе расчета процентного содержания ионов в произвольной точке и сравнения с диаграммой состояния Ti–Al. В модели приняты следующие допущения:

степень ионизации приближается к 100 % (доля ионов в общем потоке частиц, движущихся из катодного пятна дуги, в ряде случаев достигает 90...100 % [2]);

капельная фаза отсутствует.

Для определения фазового состава покрытия необходимо:

- 1) рассчитать плотность ионного тока для Ti и Al;
- 2) рассчитать процентное содержание ионов Al и Ti;
- 3) сравнить данные с диаграммой состояния Ti–Al и определить фазовый состав покрытия.

Формула для расчета плотности ионного тока взята из математической модели процесса осаждения ва-

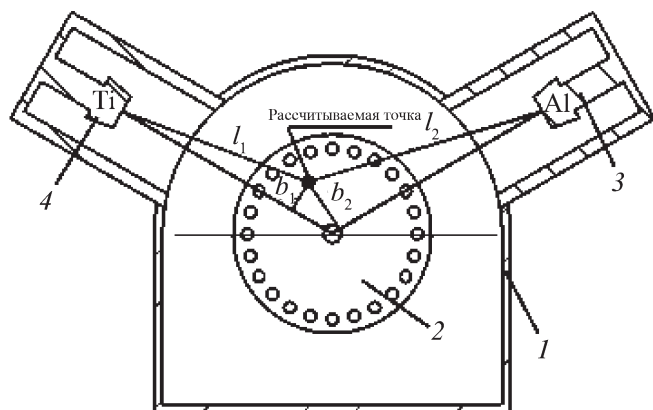


Рис. 1. Расчетная схема для установки ННВ-6,6-И1:
1 – рабочая камера; 2 – рабочий стол; 3 – алюминиевый катод; 4 – титановый катод

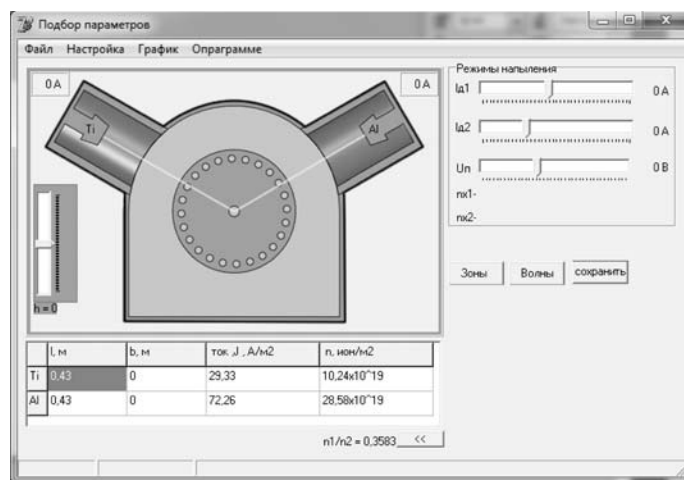


Рис. 2. Интерфейс программы "Подбор параметров напыления покрытия на основе интерметаллида системы Ti–Al"

куумных ионно-плазменных покрытий В.В. Будилова [3, 4]:

$$j_i = \frac{\mu_p I_d \bar{z} e}{2 \pi m_i R_k^2} \left[1 + \frac{R_k^2 - l^2 - b^2}{\sqrt{(R_k^2 - l^2 - b^2)^2 - 4 R_k^2 b^2}} \right], \quad (1)$$

где i – Ti или Al; μ_p – коэффициент эрозии катода; I_d – ток дуги на катоде; \bar{z} – средний заряд иона; e – заряд электрона; m_i – масса конденсирующегося иона; R_k – радиус катода; l – расстояние от торца катода; b – смещение относительно оси катода.

Поток ионов металла определяется из соотношения [3]

$$n_i = \frac{j_i}{\bar{z} e}, \quad (2)$$

где n_i – поток ионов металла, ион/м².

Расчетная схема геометрических параметров (l_{Ti} , b_{Ti} , l_{Al} , b_{Al}) для формулы (1) представлена на рис. 1.

После расчета плотности ионного потока по математической модели в рассматриваемой точке рассчитывается процентное содержание алюминия по формуле

$$N = \frac{n_{Al} \cdot 100}{n_{Al} + n_{Ti}}. \quad (3)$$

Рассчитанное значение N сопоставляется с диаграммой состояния системы Ti–Al, и определяется фазовый состав покрытия.

По модели разработана программа для ЭВМ (рис. 2), позволяющая рассчитывать оптимальные режимы для нанесения покрытий на основе интерме-

таллида системы Ti–Al. Программный продукт зарегистрирован в системе Роспатент.

Программный продукт позволяет рассчитать ионный ток насыщения для каждого из катодов и плотность ионного тока в произвольной точке вакуумной камеры. Возможна регулировка режимов нанесения покрытия. На основе данных расчетов автоматически строятся графики распределения ионных потоков на единицу площади в единицу времени для катодов Ti и Al.

Результаты расчета

Графическое представление распределения плотности ионного тока приведено на рис. 3.

На основе распределения ионных потоков Ti и Al и диаграммы состояния системы Ti–Al выявлены области формирования покрытий на основе интерметаллидов системы Ti–Al определенного фазового состава и определены технологические режимы (рис. 4, 5).

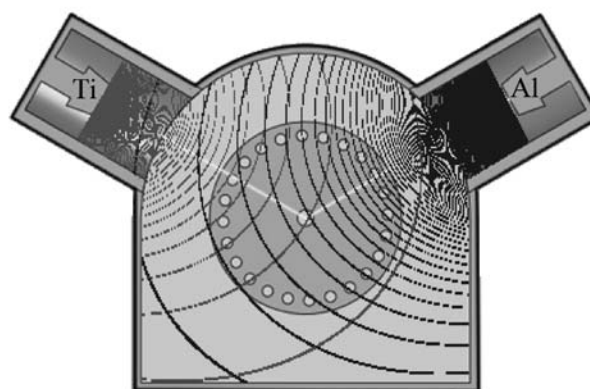


Рис. 3. Распределение ионного потока в вакуумной камере

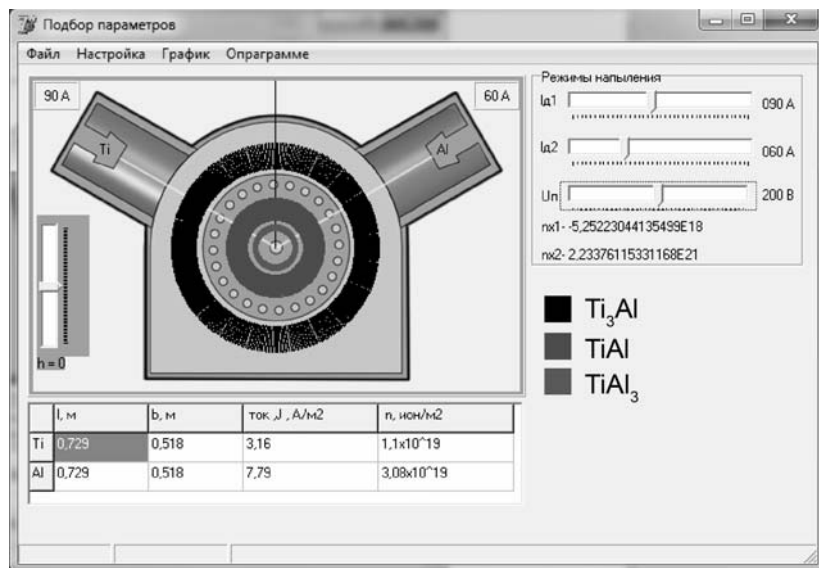


Рис. 4. Определение режимов напыления с помощью программы для ЭВМ

Результаты эксперимента и их обсуждение

Режим нанесения покрытия на основе интерметаллида системы Ti–Al подобран с помощью программного продукта.

Технологические режимы нанесения покрытия TiAl изменялись в следующих пределах:

давление в камере $P = 10^{-1} \dots 10^{-2}$ Па;
ток дуги $I = 40 \dots 120$ А;
время обработки 60...75 мин.

Для выявления структурно-фазового состава покрытий и объяснения их физико-химического поведения были проведены рентгеноструктурные исследования. Рентгенофазовый анализ покрытий проводили на дифрактометре ДРОН-3 в Co K α -излучении при напряжении 30 кВ и токе 20 мА. Угловым интервалом съемки $2\theta = 30 \dots 130^\circ$.

На дифрактограммах (рис. 6) поверхности образцов из стали Р6М5 после нанесения покрытия по разработанному способу обнаружены следующие интерметаллидные фазы системы Ti–Al: Ti₃Al, TiAl, TiAl₃. Таким образом, на образцах наблюдается полный набор фаз, соответствующий диаграмме состояний Ti–Al (Ti₃Al – TiAl – TiAl₃).

Выводы

Разработана модель процесса нанесения покрытия на основе интерметаллида TiAl. На основе модели создан программный продукт, позволяющий рассчитать ионный ток насыщения для каждого из катодов и поток ионов металла на единицу площади

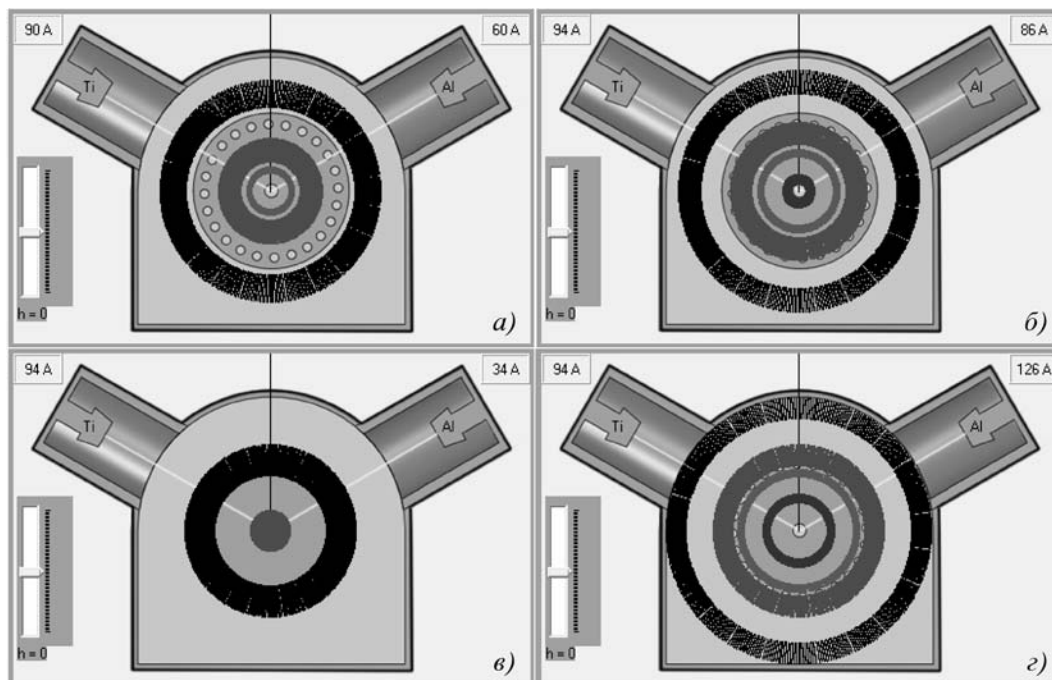


Рис. 5. Зоны формирования фаз интерметаллида при разных режимах:

а – $I_{д Ti} = 90$ А; $I_{д Al} = 60$ А; б – $I_{д Ti} = 94$ А; $I_{д Al} = 86$ А; в – $I_{д Ti} = 94$ А; $I_{д Al} = 34$ А; г – $I_{д Ti} = 94$ А; $I_{д Al} = 126$ А

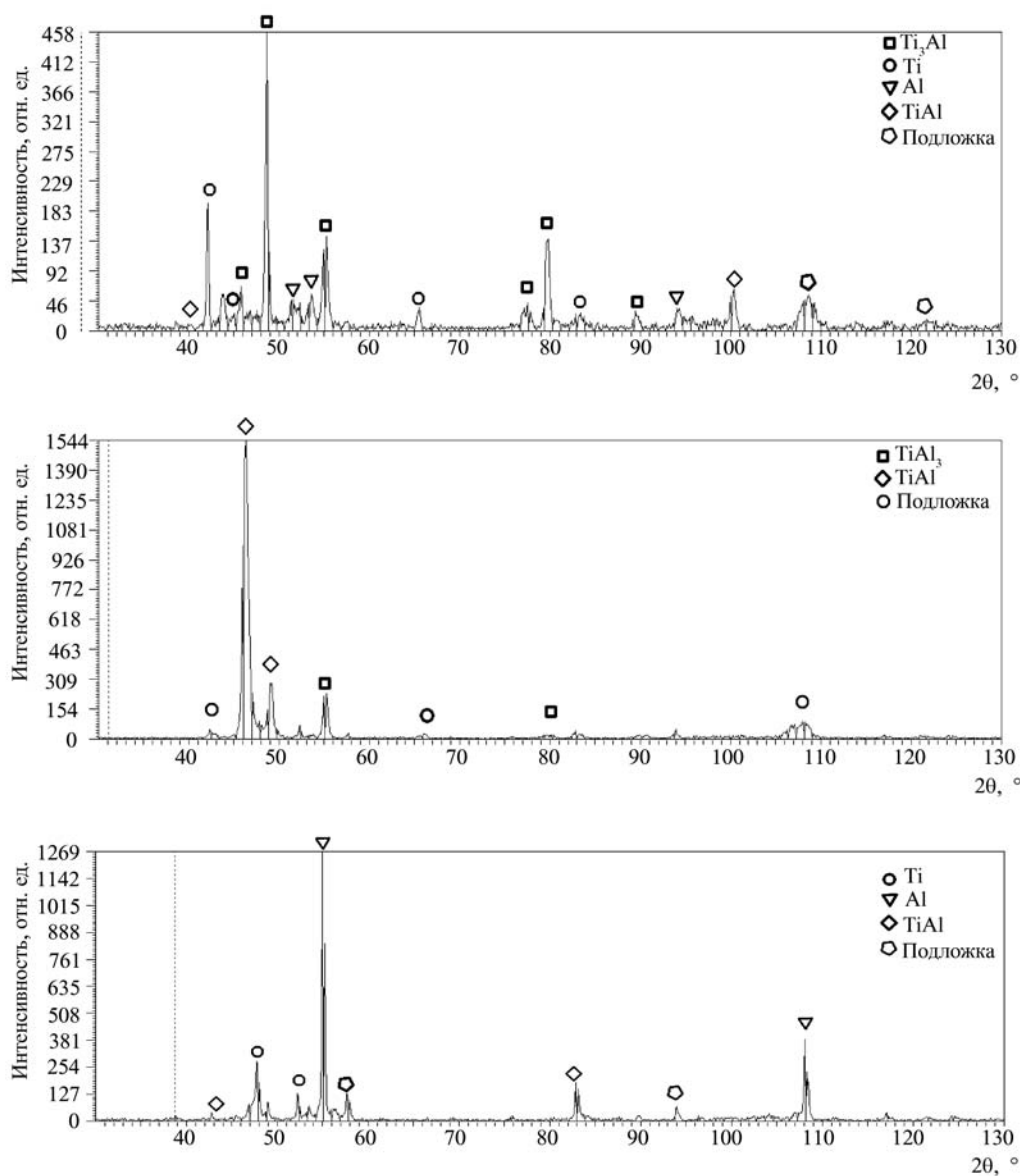


Рис. 6. Дифрактограммы образцов с покрытиями на основе интерметаллида системы Ti–Al

в единицу времени в произвольной точке вакуумной камеры. С помощью программного продукта рассчитано соотношение ионных потоков на единицу площади в единицу времени для катодов Ti и Al для прогнозирования зон формирования интерметаллидных соединений. Экспериментальные результаты подтвердили адекватность математической модели. Использование разработанной модели и программы для ЭВМ позволит на стадии разработки технологических процессов нанесения покрытий подобрать режимы получения покрытия на основе интерметаллидов системы Ti–Al заданного фазового состава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2489514 РФ, МПК C23C14/24, C23C14/06, C23C14/02. Способ получения износостойкого покрытия на основе интерметаллида системы Ti–Al / Э.Л. Варданян, Р.М. Киреев, В.В. Будилов; заявитель ФГБОУ ВПО УГАТУ. № 2012111735/02; заявл. 22.03.2012; опубл. 10.08.2012.
2. Хороших В.М. Потоки плазмы стационарной дуги низкого давления // ФИП. 2005. Т. 3. № 1–2. С. 54–69.
3. Будилов В.В., Киреев Р.М., Ягафаров И.И. Оценка точности деталей ГТД при ионно-плазменном нанесении покрытий // Изв. вузов. Авиационная техника. 2012. № 2. С. 65–68.
4. Будилов В.В., Мухин В.С., Минаева О.Б. Математическое моделирование процессов осаждения вакуумных ионно-плазменных покрытий // Изв. вузов. Авиационная промышленность. 1995. № 1. С. 92–95.

¹С.А. Крючков, ²Ю.В. Агабеков, ²А.Н. Королев, ²А.М. Сутырин
 (¹ОАО "Научно-производственное объединение "Сатурн", г. Рыбинск;
²ООО "Научно-производственная фирма "Элан-Практик", г. Дзержинск)
 E-mail: sergey.kryuchkov@npo-saturn.ru

Промышленные технологии нанокompозитных покрытий с низким коэффициентом трения как пример внедрения инновационных разработок в производство

Крайне важной задачей при создании двигателей для летательных аппаратов является снижение теплонапряженности подшипниковых узлов. Одним из наиболее эффективных путей решения этой задачи является уменьшение трения между элементами подшипников за счет использования низкофрикционного покрытия на беговых дорожках.

Ключевые слова: подшипники, низкофрикционные нанокompозитные покрытия.

The extremely important problem of aero gas turbine engines is a thermal stress decrease of the bearings. One of the most effective ways of the decision of this problem is a friction reduction using low friction coatings on the raceways of bearings.

Keywords: bearings, low friction nanocomposite coatings.

Как известно, одними из важнейших параметров авиационного газотурбинного двигателя (ГТД) являются масса и надежность. Данные параметры часто входят в противоречие друг с другом, в частности надежная работа подшипников ГТД требует их эффективной смазки и охлаждения, что, в свою очередь, связано с эффективностью, а следовательно, с размерами маслосистем.

Кроме того, в настоящее время в целях повышения надежности работы высоконагруженных подшипников ГТД все чаще стали применяться высокотвердые материалы. В частности, использование керамических тел качения позволяет существенно повысить температуру подшипника и воспринимаемую им нагрузку.

Таким образом, при создании ГТД для летательных аппаратов крайне важными задачами являются снижение теплонапряженности подшипниковых узлов и обеспечение высокой износостойкости подшипников.

Одним из наиболее эффективных путей решения этих задач является уменьшение трения между элементами подшипников. Например, уменьшение на 20 % коэффициента трения при работе подшипников ГТД позволяет существенно снизить массу маслосистем – на 30 %.

В случае использования подшипников с керамическими телами вращения также необходимо обеспечить необходимую износостойкость контртел (обойм подшипников).

В ОАО "НПО "Сатурн" ведутся работы по применению в опытных ГТД подшипников

с керамическими телами качения. За основу берутся серийные подшипники, в которых тела качения заменяются на керамические (рис. 1).

Для обеспечения надежной работы таких подшипников необходимо модифицировать поверхности беговых дорожек колец. Наиболее эффективным способом модификации является нанесение износостойких антифрикционных нанокompозитных покрытий. Исходя из условий работы покрытия должны быть работоспособны при скоростном параметре подшипника $D_0 n \leq 3,5 \cdot 10^6$ мм·об/мин, динамических контактных напряжениях смятия до 2000 МПа (по Герцу, статические контактные напряжения смятия до 4200 МПа) на ресурс 30 000 ч, в условиях гидродинамического слоя смазки. Кольца подшипников из стали ЭИ347-Ш с твердостью 60...65 НRC и теплостой-



Рис. 1. Подшипник 95-126206P1ЯУ с керамическими шариками (а) и обоймы подшипника 5-126126P1ЕТУ100/1 (б)



Рис. 2. Вакуумная установка UniCoat 900T

костью ≥ 500 °С. Покрyтия должны обеспечивать запуск при температуре от -70 до $+55$ °С и работу при температурах в зонах контакта не менее 300 °С.

При оценке трибологических покрyтий, используемых в производстве компонентов подшипников, будем рассматривать комплекс свойств, где наряду с коэффициентом трения μ важнейшими являются упругое восстановление (эластичность) W_e , нанотвердость H и параметр H/E , характеризующий вязкость покрyтия (E – модуль Юнга) [1, 2].

Исходя из изложенного наиболее подходящими для решения поставленной задачи являются многослойные нанокompозитные покрyтия (типа superlattice) с периодической структурой двух или более чередующихся нанослоев различных материалов. В качестве материалов нанослоев могут выбираться различные металлы, углерод, нитриды, карбиды, оксиды переходных металлов и др.

Работы выполнялись совместно с НПФ "Элан-Практик", занимающимся разработкой трибологических покрyтий такого типа.

Для получения таких нанокompозитов используется оригинальная схема несбалансированных магнетронов НМРС-2D [3]. Эта схема позволяет создавать многослойные структуры с тонкими границами при полном отсутствии смесового переходного слоя между нанослоями.

Трибологические покрyтия наносились на вакуумной установке UniCoat 900T (рис. 2), в которой реализован один из наиболее эффективных на сегодняшний день PVD-методов нанесения твердых и сверхтвердых нанокompозитных покрyтий – магнетронное распыление при помощи дуальных НМРС замкнутой магнитной конфигурации [4].

По сравнению с наиболее широко распространенным методом вакуумного дугового испарения метод

магнетронного распыления при помощи дуальной пары несбалансированных магнетронов имеет следующие основные преимущества:

отсутствие включений капельной фазы (микрочастиц) в структуру покрyтия;

высокая степень ионизации как металлических атомов, так и газовых компонентов плазмы;

возможность синтеза покрyтий при относительно низких температурах ($200...400$ °С).

Кроме того, за счет определенной магнитной конфигурации и особого режима синхронизации работы магнетронов система генерирует пульсирующую замагниченную плазму с высокой степенью ионизации. Повышенная степень ионизации благоприятствует осуществлению фазовой наносегрегации при синтезе нанокompозитных покрyтий.

Все это приводит к получению наноструктурированных покрyтий с уникальными свойствами и характеристиками, которые недостижимы при использовании предшествующих методов магнетронного распыления.

Сравнительные характеристики покрyтий, получаемых на вакуумных установках НПФ "Элан-Практик" и используемых в трибологических приложениях, приведены в табл. 1.

При измерении механических свойств была выбрана измерительная нагрузка $F = 30$ мН.

Как видно из приведенных в табл. 1 данных, по комплексу свойств, обуславливающих трибологическое поведение покрyтий, покрyтие TiN/CN_x существенно превосходит как покрyтие nc-TiAlN, так и достаточно широко распространенное покрyтие Me-DLC, не говоря уже о покрyтии твердого хрома.

Однако необходимо отметить, что покрyтия TiN/AlN и nc-TiAlN/a-Si₃N₄ обладают хорошими механическими характеристиками, но высоким коэффициентом трения – $\mu = 0,5$.

Как известно, покрyтие DLC-ns – углеродосодержащее наноструктурированное покрyтие алмазоподобного углерода, обладает низким коэффициентом трения и низкой скоростью износа.

Опираясь на опыт ведущих исследователей и наши экспериментальные наработки, были подобраны четыре варианта нанокompозитных покрyтий:

- 1) nc-TiAlN/a-Si₃N₄;
- 2) TiN/CN_x-DLC1-ns,
- 3) nc-TiAlN/a-Si₃N₄-DLC2-ns;
- 4) TiN/AlN-DLC3-ns.

Вариант 1 представляет собой известное нанокompозитное покрyтие типа nc-TiAlN/a-Si₂N₄ и не имеет внешнего DLC-слоя. Варианты 2...4 имеют двухслойную композицию: внутренний слой – керамический нанокompозит соответствующей системы, внешний

Сравнительные характеристики покрытий

Покрытия		H , ГПа	E^* , ГПа	H / E^*	H^3 / E^{*2} , ГПа	W_e , %	T_c , °С	μ
Традиционные	TiN	29	338	0,086	0,213	57	600	0,70
	CrN	23	266	0,086	0,172	68	700	0,50
	TiCN	31	315	0,098	0,300	69	400	0,40
3D-нано-компози́ты	AlCrN-ns	35	281	0,126	0,543	74	1150	0,25
	nc-TiN/nc-AlN	36	294	0,123	0,540	72	900	0,60
	nc-TiAlN/a-Si ₃ N ₄	40	284	0,141	0,793	80	1200	0,50
	nc-CrAlN/a-Si ₃ N ₄	34	256	0,135	0,600	76	1100	0,35
	nc-TiN/a-CN _x	45	314	0,143	0,924	85	650	0,30
	nc-TiC/a-C:H	10	61	0,165	0,269	87	400	0,05
2D-нано-компози́ты	TiN/NbN	35	252	0,139	0,675	78	650	0,40
	TiN/AlN	34	305	0,111	0,423	76	750	0,50
	CrN/CN _x	31	215	0,144	0,644	83	700	0,15
	TiN/CN _x	39	257	0,151	0,898	85	650	0,13

Обозначения: H – твердость; $E^* = E / (1 - \nu^2)$ – приведенный модуль упругости (где E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона, $\nu = 0,25$); H / E^* – стойкость к упругой деформации разрушения (индекс пластичности); T_c – термостойкость в среде атмосферы воздуха; μ – коэффициент трения скольжения (по стали).

слой – наноструктурированное нанокомпозитное DLC-покрытие определенного типа.

Для обеспечения возможности измерения механических свойств и трибологических характеристик покрытия в каждом эксперименте использовался образец-свидетель. Он представляет собой диск Ø20 мм, изготовленный из жаропрочной стали. Плоская (торцевая) поверхность диска отполирована до зеркального состояния (13–14-й класс шероховатости). Это делается для того, чтобы исключить влияние шероховатости поверхности на результаты измерений механических свойств и снизить погрешность этих измерений.

Испытание механических свойств покрытий проводилось методом наноиндентации в соответствии с DIN EN ISO 14577-1 с использованием измерительной системы FISCHERSCOPE H100C.

Адгезия покрытия оценивалась по адгезионному тесту Роквелла (стандарт VDI-3198). Сущность метода заключается в индентации образца с покрытием на твердомере Роквелла под нагрузкой 1470 Н (150 кгс) и последующей визуальной оценке результата индента-

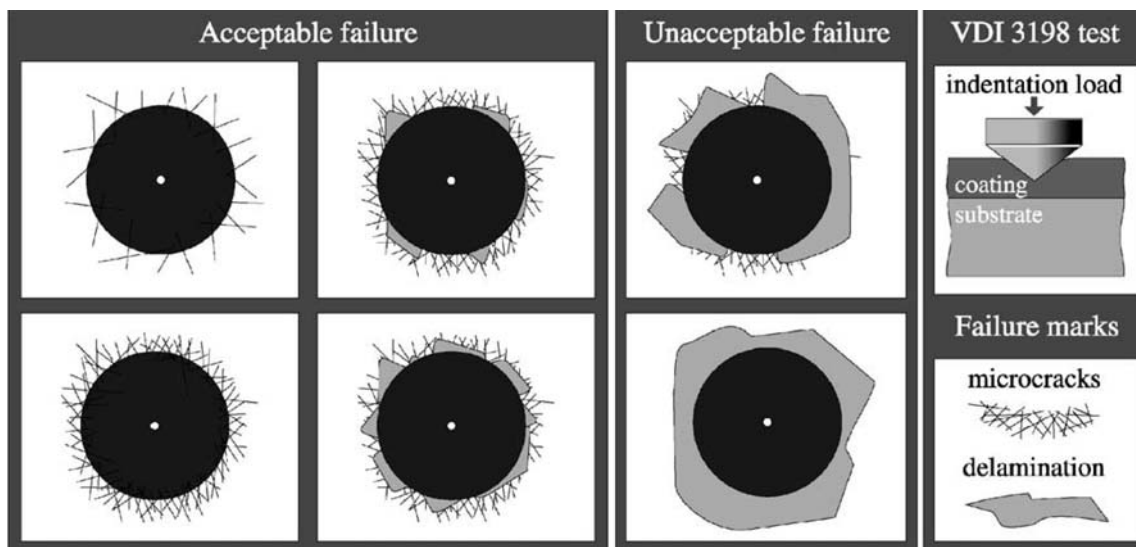
ции по шестибальной шкале адгезионной прочности с помощью микроскопа. Балл HF1 соответствует наивысшей адгезионной прочности (рис. 3).

Механические свойства и характеристики полученных покрытий приведены в табл. 2.

Трибологические характеристики полученных покрытий (коэффициент трения и скорость износа) были исследованы в научно-учебном центре СВС МИСиС-ИСМАН. Измерения проводились на машине трения (трибометре) компании CSM Instruments (Швейцария) по схеме "pin-on-disk" ("шарик–диск"). Эти испытания соответствуют международным стандартам ASTM G99-959, DIN50324 и ISO 20808.

Условия испытаний: испытания проводились в воздушной среде при температуре 24 °С и влажности 46 % с использованием контртела (шарика Ø3 мм), изготовленного из карбида кремния SiC. Нагрузка на контртело – 5 Н. Линейная скорость – 10 см/с. Путь трения – 300 м.

Полученные трибологические характеристики покрытий приведены в табл. 3.



Acceptable failure – приемлемый дефект
Unacceptable failure – неприемлемый дефект

Рис. 3. Шестибалльная шкала адгезионной прочности в соответствии со стандартом VDI-3198 (шкала – шесть вариантов дефектов: HF1...HF6; балл HF1 – левый верхний рисунок; HF6 – правый нижний)

Таблица 2

Механические свойства покрытий

Номер варианта	Тип покрытия	Толщина, мкм	H , ГПа	E^* , ГПа	H / E	nIT , %	HV	F , мН	h_{max} , мкм
1	nc-TiAlN/a-Si ₃ N ₄	3,5	37	294	0,133	76	3454	50	0,27
2	TiN/CN _x -DLC1-ns	1,0+1,1	7	72	0,100	69	634	25	0,42
3	nc-TiAlN/a-Si ₃ N ₄ -DLC2-ns	1,8+1,3	11	127	0,090	63	1014	40	0,41
4	TiN/AlN-DLC3-ns	1,0+1,2	10	123	0,087	62	947	30	0,36

Обозначения: nIT – доля работы упругой деформации (упругое восстановление); HV – твердость по Виккерсу; h_{max} – максимальное заглубление индентора.

Таблица 3

Трибологические характеристики покрытий

Номер варианта	Тип покрытия	μ	Скорость износа K_c , м ³ /(Н·м)
1	Nc-TiAlN/a-Si ₃ N ₄	0,66	$3,36 \cdot 10^{-15}$
2	TiN/CN _x -DLC1-ns	0,71*	–
3	nc-TiAlN/a-Si ₃ N ₄ -DLC2-ns	0,05	$1,50 \cdot 10^{-16}$
4	TiN/AlN-DLC3-ns	0,05	$1,96 \cdot 10^{-16}$

* Покрытие разрушилось через 6 м пути.

На основании проведенных измерений были выбраны два варианта покрытия: nc-TiAlN/a-Si₃N₄-DLC2-ns и TiN/AlN-DLC3-ns (рис. 4), которые могут удовлетворять предъявляемым к ним требованиям.

Подшипник 126206P1 с нанесенным нанокомпозитным покрытием nc-TiAlN/a-Si₃N₄-DLC2-ns (первый слой толщиной 1,8 мкм, а второй слой – алмазоподобное наноструктурированное покрытие толщиной 1,3 мкм) был подвергнут натурным испытаниям в ОАО "НПО "Сатурн".

Условия испытаний:

смазка и охлаждение подшипника при испытаниях осуществлялись маслом ВТ-301 в смеси с воздухом (масловоздушная смесь), расходы масла 0,015... 0,088 г/с, воздуха ~12 г/с;

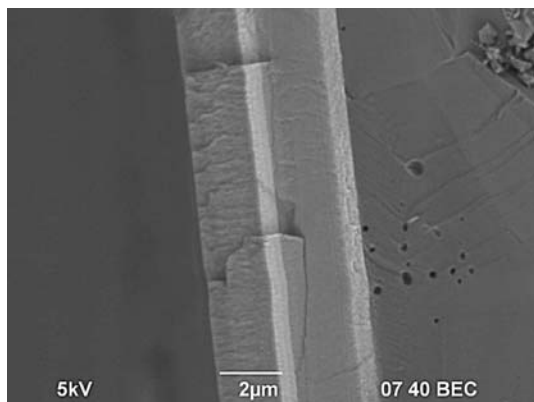


Рис. 4. Структура нанокompозитного покрытия TiN/AlN-DLC-ns

физическая частота вращения ротора до 47 150 об/мин;
 расчетная осевая нагрузка до 2940 Н (300 кгс);
 температура наружного кольца подшипника составляла 141 °С (что на 10...15 °С ниже, чем на подшипниках без покрытия) и при подогреве воздуха на входе 116 °С достигала 184 °С;
 число запусков 15;
 суммарная наработка 36 мин.

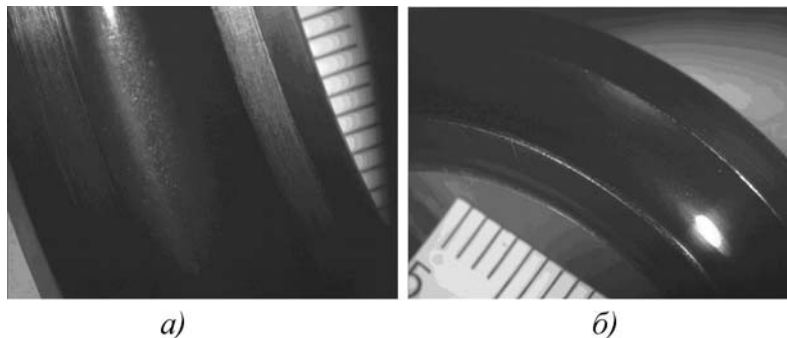


Рис. 5. Наружное (а) и внутреннее (б) полукольца подшипников с нанокompозитным покрытием после испытаний

Таблица 4

Параметры основных обмеров подшипника с покрытием nc-TiAlN/a-Si₃N₄-DLC2-ns

Параметр	До испытаний	После испытаний
Некруглость желоба наружного кольца со стороны базового торца, мм	0,004	0,0023
Некруглость желоба наружного кольца со стороны противобазового торца, мм	0,0023	0,0034
Некруглость желоба внутреннего кольца со стороны базового торца, мм	0,0035	0,0015
Некруглость желоба внутреннего кольца со стороны противобазового торца, мм	0,0015	0,0053
Радиальный зазор, мм	0,067	0,068
Зазор плавания сепаратора, мм	0,466	0,466
Диаметр шарика, мм	9,530	9,530

Параметры основных обмеров подшипника с покрытием перед и после испытаний приведены в табл. 4. Изменение геометрических параметров соответствует нормальной приработке подшипника.

Результаты металлографических исследований представлены на рис. 5. На рабочих поверхностях имеются следы приработки в виде микронаколов диаметром до 0,1 мм и микрорисок. На сепараторе и телах качения отклонений не выявлено, что также нормально для приработки подшипника.

Выводы

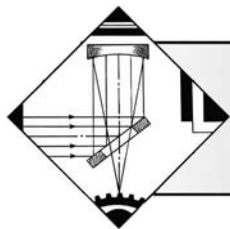
1. Состояние покрытия после испытаний удовлетворительное, размеры деталей подшипника практически не изменились, подшипник годен для продолжения испытаний.

2. По предварительной оценке, тепловыделение при работе комбинированного подшипника с покрытием nc-TiAlN/a-Si₃N₄-DLC2-ns несколько меньше, чем у аналогичного подшипника без покрытия.

В настоящее время данные покрытия проходят апробацию на опытных изделиях ОАО "НПО "Сатурн".

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Matthews A., Leyland A. Developments in PVD tribological coatings // Heat Treatment of Metals. 2001. 28/3. 63.
2. Matthews A., Leyland A. Материалы, связанные с перспективами наноструктурных трибологических покрытий: докл. на конференции SVC, 23 апр. 2008 г.
3. Пат. 2308538 РФ. Установка для нанесения многослойных покрытий с периодической структурой методом магнетронного распыления / Ю.В. Агабеков, А.В. Федотов, А.М. Сутырин.
4. Агабеков Ю.В., Сутырин А.М. Несбалансированные магнетронные распылительные системы с усиленной ионизацией плазмы // Труды постояннодействующего научно-технического семинара. "Электровакуумная техника и технология" (1997–1998 гг.). М., 1999. С. 48–52.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.78.012.8

М.М. Журавлев (Саратовский государственный
технический университет им. Ю.А. Гагарина)
E-mail: mikelion@bk.ru

Моделирование микротвердости и глубины упрочненного слоя при лазерной закалке с оплавлением поверхности

Приведены доказательства низкой эффективности дробеструйного упрочнения при обработке торсионных валов. Для обработки таких деталей предложено использовать лазерную технологию поверхностного упрочнения. Проведены экспериментальные исследования по лазерной обработке деталей. Получена зависимость микротвердости упрочненной зоны от ее глубины и режимных параметров обработки.

Ключевые слова: лазер, поверхностное упрочнение, торсионный вал, микротвердость.

The article presents the proofs of low efficiency of bead-blasting hardening are resulted at hardfacing torsion shafts. For processing of stated units it is offered to use laser hardfacing. Experimental researches of laser processing are conducted. The relation between microhardness by depth and laser processing parameters is revealed.

Keywords: laser, hardfacing, torsion shaft, microhardness.

В современной авиационной промышленности значительно возрос уровень требований, предъявляемых к новым авиационным двигателям. К ним относятся требования по уровню шума, уровню выбросов вредных веществ в атмосферу, долговечности и др. Для выполнения подобных требований, а также для повышения эксплуатационной надежности необходимо совершенствовать технологии изготовления отдельных нагруженных элементов конструкции за счет применения современных методов их обработки. В настоящей статье рассматривается стартер-генератор СТГ-12ТМО-1000, в частности наиболее нагруженный его элемент – торсионный вал (рис. 1). Длина подобных валов более чем в 20 раз превышает их диаметр, поэтому они относятся к категории мало жестких (гибких). Вал выполнен из рессорной стали

марки 25Х2ГНТА и имеет сложную конфигурацию: на одной стороне имеется кулачковый профиль, на другой – шестерня и шлицы.

Применение подобного вала особенно целесообразно для уменьшения размеров и массы различных машиностроительных агрегатов, таких как двигатели, компрессоры, турбины, центрифуги, генераторы тока, статоры и др. Главной особенностью таких деталей является то, что они работают в условиях динамических деформаций под действием знакопеременных изменяющихся нагрузок. Иногда для передачи крутящего момента в приборе по конструктивным соображениям требуется применение гибкого вала, но с таким расчетом, чтобы его скручивание не превышало определенной величины. Для того чтобы контролировать и предотвращать разрушение торсионных валов от скручивания, необходимо упрочнить поверхностный слой длинной цилиндрической части детали, оставляя при этом основной объем детали эластичным. Операцию упрочнения на предприятии-изготовителе выполняют на дробеструйной установке, что приводит к тому, что вал сильно ведет, не говоря уже об ухудшении качества поверхности и накоплении остаточных напряжений. Затрачивается значительное время на рихтовку и

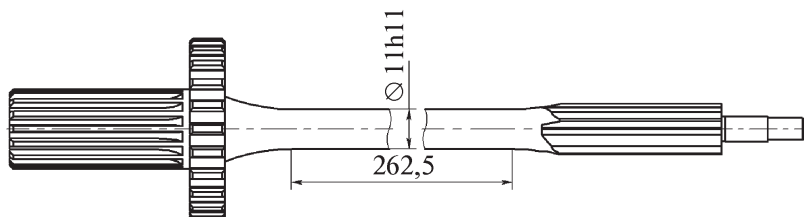


Рис. 1. Торсионный вал (размеры указаны в мм)

термическую обработку для снятия остаточных напряжений. Все это приводит к дополнительным экономическим затратам. Возникает вопрос о переходе на более эффективную упрочняющую технологию.

К основным методам поверхностного упрочнения, применяемым в промышленности, можно отнести закалку, использование токов высокой частоты (ТВЧ), поверхностно-пластическое деформирование (ППД), упрочнение с использованием энергии взрыва и лазерное упрочнение. К недостаткам закалки относятся высокая энергоемкость, относительно невысокая твердость поверхности для некоторых сталей, относительно длительный цикл процесса, большие деформации закаливаемых поверхностей [1]. Метод закалки с нагревом ТВЧ позволяет получать значительное повышение твердости поверхностного слоя, однако в некоторых случаях за счет возникновения значительных остаточных напряжений происходит коробление деталей. К недостаткам можно отнести и возможность возникновения закалочных трещин и микротрещин. Также возможным недостатком может быть неоднородность твердости и глубины упрочненного слоя вследствие технологических причин [2, 3]. При упрочнении методом ППД износостойкость поверхности увеличивается за счет формирования особого напряженного состояния в поверхностных слоях, увеличения твердости и улучшения качества поверхности. Процесс производителен и легко поддается автоматизации. Однако увеличение твердости относительно невелико и в среднем не превышает 20...40 % исходной твердости. Положительный эффект от наклепа может теряться при повышении температуры до 550...670 °С [4]. В настоящее время ведутся исследования по упрочнению с применением энергии взрыва во многих направлениях. Высокоскоростная, или как ее называют, импульсная, деформация является результатом чрезвычайно быстрого распространения фронта давления, амплитуда которого в десятки или даже сотни раз может превышать предел текучести металла [5, 6]. Однако механическое воздействие при обработке методами ППД и с применением энергии взрыва, как и в случае с дробеструйным упрочнением, приводит к искажению геометрического профиля маложестких деталей, появлению биения. Поэтому данные методы непригодны для обработки торсионных валов малого диаметра.

Использование лазерного излучения для изменения структуры и состава рабочих поверхностных слоев деталей является одним из самых перспективных направлений в упрочняющей технологии. Преимуществом лазерной обработки является возможность транспортировки лазерного луча на большие расстояния,

подвода к труднодоступным поверхностям деталей, автоматизации процесса [7, 8]. Лазерная обработка позволяет получить уникальный комплекс свойств на обрабатываемой поверхности за счет концентрированного воздействия энергии, малого времени воздействия, сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения.

При проведении исследований по лазерному поверхностному упрочнению была обработана партия валов. Детали закреплялись в приспособлении на столе лазерной установки "Квант-15" и подвергались лазерной обработке на следующих режимах: мощность лазера P составляла 0,5; 0,6 и 0,7 кВт; диаметр лазерного пятна в фокальной плоскости $d_n = 1,2$ мм; скорость лазерной обработки $v = 10$ мм/с. Активный элемент данной лазерной установки – алюмоиттриевый гранат. Длина волны излучения лазера 1,06 мкм, что повышает КПД обработки. Для лучшего поглощения лазерного излучения заготовкам предварительно придали темный оттенок. Для уменьшения влияния случайных ошибок работа выполнялась в одно время суток и в одинаковых условиях. На каждом из режимов лазерной обработки обрабатывалось по три детали. Обработка производилась по возвратно-поступательной схеме (рис. 2).

Для оценки влияния лазерного поверхностного упрочнения на работу вала в эксплуатации производились испытания на скручивание (рис. 3): каждый вал закручивали на угол $\pm 9^\circ$ с частотой 1500 об/мин в

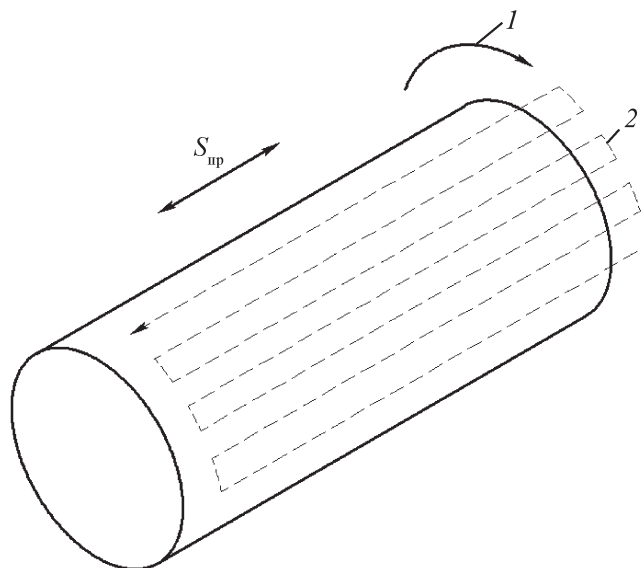


Рис. 2. Схема лазерной обработки:

1 – направление поворота заготовки; 2 – след лазерного луча, получаемый в результате возвратно-поступательного движения заготовки с поворотом на определенный шаг относительно луча лазера; $S_{уп}$ – перемещение заготовки относительно луча лазера

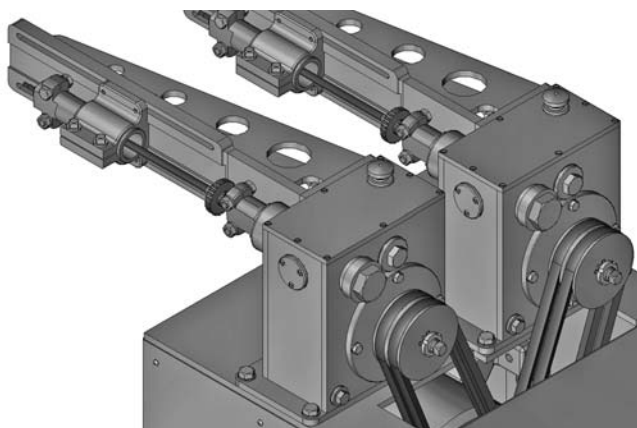


Рис. 3. Установка для проведения испытаний на скручивание

течение 30 ч. Испытание прошли все детали, однако на валах, обработанных при мощности лазера $P = 0,7$ кВт, наблюдалось образование микротрещин.

Для проведения металлографического анализа из каждой обработанной детали изготавливали по три микрошлифа, для чего валы разрезали электроэрозионным способом перпендикулярно их оси. Шлифы травили 4 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктуру закаленных зон исследовали на световом микроскопе МИМ-10 при увеличении $\times 100$ (рис. 4).

Металлографическими исследованиями установлено, что в результате лазерного упрочнения в металле образуется зона термического влияния. Это объясняется формированием на этапе нагрева аустенитной структуры и ее последующим превращением в мартенсит на этапе охлаждения [9]. Поверхностный слой представляет собой плохо травящуюся "белую" зону с мелкоигольчатой мартенситной структурой (зона уп-

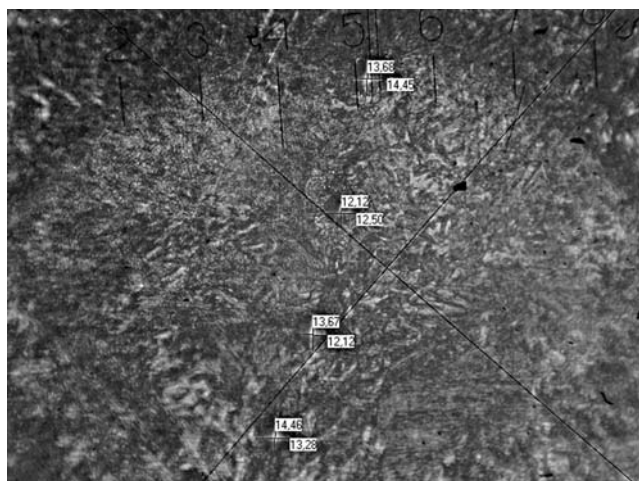


Рис. 4. Микрошлиф заготовки. Область упрочнения

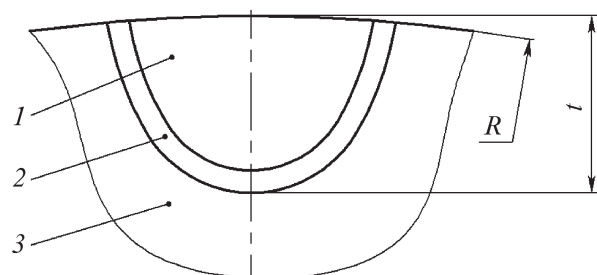


Рис. 5. Зона термического влияния:

1 – зона упрочнения; 2 – зона отпуска; 3 – основной объем детали; R – радиус обрабатываемой поверхности; t – глубина зоны термического влияния

рочнения), за ней следует зона повышенной травимости (зона отпуска), переходящая в исходную структуру предварительно закаленной стали (рис. 5).

Замеры микротвердости проводили следующим образом: на столе прибора ПМТ-3 устанавливали микрошлифы и с шагом 100 мкм вдавливали алмазную пирамиду Виккерса в упрочненную зону от периферии к центру с нагрузкой 0,5 Н. После этого фокус микроскопа наводился на каждое конкретное место укола пирамидки, для чего передвигалась заготовка, и производился снимок данной области с помощью цифрового фотоаппарата. Обработка изображения осуществлялась на компьютере с замером диагоналей квадратного отпечатка. Расчет микротвердости выполнялся по формуле

$$H_{\mu} = 1,854 \frac{10^5 F}{\bar{d}^2},$$

где F – нагрузка, Н; \bar{d} – среднее арифметическое значение длин диагоналей одного отпечатка, мкм.

С повышением мощности лазера увеличивалась как глубина, так и ширина зоны упрочнения. При повышении мощности свыше 0,7 кВт при прочих равных условиях на поверхности заготовки появлялась окалина, увеличивалась шероховатость поверхности.

Измерение микротвердости по глубине зоны термического влияния показало, что в зоне упрочнения при всех режимах лазерной обработки происходит увеличение микротвердости по сравнению с исходной в 1,5...2 раза, причем в большей степени при повышенных мощностях лазера. Следует отметить, что для зоны упрочнения характерен большой разброс значений микротвердости, хотя средние значения

очень велики и составляют 9000...12 000 МПа. Это связано с разнородностью фазового состояния стали, а также с наличием зон перекрытия лазерного пятна в импульсном режиме обработки. Повторение экспериментов на одинаковых режимах упрочнения позволяет лучше оценить влияние исследуемого фактора. С использованием аппроксимации эмпирических значений микротвердости были получены графики зависимости микротвердости от мощности лазера и глубины упрочненного слоя на примере стали 25Х2ГНТА (рис. 6).

На основе проведенных экспериментов сделаны следующие выводы. Технология лазерного поверхностного упрочнения подходит в качестве альтернативной упрочняющей технологии при изготовлении торсионных валов малого диаметра. Лазерное упрочнение в отличие от дробеструйной обработки не приводит к образованию биения на валу. Отсутствует необходимость правки вала после операции упрочнения, что особенно актуально при использовании рессорной стали 25ХГНТА. При этом значительно повышается производительность процесса изготовления детали. В результате проведения металлографического анализа и обработки полученных данных была построена зависимость микротвердости упрочненного слоя от мощности лазера и глубины этого слоя. По этой зависимости можно определять оптимальные значения мощности лазера для заданной глубины упрочненного слоя или необходимой твердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Металловедение** и технология металлов / Г.П. Фетищев, М.Г. Капман, В.М. Матюшин и др. М.: Высш. шк., 2000. 638 с.

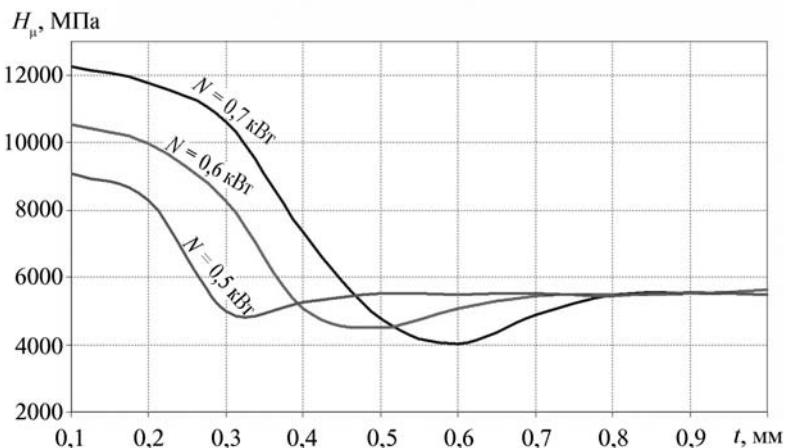


Рис. 6. Зависимость микротвердости H_μ от мощности лазера N и глубины упрочненного слоя t

2. **Арзамасцева Э.А.** Термообработка автомобильных деталей с использованием индукционного нагрева // *Технология автомобилестроения*. 1982. № 3. С. 13–16.

3. **Головин Г.Ф.** Остаточные напряжения, прочность и деформации при поверхностной закалке токами высокой частоты. Л.: Машиностроение, 1973. 144 с.

4. **Филяев А.Т.** Исследование износостойкости сталей, упрочненных наклепом. Минск: Наука и техника, 1974. 168 с.

5. **Деформация металлов взрывом** / А.В. Крупин, В.Я. Соловьев, Н.И. Шефтель, А.Г. Кобелев. М.: Металлургия, 1975. 415 с.

6. **Эпштейн Г.Н., Кайбышев О.А.** Высокоскоростная деформация и структура металлов. М.: Металлургия, 1971. 6 с.

7. **Югов В.И.** Лазерное термоупрочнение – высокоэффективная технология ресурсосбережения // *Лазеринформ*. 2008. № 23 (398). С. 1–8.

8. **Югов В.И.** Лазерное упрочнение в практическом применении // *Ритм*. 2009. № 6. (44). С. 31–40.

9. **Коваленко В.С.** Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов. М.: Наука, 1986. 276 с.



В.И. Иванов, А.А. Гришко
(ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии)
E-mail: tehnoinvest-vip@mail.ru

Электроискровая установка БИГ-5 для универсального применения при упрочнении и восстановлении деталей и инструментов

Приведена информация об установке БИГ-5 для нанесения металлических покрытий на токопроводящие материалы электроискровым методом. Она отличается от установок прошлого поколения улучшенными параметрами, в том числе высокой универсальностью.

Ключевые слова: электроискровый метод нанесения покрытий, установка, исследования, технические характеристики, технологические испытания, искровые импульсы, толщина покрытия, производительность.

This article describes how to install a new generation of BIG-5 for the metal plating on the conductive materials by the electric spark. It differs from the previous generation units improved parameters, including high versatility.

Keywords: spark method of coating, installation, research, technical specifications, process testing, spark pulses, the coating thickness, performance.

Введение

В машино- и приборостроении, на ремонтных предприятиях и в ремонтных службах широко применяется различное оборудование для нанесения металлопокрытий, которое обеспечивает работоспособность деталей и инструментов, увеличивает их ресурс за счет улучшения эксплуатационных свойств рабочих поверхностей или используется для восстановления размеров изношенных поверхностей деталей. К такому оборудованию относятся установки для электроискровой обработки (ЭИО) металлических поверхностей в газовой среде. Известны электроискровые установки для нанесения покрытий, созданные в 50-е гг. прошлого столетия ЦНИЛ ЭЛЕКТРОМ, а также ручные и механизированные установки типа "ЭФИ" и "Элитрон" разработки Академии наук Молдавии [1–3]. Последние выпускались около 30 лет, до середины 1990-х гг., Опытным заводом Института прикладной физики АН Молдавии для многих отраслей народного хозяйства и успешно эксплуатировались многими предприятиями Советского Союза. В настоящее время на создание нового оборудования для нанесения покрытий электроискровым методом направлена деятельность ряда предприятий и фирм многих технически развитых стран [4–7]. ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии в содружестве с молдавскими специалистами создана новая установка БИГ-5, обладающая широкими технологическими возможностями.

В данной статье отражены результаты исследований по определению технических параметров этой установки.

Результаты исследований

В таблице приведены сравнительные технические характеристики новой установки БИГ-5 и установки аналогичного назначения "Элитрон-52Б" разработки Опытного завода ИПФ АН МССР, выпускавшейся до 1993 г., а также современных электроискровых установок технически развитых зарубежных стран. Как видно из таблицы, новая установка, обладая широким диапазоном электрических режимов и поэтому высокой универсальностью, имеет значительные преимущества по массогабаритным параметрам и энергопотреблению, по сравнению с аналогами прошлого поколения.

Основными составными элементами установки БИГ-5 (рис. 1) являются генератор искровых импульсов, ручной вибровозбудитель и соединительные кабели. В отдельных случаях установка комплектуется вторым ручным вибровозбудителем и переключателем работы вибровозбудителей, что улучшает организацию работ при использовании двух материалов электродов.

Генератор установки обладает 70 электрическими режимами с большим диапазоном управления энергией единичного разряда — от 0,11 до 10 Дж. Это позволяет управлять в широких пределах характеристиками качества наносимого покрытия — его толщиной, микротвердостью, параметрами рельефа поверхности и др. Изменение электрического режима осуществляется двумя параметрами: "режим" — от 1 до 7 — и "коэффициент энергии K_3 " — от 0,1 до 1,0. Производными характеристиками параметра "режим" являются амплитудный ток (изменяется в пределах от 120 до 280 А), длительность импульса (изменяется в пределах от 50 до 2000 мкс), а также его энергия. Изменение значения K_3

Сравнительные технические характеристики установок БИГ-5 и "Элитрон-52Б"

Характеристика	БИГ-5	"Элитрон-52Б"*	WOCAFIX (Швейцария) [5]	DEPOSITRON 820 (Япония) [6]	Microdepo (США) [7]
Потребляемая мощность, кВ·А	0,5	4,5	0,2	0,155	0,5
Напряжение питающей сети, В, при частоте 50 Гц	220	220	220	100...240 при 50...60 Гц	100; 110; 200; 220
Частота вибрации электрода, Гц	300	100	Нет данных	Нет данных	Нет данных
Энергия импульсов, Дж	0,11...10,00	0,05...10,71	То же	То же	То же
Частота импульсов, Гц	5...1600	100	– " –	– " –	45...1000
Число электрических режимов	70	12	Плавное регулирование	Нет данных	3 ($U = 50; 100;$ 150 В)
Толщина покрытия твердым сплавом, мм	0,01...0,50	0,01...0,70	0,002...0,040	0,03	max 0,05
Высота неровностей профиля покрытия, мкм	$Ra = 2,0...Rz =$ $= 260$	$Ra = 2,0...Rz =$ $= 320$	Нет данных	Нет данных	$R_{max} = 3...50$
Максимальная производи- тельность, см ² /мин	10	10	3	1,5...3,0	Нет данных
Габаритные размеры, мм:					
генератора	160×320×360	650×600×1100	Нет данных	270×330×165	255×400×320
вибровозбудителя (без кабеля)	150×90×45	220×110×60		Нет данных	Нет данных
Масса, кг, не более:					
генератора	14	150	Около 4	12	15,8
вибровозбудителя (без кабеля)	0,25	0,45	Нет данных	Нет данных	Нет данных

*Производилась до 1993 г.



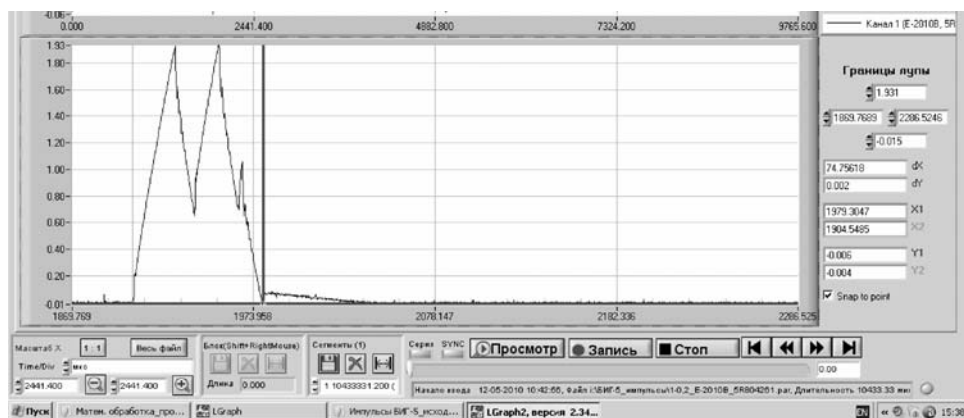
Рис. 1. Установка БИГ-5

отражается на изменении частоты импульсов, при этом наиболее высокие значения частоты (160...1600 Гц) реализуются на 1-м режиме генератора, а наиболее низкие значения (5...50 Гц) – на его 7-м режиме.

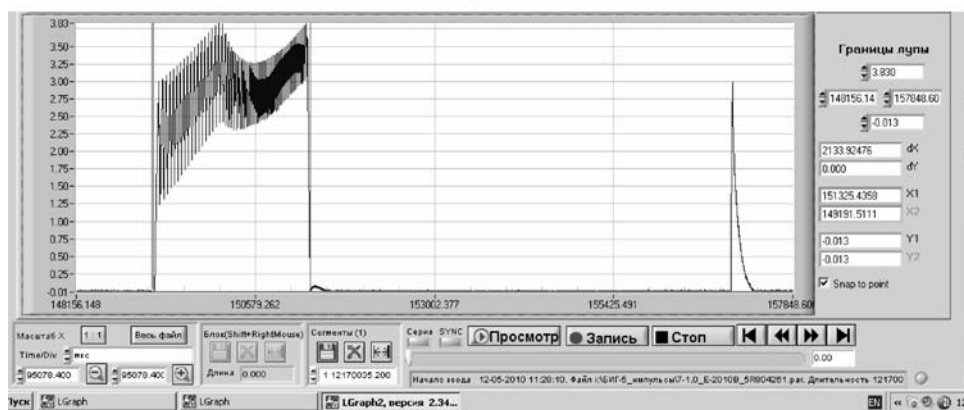
Характерной чертой конструкции генератора установки является создание рабочих импульсов из совокупности искровых разрядов: от нескольких – на мягких электрических режимах (рис. 2, а), до сотни – на жестких режимах (рис. 2, б).

Технологические испытания этой установки с использованием ряда электродных материалов (твердых сплавов, сталей, цветных металлов и сплавов) показали ее широкие возможности и перспективы применения.

На рис. 3 приведены экспериментальные данные по исследованию влияния энергии искровых импульсов установки БИГ-5 и частоты их следования (параметр K_3) на удельный прирост массы образца из



а)



б)

Рис. 2. Осциллограммы искровых импульсов на крайних электрических режимах установки БИГ-5 при нанесении твердого сплава ТТ21К9 на сталь 45:

а – $I_{\text{имп max}} = 210,8 \text{ A}$; $t_{\text{имп}} = 74,756 \text{ мкс}$ (режим № 2); б – $I_{\text{имп max}} = 501,7 \text{ A}$; $t_{\text{имп}} = 2133,9 \text{ мкс}$ (режим № 70)

стали 45 и толщину нанесенного слоя покрытия твердым сплавом ВК8. Видно широкое поле $abcd$ значений измеряемых параметров данной установки, ограниченное линиями, соответствующими нижнему (a , d) и верхнему (b , c) уровням частоты следования импульсов.

Исследования показали, что варьированием частотой искровых импульсов (K_z) возможно изменять прирост массы образца и толщины покрытия от 1,5 до 8 раз. Также с ростом мощности электрического режима повышается и производительность нанесения покрытия, достигая $10 \text{ см}^2/\text{мин}$ и более.

Различие по свойствам токопроводящих материалов, используемых в качестве электродов для ЭИО, отражается в различии структурных и фазовых превращений в поверхностном слое, интенсивности переноса электродного материала и, соответственно, в различии значений максимальной толщины покрытия. На рис. 4 приведены экспериментальные данные по этому параметру применительно к наиболее употребляемым электродным материалам.

Конструкция установки БИГ-5 обеспечивает работу с подачей в зону электроискровой обработки газа (аргона, углекислого газа). Это позволяет охлаждать магнитную систему вибровозбудителя, обрабатываемый участок детали и электрод, а также защищать деталь в зоне обработки от окисления ее поверхности, за счет чего получать покрытие большей толщины, чем при обработке без подачи защитного газа.

Установку БИГ-5 можно также использовать в механизированном режиме при дополнительном укомплектовании одним из обрабатывающих устройств (с многоэлектродным вращающимся инструментом; с вибрирующим дисковым электродом-инструментом; со стержневым вращающимся электродом-инструментом) и токосъемником.

В связи с широкими возможностями метода ЭИО и установки БИГ-5, она нашла применение практически во всем диапазоне использования данного метода. Это нанесение чистовых износостойких покрытий поверхностей трения скольжения, передних и

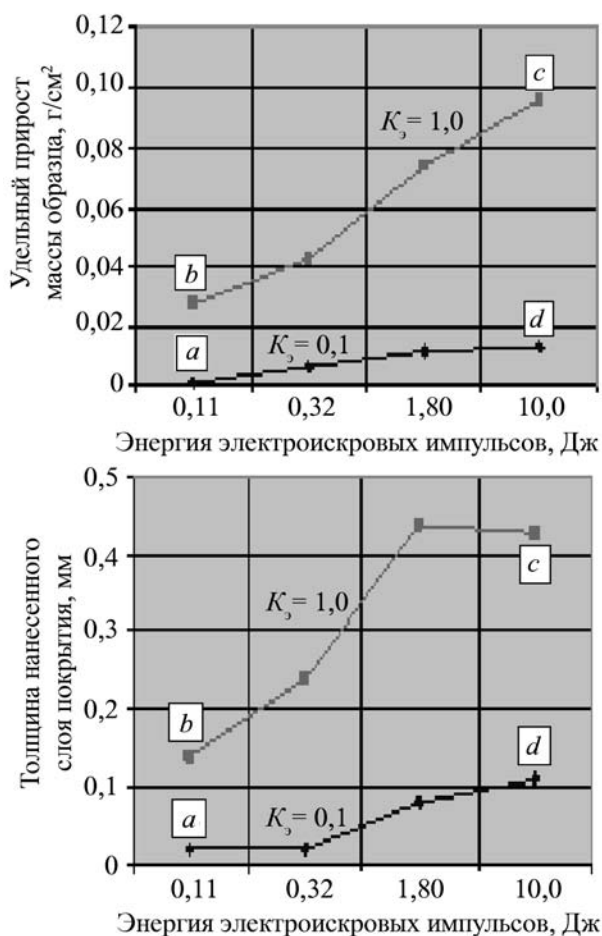


Рис. 3. Зависимости удельного прироста массы образца из стали 45 и толщины нанесенного слоя покрытия твердым сплавом ВК8 от энергии и частоты следования искровых импульсов установки БИГ-5 (удельное время обработки – 5τ, где τ – минимальное удельное время обработки для получения покрытия без пропусков, т.е. без участков с исходным рельефом поверхности)

задних поверхностей режущих инструментов, торцовых и боковых поверхностей матриц и пуансонов разделительных штампов. Но это и нанесение относительно грубых покрытий посадочных мест под подшипники качения валов, осей и корпусных деталей, поверхностей, истираемых абразивной средой, инструментов для горячей обработки металлов и многое другое.

Высокие универсальность и производительность установки БИГ-5 являются основой ее эффективного использования как на промышленных предприятиях, так и на малых предприятиях различного профиля при решении задач увеличения ресурса деталей, инструментов и технологической оснастки, восстановления размеров изношенных деталей, устранения брака

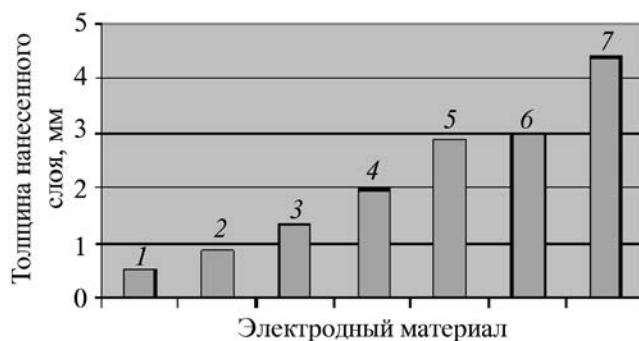


Рис. 4. Максимальная толщина нанесенного слоя на установке БИГ-5:

1 – ВК8; 2 – сталь 10; 3 – сталь Р6М5; 4 – медь М1; 5 – сталь 65Г; 6 – сталь ШХ15; 7 – бронза БрКМц3-1

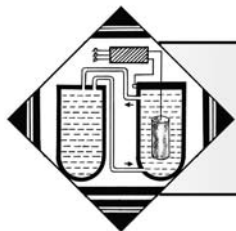
механической обработки при изготовлении деталей. Это подтверждается эффективным применением установки БИГ-5 рядом предприятий и фирм Москвы, Мордовии, Волгоградской области, Ставропольского края.

Выводы

1. Создана современная установка для ЭИО металлических поверхностей в газовой среде БИГ-5, обладающая улучшенными технико-экономическими характеристиками.
2. Высокая универсальность установки позволяет успешно использовать ее на предприятиях различных отраслей и профиля при решении задач увеличения ресурса деталей, инструментов и технологической оснастки, восстановления размеров изношенных деталей, устранения брака механической обработки при изготовлении деталей, нанесения защитных покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Электроискровая** установка УПР-3М для упрочнения металлических поверхностей. Техническое описание / Н.И. Лазаренко, Б.Н. Золотых, В.С. Митропольский; под общ. ред. Б.Р. Лазаренко. Люблино, 1956. 45 с.
2. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей. Библиографический указатель литературы за 1943–1973 гг. Кишинев: Штиинца, 1974. 80 с.
3. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей. Библиографический указатель литературы за 1974–1979 гг. Кишинев: Штиинца, 1981. 61 с.
4. **Иванов В.И., Бурумкулов Ф.Х.** Состояние и развитие электроискровых технологий и оборудования в России и за рубежом // Труды ГОСНИТИ. 2012. Т. 109. Ч. 2. С. 127–139.
5. **Прибор** электроискрового нанесения карбида вольфрама WOCAFIX – http://www.vivtech.ru/production/oborudovanie_dme/oborudovanie_dlya_polirovki_i_remonta/wocafix.
6. **Schweißgeräte** für Reparaturen im Formen-und Werkzeugbau – www.formotronik.ru/files/svarka.pdf.
7. **Electro-spark** alloying – http://www.stt-inc.com/electro-spark_alloying.



УДК 669.586.6

¹Р.Г. Галин, ²Д.А. Захарьевич, ³С.В. Александров,
³О.В. Демидова, ⁴М.В. Фоминых
(¹ООО "Вика Гал 2", г. Челябинск, ²Челябинский государственный университет,
³ОАО "Первоуральский новотрубный завод",
⁴Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург)
E-mail: dmzah@csu.ru

Упрочняющие цинковые покрытия для резьбовых соединений

Представлены результаты лабораторных и промышленных испытаний на износостойкость термодиффузионных цинковых покрытий на стальных изделиях. Изучено влияние фазового и химического составов покрытия на скорость износа. Установлена природа износа покрытий для различных пар трения. Определены условия реализации эффекта твердой смазки термодиффузионного цинкового покрытия для резьбовых соединений.

Ключевые слова: износ, цинковые покрытия, резьбовые соединения, твердая смазка.

The results of laboratory and industrial tests on wear resistance of thermodiffusional zinc coatings on steel are presented in the paper. The effect of the phase and chemical composition of the coating on the wear rate has been studied. The nature of the coatings' wear has been established. The conditions for thermodiffusional zinc coating to act as a solid lubricant for thread joints have been determined.

Keywords: wear, zinc coating, thread joints, solid lubricant.

Введение

Помимо традиционного использования в качестве защитного антикоррозионного покрытия в последние годы термодиффузионные цинковые (ТДЦ) покрытия все больше используются как антизадирные покрытия, предназначенные для предотвращения адгезионного схватывания в резьбовых соединениях. Например, в нефтедобывающей отрасли для обеспечения резьбовым соединениям "насосно-компрессорная труба (НКТ) – муфта" высокой износостойкости и герметичности применяют термодиффузионное цинкование НКТ и муфт [1]. При этом наиболее привлекательным и экономически эффективным с точки зрения потребителя является термодиффузионное цинкование только муфт НКТ, обеспечивающее эффект твердой смазки для резьбового соединения "труба–муфта", без использования покрытия ниппельной части НКТ. По данным многочисленных исследований, высокая износостойкость и коррозионная стойкость ТДЦ-покрытий определяются дельта-фазой (далее δ -фаза, FeZn_x , $x = 7...11$ [2]), расположенной непосредственно на поверхности покрытия.

Обычно при рассмотрении механических свойств и износостойкости цинковых покрытий авторы ограничиваются ссылкой на значения твердости железозинковых фаз. В то же время известно, что ни одна из меха-

нических характеристик покрытия, взятая в отдельности, не может служить надежным критерием для оценки его износостойкости [3]. Сопротивление материалов изнашиванию зависит от свойств отдельных структурных составляющих на микроуровне, поэтому покрытия с близкими значениями твердости, но различной структуры порой обладают разной износостойкостью. Это несоответствие объясняется тем, что такие характеристики, как твердость, предел текучести или предел прочности характеризуют свойства макрообъемов материала. Наконец, износостойкость покрытий зависит от механических свойств контртела, работающего с покрытием. Без учета этих факторов данные по сопротивлению покрытий механическому износу не представляют ценности [3].

Авторами [4] разработана технология термодиффузионного цинкования с использованием высокоэффективных насыщающих смесей [5], позволяющая создавать покрытия с максимально высоким содержанием цинка в δ -фазе, а также более богатую цинком кси-фазу на поверхности покрытия. В настоящее время данная технология используется в ОАО "ПНТЗ" для нанесения ТДЦ-покрытия на резьбовую поверхность муфт для НКТ. Благодаря высокой стойкости ТДЦ-покрытия к износу внедрение этой технологии позволило существенно повысить эксплуатационную надежность резьбо-

вых соединений "труба—муфта" [6]. По результатам нефтепромысловых испытаний, насосно-компрессорные трубы производства ОАО "ПНТЗ", укомплектованные муфтами с ТДЦ-покрытием, выдержали 111 спуско-подъемных операций (СПО) при проведении технологических и ремонтных работ на нефтедобывающих скважинах [7]. При этом практика эксплуатации таких соединений показывает, что износу в основном подвержен ниппель трубы. Возможность регулирования фазового и элементного составов ТДЦ-покрытия открывает перспективы оптимизации его свойств, для чего необходимы исследования механизма износа этих покрытий. В настоящей статье приведены результаты лабораторных и промышленных испытаний износостойкости ТДЦ-покрытий различного фазового и элементного составов, полученных в лабораторных условиях, а также на установках термодиффузионного цинкования муфт к НКТ и обсадным трубам ОАО "Первоуральский новотрубный завод".

Структура и износ ТДЦ-покрытий

Для лабораторных исследований были изготовлены образцы из стали марки 37Г2Ф в виде пластин шириной 20,0 мм, длиной 70,0 мм и толщиной 10,0 мм. Термодиффузионное цинкование проводилось по технологии [4] при температуре 450 °С. Получены образцы покрытий толщиной 30...90 мкм с различными фазовым составом и концентрацией цинка на поверхности (табл. 1). Фазовый состав покрытий определялся методом рентгенофазового анализа на дифрактометре ДРОН-3, $\text{CuK}\alpha$ -излучение.

Для металлографических исследований готовились поперечные шлифы образцов. Изучение микроструктуры на шлифах проводилось на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6460 LV с энергодисперсионным спектрометром Oxford Instruments для химического микроанализа.

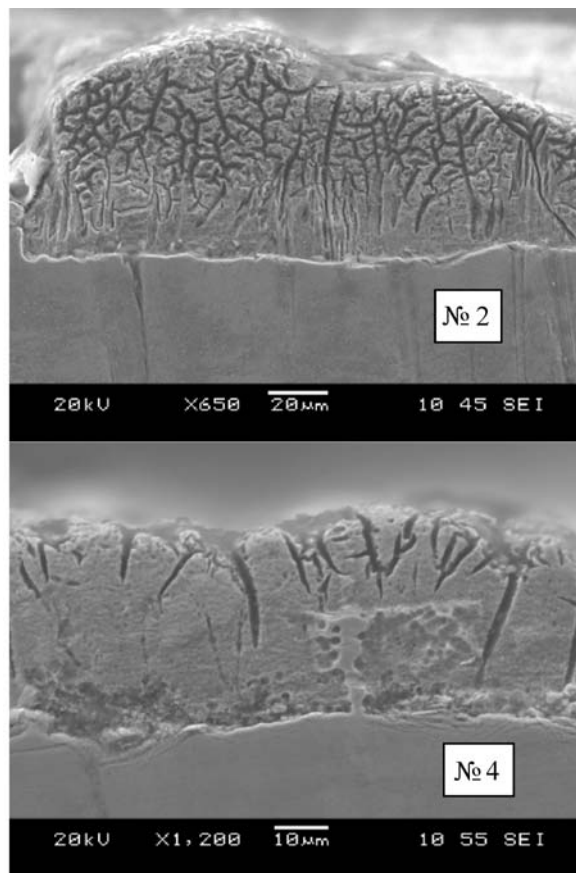


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения поперечных шлифов ТДЦ-покрытий (номера образцов соответствуют приведенным в табл. 1)

На рис. 1 показаны электронные микрофотографии поперечных шлифов образцов 2 и 4 после травления в 3 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. На расстоянии до 10 мкм от подложки покрытие является однородным, зеренная структура не выявляется, на боль-

Таблица 1

Характеристики образцов с ТДЦ-покрытием и результаты их истирания под различной нагрузкой

Номер образца	Толщина покрытия, мкм	Фазовый состав поверхности	Потеря массы при истирании, мг			Время истирания, с		
			5 Н	15 Н	30 Н	5 Н	15 Н	30 Н
1	90	Кси	6,4	9,7	14,0	210	210	180
2	90	Кси	7,0	8,9	13,3	210	210	160
3	70	Дельта + кси	4,1	10,1	10,5	210	210	110
4	40	Дельта	2,3	3,0	3,1	150	130	60
5	50	Дельта	1,8	2,1	3,2	120	120	60
6	30	Дельта	1,6	1,9	2,6	90	90	50

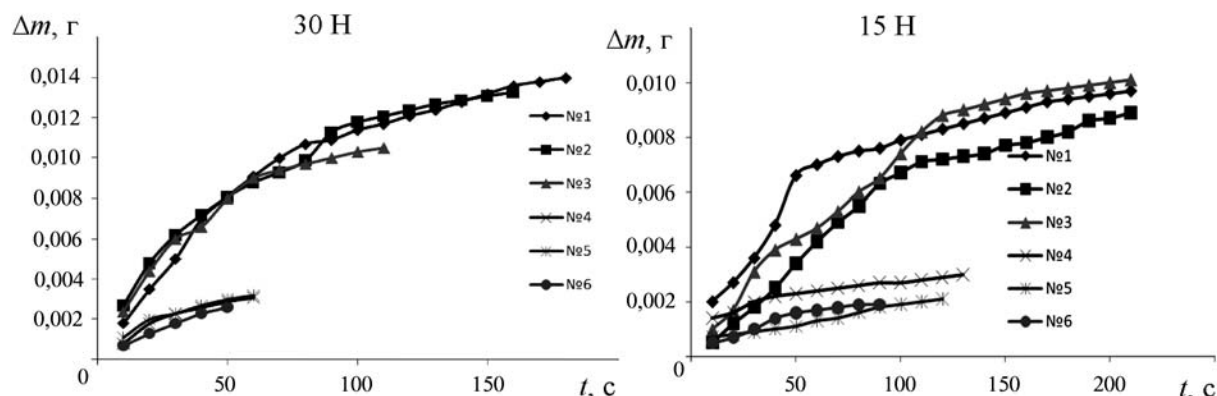


Рис. 2. Убыль массы образцов Δm со временем t при истирании

шем расстоянии от подложки наблюдается крупнозернистая структура.

Испытания образцов на износоустойчивость проводились по стандарту ASTM G 65-94. Стальной диск вращался со скоростью 60 об/мин и прижимался к неподвижному образцу с ТДЦ-покрытием с силой 5...30 Н. Диаметр ролика – $(140 \pm 0,2)$ мм, ширина ролика – $(21 \pm 0,1)$ мм, материал ролика – сталь 45, твердость материала ролика – (34 ± 1) HRC, угол наклона направляющего лотка $(45 \pm 5)^\circ$, непараллельность оси ролика рабочей поверхности образца – не более 0,1 мм.

Износ испытываемых образцов определялся путем взвешивания после каждых 10 с испытания. Полное истирание покрытия определялось визуально и магнитным толщиномером.

Зависимости потери массы от времени истирания для всех образцов под нагрузкой 15 и 30 Н показаны на рис. 2. Эти кривые можно разделить на две группы: первая – образцы с толщиной покрытия более 70 мкм (№ 1–3), на кривых наблюдается перегиб; вторая – образцы с толщиной покрытия менее 50 мкм (№ 4–6), наклон кривых практически постоянен. Кроме того, можно заметить, что наклон кривых для образцов первой группы после точки перегиба близок к наклону для кривых образцов второй группы. Таким образом, в процессе истирания образцов первой группы происходят изменения механических свойств и переход в режим истирания, характерный для образцов второй группы.

Для образцов первой группы под нагрузкой более 30 Н наблюдается увеличение потери массы непосредственно перед точкой перегиба. Особенно хорошо это заметно на зависимости скорости истирания (изменения массы за 10 с истирания, т.е. между двумя последовательными измерениями) от времени истирания. Для большей наглядности на рис. 3 представлены эти зависимости со сдвигом по времени, так чтобы для всех образцов полное истирание покрытия приходилось на один и тот же момент времени (т.е. на момент истира-

ния самого "долгоживущего" покрытия). Для образцов 1, 2 и 3 наблюдается максимум скорости примерно за 60...70 с до полного истирания.

Для выяснения причин немонотонности износа временные зависимости скорости истирания были сопоставлены с результатами химического микроанализа поперечных шлифов образцов. На рис. 4 представлены зависимости содержания цинка и скорости истирания при нагрузке 30 Н от толщины покрытия для образцов из двух указанных групп. При построении зависимости скорости истирания считалось, что глубина истирания пропорциональна потере массы. Видно, что для покрытия толщиной 90 мкм максимум скорости истирания соответствует моменту пересечения фазовой границы между δ -фазой и смесью δ - и Γ -фаз согласно фазовой диаграмме Fe–Zn. Увеличение скорости истирания в этот момент можно объяснить напряженным состоянием этой границы и/или повышенной пористостью покрытия на ней. Наименьшая скорость истирания наблюдается в слое толщиной ~ 10 мкм, прилегающем к подлож-

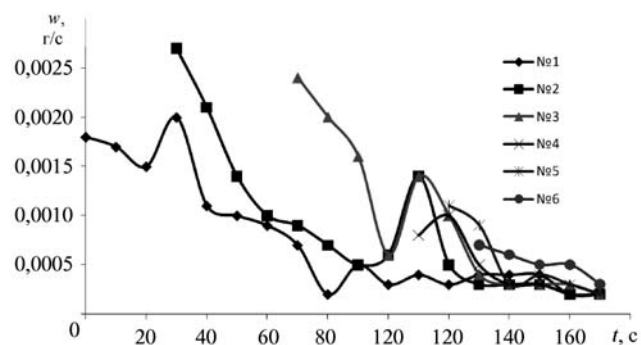


Рис. 3. Зависимость скорости изменения массы ω от времени при истирании с нагрузкой 30 Н для образцов № 1...6 (зависимости сдвинуты по времени)

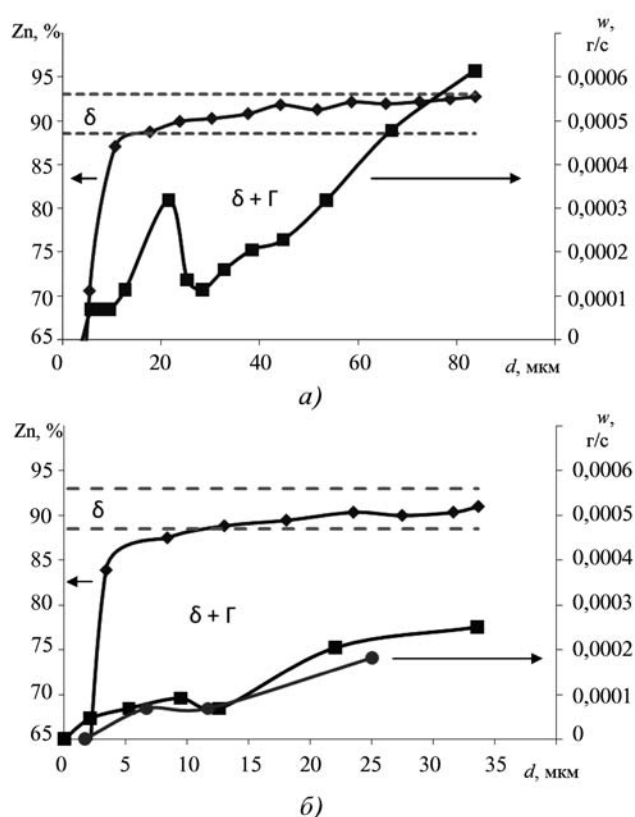


Рис. 4. Изменение фазового состава и скорости износа по толщине покрытия:

a – покрытие толщиной 90 мкм, на поверхности кси-фаза FeZn₁₃; *б* – покрытия толщиной 30 и 40 мкм, на поверхности δ-фаза. Штриховыми линиями ограничена область гомогенности δ-фазы

ке и состоящем из смеси Γ- и δ-фаз, и тонкого слоя Γ-фазы.

Для всех покрытий наблюдается монотонное увеличение скорости истирания при увеличении толщины покрытия в области δ-фазы. Несмотря на относительно узкий интервал гомогенности (4,5 % мас.) δ-фаза является основной фазой цинковых покрытий. До сих пор в литературе, посвященной изучению ТДЦ-покрытий, практически не обсуждался вопрос об изменении свойств покрытия при изменении состава δ-фазы. Известно, что объем элементарной ячейки δ-фазы монотонно возрастает при увеличении содержания цинка, а отношение параметров гексагональной решетки c/a ведет себя немонотонно [8]. Кроме того, слой δ-фазы может состоять из двух слоев, отличающихся морфологией, что подтверждается микрофотографиями поперечных срезов покрытия (см. рис. 1). Из представленных результатов следует, что износоустойчивость покрытия из δ-фазы растет при приближении к подложке, т.е. с увеличением содержания в ней железа. Так, в покрытии толщиной 90 мкм содержится слой δ-фазы, покрывающий весь ин-

тервал ее гомогенности – 88,5... 93,0 % вес. (см. рис. 4), при этом скорость износа слоя этой фазы при приближении к подложке изменяется почти в 6 раз – от 6,14 г/с на верхней границе слоя до 1,14 г/с на нижней под нагрузкой 30 Н. Такие же закономерности изменения скорости износа наблюдаются для других образцов (см. рис. 3).

Интенсивность износа покрытия зависит от его зеренной структуры, которая изменяется с толщиной покрытия. Наиболее высокие скорости износа наблюдаются в начале испытаний для образцов с толщиной покрытия более 30 мкм. Для этих образцов визуально наблюдался перенос покрытия на стальной диск. Интенсивный износ покрытий большой толщины можно связать с наличием в таких покрытиях разветвленной системы межзеренных границ, по которым происходят развитие микротрещин и разрушение слоя (см. рис. 1).

Также следует отметить, что при визуальном осмотре образцов после испытаний под нагрузкой 30 Н оказалось, что на эталонном образце стали без покрытия наблюдаются следы задира, связанного, очевидно, с высокой адгезией трущихся поверхностей друг к другу. Как следствие высокой адгезии, происходят схватывание и оттеснение материала, что выявляется как борозды, параллельные направлению скольжения. Хотя из результатов измерений убыли массы следует, что это не приводит к высокому износу, изменение поверхности в результате образования задириков может привести к невозможности дальнейшего использования изделия (например, при задирах в резьбовых соединениях). Как следует из результатов осмотра поверхностей с ТДЦ-покрытием, задиры на них не образуются несмотря на перенос цинкового покрытия на стальное контртело.

Таким образом, износ ТДЦ-покрытий характеризуется неравномерностью. Наибольшие скорости износа наблюдаются для покрытий большой толщины в начале испытания. Для тех же покрытий наблюдается резкое увеличение интенсивности износа в момент пересечения фазовой границы δ/δ+Γ в покрытии. Наименьшими скоростями износа характеризуются покрытия толщиной до 30 мкм с плавным изменением химического и фазового составов.

Износоустойчивость резьбовых соединений "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием"

Испытания износоустойчивости резьбового соединения "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием" ("труба–муфта") проводились в ОАО "Первоуральский новотрубный завод". В ходе испытаний резьбовые соединения (далее РС) "труба–муфта" подвергались многократному свинчиванию–развинчиванию на автоматической установке муфтонавертки САМ Р-4.5/П-К с контролируемым крутящим моментом. Испытания проводились на насосно-компрессорных трубах, гладких по ГОСТ 633–80, размером 73×5,5 мм, группы прочности Д, укомплектованных муфтами с ТДЦ-покрытием,

оцинкованных по технологии [6]. На рис. 5 приведены фотографии поперечных микрошлифов ТДЦ-покрытий на резьбовой поверхности муфт с обозначением межфазных границ, определенных по результатам микроанализа с учетом фазовой диаграммы Fe–Zn. Средняя толщина ТДЦ-покрытий составляет 35...40 мкм. Как и на образцах для лабораторных исследований, покрытие выглядит однородным на расстоянии не более 10 мкм от подложки, на больших расстояниях наблюдается столбчатая структура δ -фазы. Следует отметить большую по сравнению с образцами для лабораторных исследований толщину слоя Γ -фазы. Последнее можно объяснить отличающимися условиями охлаждения образцов – в первом случае образцы охлаждались быстро, а охлаждение массивной муфты происходит медленнее. Это создает условия для диффузии цинка в подложку, что в отсутствие переноса цинка на поверхность приводит к обеднению покрытия цинком и увеличению толщины слоя Γ -фазы.

Износоустойчивость резьбового соединения оценивалась как в присутствии резьбоуплотнительной смазки, так и в условиях "сухого трения" (без использования резьбоуплотнительной смазки). Всего было испытано четыре РС:

образцы РС № 1, 2 – "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием и смазка Р-402";

образцы РС № 3, 4 – "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием без смазки Р-402". Свинчивание-развинчивание трубы с муфтой производили многократно до заедания резьбы или до получения неудовлетворительного значения натяга на трубе или муфте, но не более 40 циклов с промежуточным определением натяга резьбы трубы и муфты через 2, 3, 5, 10 и через каждые последующие 10 циклов свинчивания-развинчивания.

Сравнительный анализ результатов испытаний резьбовых соединений "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием", свинченных в присутствии резьбоуплотнительной смазки и без нее (в условиях "сухого трения"), показывает существенное различие в механизмах износа этих РС (табл. 2). При испытаниях РС с резьбовой смазкой износу в основном подвержен ниппель НКТ. Так, после 40 циклов натяг на резьбе муфт оставался практически без изменений относительно исходного значения. На резьбе трубы отмечалось снижение натяга с 2,1 до 1,3 мм для образца РС № 1 и с 4,3 до 0,8 мм для РС № 2. Закономерности износа резьбового соединения в испытаниях того же РС без резьбовой смазки (образцы № 3, 4) свидетельствуют, что он происходит более равномерно. После 5-го свинчивания-развинчивания в обоих экспериментах наблюдается значительное увеличение натяга на трубе. Общее снижение натяга на муфте в одном из экспериментов после 25 циклов составило 1,3 мм (с 5,7 до 4,4 мм), а на трубе произошло увеличение натяга на 1,2 мм (с 3,0 до 4,2 мм), причем после 10 циклов его значение не изменялось до конца испытания. Таким образом, наличие резьбовой смазки приводит к преимуще-

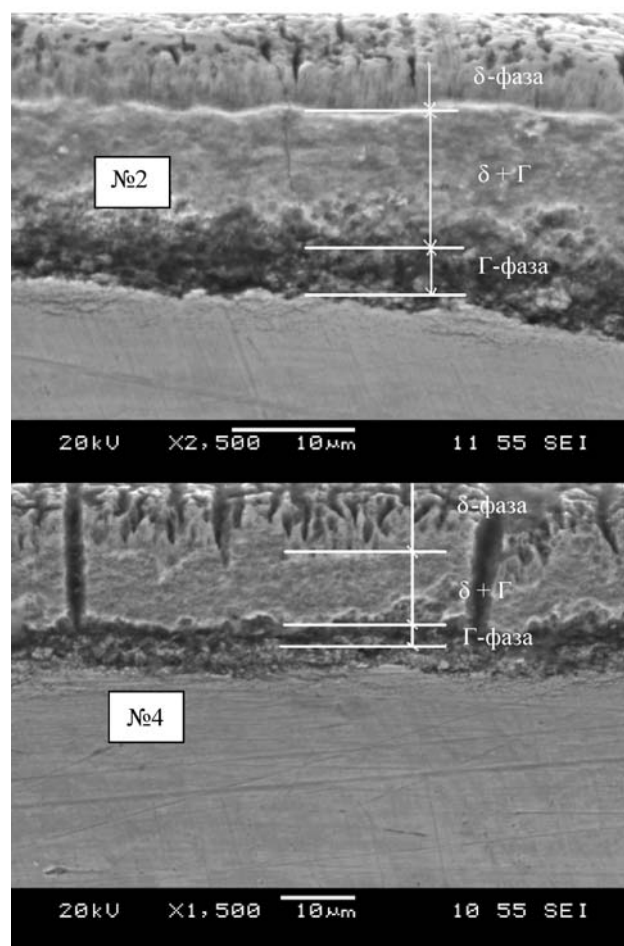


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения поперечных шлифов ТДЦ-покрытий на муфтах РС № 2 и 4. Обозначены межфазные границы, определенные по данным химического анализа

ственному износу резьбы ниппеля НКТ, тогда как без нее износ происходит более равномерно. Следует отметить, что оба типа РС после указанного числа циклов выдержали испытания внутренним гидравлическим давлением.

Как упоминалось выше, при лабораторных испытаниях ТДЦ-покрытий на износ при их толщине более 30 мкм визуально наблюдается налипание продуктов износа на контактирующую поверхность стального диска. Переносом при износе верхнего слоя покрытия на контактирующую стальную поверхность можно объяснить увеличение натяга на трубе в начале промышленных испытаний. Это явление можно связать с высокой адгезией богатого цинком слоя покрытия к стали и его слабой связью с лежащими ниже слоями покрытия. Как видно на микрофотографиях поперечных шлифов покрытий (см. рис. 1), верхний слой покрытия (на расстояниях более 10 мкм от подложки) обладает довольно "рыхлой" структурой. Этим же можно объяснить высокие скорости износа покрытия в начале лабораторных испытаний.

Таблица 2

Изменение натяга резьбы ниппеля НКТ и муфты в процессе свинчивания-развинчивания

Образец РС	Число циклов свинчивания-развинчивания	Значение натяга, мм	
		на муфте	на трубе
1 (со смазкой)	0	6,5	2,1
	2	7,0	1,8
	3	7,1	1,8
	5	7,6	1,8
	10	6,7	1,8
	20	6,6	1,5
	30	6,5	1,4
	40	6,4	1,3
2 (со смазкой)	0	5,4	4,3
	2	5,9	0,9
	5	5,8	0,8
	10	5,5	0,7
	20	5,6	0,5
	30	5,3	0
	40	5,4	0,8
	3 (без смазки)	0	6,7
5		6,0	4,8
10		5,7	5,1
4 (без смазки)	0	5,7	3,0
	5	4,8	5,0
	10	5,1	4,2
	15	4,4	4,2
	20	4,3	4,0
	25	4,4	4,2

Образование слоя цинкового покрытия на поверхности контактирующей с ним стали приводит к тому, что износ в этой паре становится более равномерным (обе поверхности приобретают близкие механические свойства). Этим объясняется равномерный износ РС "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием" в отсутствие уплотнительной резьбовой смазки. По-видимому, смазка делает невозможным перенос цинкового покрытия, в результате чего изнашивается стальная резьба НКТ, обладающая меньшей твердостью. Таким образом, износ в паре "ниппель НКТ – муфта с ТДЦ-покрытием" при толщи-

не покрытия более 30 мкм на начальной стадии носит адгезионный характер.

Согласно приведенным результатам перенос покрытия при трении оцинкованного изделия о стальное контртело происходит в самом начале контактирования поверхностей. Этот эффект можно использовать для повышения износоустойчивости ниппельной части резьбового соединения.

Выводы

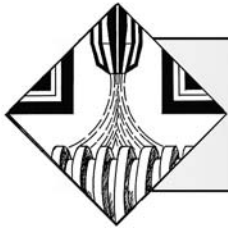
1. Скорость износа слоя δ -фазы в термодиффузионном цинковом покрытии падает при уменьшении содержания цинка в слое, т.е. при приближении к подложке. При этом скорости износа верхней и нижней границ δ -фазы в покрытии различаются почти в 6 раз.

2. При испытаниях резьбового соединения "ниппель НКТ – муфта с термодиффузионным цинковым покрытием" с резьбовой смазкой износу в основном подвержен ниппель НКТ. В отсутствие резьбовой смазки износ более равномерно распределяется между муфтой и ниппелем с преимущественным износом муфты.

3. На начальной стадии износа цинковых покрытий толщиной более 30 мкм происходит перенос покрытия на неоцинкованную поверхность, что свидетельствует об адгезионном механизме изнашивания. Таким образом, эффект твердой смазки для резьбового соединения "труба–муфта" реализуется при толщине покрытия более 30 мкм, при которой начинается развитие зеренной структуры δ -фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проскуркин Е.В., Логунова Л.А.** НКТ с диффузионным цинковым покрытием для осложненных условий нефтедобычи. Конкурентоспособность и экономические аспекты применения // Национальная Металлургия. 2007. № 4. С. 68–73.
2. **Проскуркин Е.В., Горбунов Н.С.** Диффузионные цинковые покрытия. М.: Металлургия, 1972. 248 с.
3. **Румянцева К.Е.** Физические и технологические свойства покрытий: учеб. пособие. Иваново: ГОУ ВПО Иван. гос. хим.-технол. ун-т., 2007. 80 с.
4. **Технология** цинкования в порошках с нанокристаллизованной поверхностью / Р.Г. Галин, Д.А. Захарьевич, Д.Б. Изергин, В.А. Филатов // Материалы XXI Уральской школы металлургов-термистов "Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов". Магнитогорск, МГТУ, 2012. С. 5.
5. **Модифицированный** порошок цинка: пат. 2170643 РФ, МПК В22F1/02, с23C10/28 / Р.Г. Галин № 2000125729/02; заявл. 12.10.2000; опубл. 20.07.2001.
6. **Модифицированный** порошок цинка для термодиффузионного цинкования, способ нанесения покрытия и муфта с термодиффузионным цинковым покрытием: пат. 2383413 РФ: МПК В22F1/02, С23C10/36, Е21В17/02 / Р.Г. Галин, Д.В. Марков, С.Б. Прилуков, С.А. Ладыгин, А.Н. Осинцев, В.А. Данилов, О.В. Демидова № 2008135145/02; заявл. 01.09.2008; опубл. 10.03.2010.
7. **Медведев А.** Материалы НКТ для осложненных условий эксплуатации // Нефтегазовая Вертикаль. 2011. № 13–14. С. 130–134.
8. **On the δ -phase** in the Fe–Zn system / G.F. Bastin, F. Frans, J. van Loo, G. Rieck // Z. Metallkunde. 1977. V. 68. P. 5.



УДК 621.791.92

А.А. Артемьев, Г.Н. Соколов, В.И. Лысак
(Волгоградский государственный технический университет)
E-mail: Artspace7@yandex.ru

Электрошлаковая наплавка плоских поверхностей изделий композиционным износостойким сплавом*

Разработан способ получения износостойких композиционных покрытий электрошлаковой наплавкой с использованием токоподводящего кристаллизатора и порошковых проволок, содержащих тугоплавкие частицы диборида титана TiB_2 . Изучены термические условия формирования тонкого слоя износостойкого наплавленного металла и выявлена кинетика перехода в него тугоплавких микрочастиц из наполнителя порошковой проволоки.

Ключевые слова: композиционный сплав, износостойкие покрытия, электрошлаковая наплавка, токоподводящий кристаллизатор, порошковая проволока, диборид титана.

A method of applying wear-resistant composite coating by electroslag surfacing was developed. For this aim a current-supplying solidification mould and flux-cored wires, containing refractory TiB_2 particles, were used. The thermal conditions of the formation of the thin layer of wear-resistant deposited metal were studied. The kinetics nature of the transition of refractory micro-particles to the deposited metal from the flux-cored wire filler was studied.

Keywords: composite alloy, wear-resistance coatings, electroslag surfacing, current-supplying solidification mould, flux-cored wire, titanium diboride.

Введение

Технологические процессы электрошлаковой (ЭШН) и дуговой наплавки позволяют получать композиционные металлокерамические сплавы, в структуру которых внедрены готовые макро-, микро- или наночастицы тугоплавких химических соединений. Износостойкие покрытия из таких сплавов, предназначенные для работы в экстремальных условиях воздействия абразива, получают наплавкой с использованием покрытых и трубчатых электродов, порошковых смесей, а также керамических флюсов, содержащих в своем составе частицы карбидов и боридов хрома, титана, вольфрама и др. [1–3]. Однако применяемые для этих материалов способы наплавки обладают низкими технологичностью и производительностью. Более эффективны механизированные способы наплавки порошковыми проволоками, содержащими в наполнителе тугоплавкие твердые компоненты [4–6].

Известно, что ЭШН изделий в горизонтальном положении обеспечивает при небольшом проплавлении основного металла качественное формирование, рафинирование и направленную кристаллизацию наплавленных покрытий [7]. Однако применяющийся в промышленности процесс ЭШН лентами [8] со свободным формированием тонкого (до 5 мм) слоя наплавленного металла обладает рядом недостатков, связанных с влиянием магнитных полей на гидродинамику расплава сварочной ванны, а также сложностью получения композиционных сплавов. Использование систем магнитного управления сварочным процессом [8], двух электродных лент [9], введение в сварочную ванну дополнительных наплавочных материалов в виде порошкообразной шихты или порошковых проволок [4] способствуют расширению технологических возможностей этого способа. Вместе с тем технологические процессы ЭШН с применением формирующих кристаллизаторов [10–11] дают возможность управлять в более широких пределах гидродинамическими и тепловыми потоками в сварочной ванне и получать композиционные сплавы любого химического состава, но промышленное применение таких способов осложнено известными проблемами

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов Президента РФ МК-4265.2014.8 и РФФИ в рамках научных проектов № 13-08-01282а, № 12-08-33103 мол_a_вед.

формирования оптимальных структуры и свойств в тонком слое наплавленного металла.

Цель работы состоит в повышении качества тонкого слоя наплавленного металла на основе исследования влияния технологических параметров ЭШН в горизонтальном положении с использованием токопроводящего кристаллизатора (ТПК) и порошковой проволоки (ПП), содержащей частицы диборида титана TiB_2 .

Методика проведения исследований

Образцы экспериментальных сплавов наплавливали с использованием ПП¹, полых графитовых электродов и водоохлаждаемого двухсекционного ТПК² (рис. 1). Графитовые электроды, токоподводящая секция кристаллизатора и изделие включены в сеть электропитания постоянным током по двухконтурной схеме [12]. В качестве изделия использовали пластину из стали 20 толщиной 9 мм размерами 400×150 мм, на которую наплавливали слой металла толщиной 2,5...3,0 мм и шириной 55 мм. ПП в электронейтральном виде подавали в шлак через керамические трубки, расположенные в полости графитовых электродов диаметром 12 мм, которые погружали в шлак на глубину 6...7 мм. Исследовали также вариант, когда проволоки были под потенциалом графитовых электродов. Старт ЭШН осуществляли заливкой в полость кристаллизатора шлака, приготовленного электродуговым расплавлением флюса АНФ-6. Температуру предварительного подогрева пластины

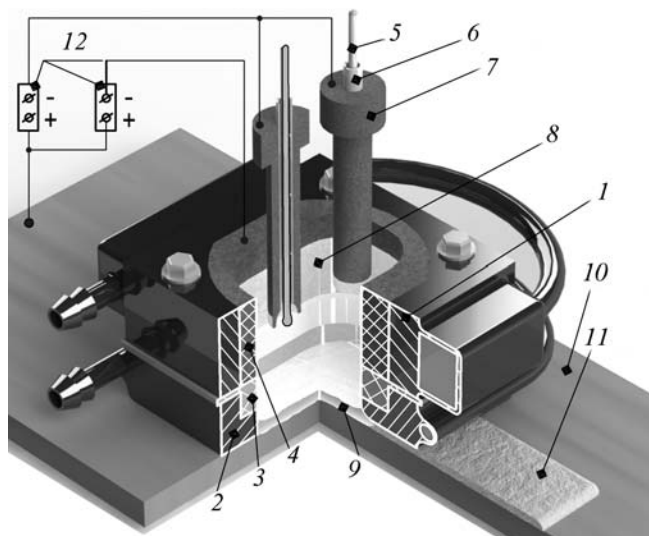


Рис. 1. Схема процесса ЭШН:

1 – токоподводящая секция кристаллизатора; 2 – формирующая секция кристаллизатора; 3 – керамический элемент; 4 – графитовая футеровка; 5 – порошковая проволока; 7 – полый графитовый электрод; 8 – шлаковая ванна; 9 – металлическая ванна; 10 – изделие; 11 – наплавленный металл; 12 – источники тока

составляла 450 °С. Расходы охлаждающей воды через токоведущую и формирующую секции ТПК составляли 1,5 и 0,5 л/мин соответственно. Циклограмма процесса ЭШН приведена на рис. 2, а.

Наплавку осуществляли в горизонтальном положении с использованием установки, изготовленной

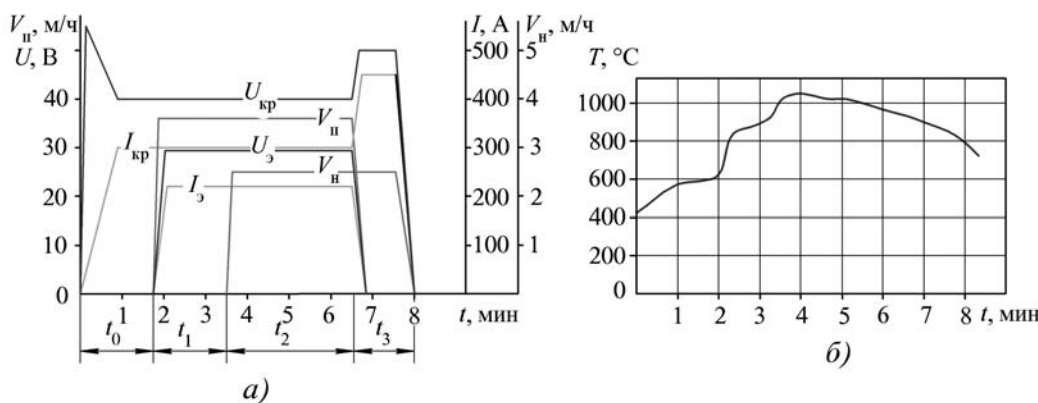


Рис. 2. Циклограмма процесса ЭШН пластины толщиной 9 мм (а) и термический цикл наплавки (б):

$I_{кр}$, $I_э$ – токи с токоподводящей секции кристаллизатора и с полых электродов соответственно; $U_{кр}$, $U_э$ – напряжения в шлаковой ванне на кристаллизаторе и электродах соответственно; V_{II} , V_I – скорости наплавки и подачи проволоки соответственно; t_0 – время заливки и прогрева шлака; t_1 – время наполнения металлической ванны при неподвижном кристаллизаторе; t_2 – основное время наплавки; t_3 – время "выбега" кристаллизатора

¹ Пат. 2446930 РФ.

² Пат. 82615 РФ

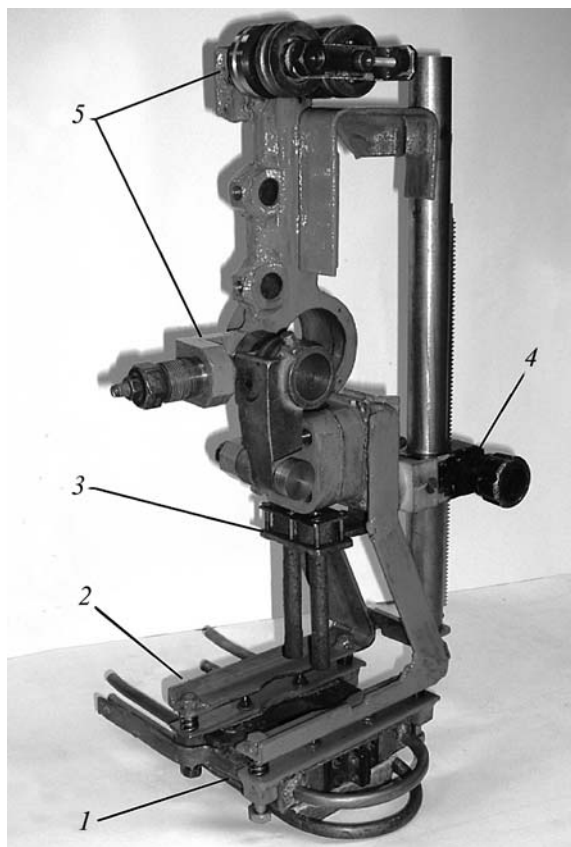


Рис. 3. Наплавочная головка установки для ЭШН:

1 – токоподводящий кристаллизатор; 2 – поджим кристаллизатора; 3 – электродный узел; 4 – механизм перемещения электродов; 5 – механизм подачи присадочных проволок

на базе модернизированного сварочного автомата А-1401. Для автомата разработана и изготовлена наплавочная головка, оборудованная пружинным поджимом кристаллизатора к изделию и приводом подъема графитовых электродов (рис. 3).

Проволоки диаметром 3 мм с коэффициентом заполнения 0,5 изготавливали из стальной (08кп) ленты толщиной 0,3 мм. В качестве наполнителя ПП использовали порошки никеля, феррохрома, графита, а также диборида титана в количестве 25 % мас. со средним размером частиц 35 мкм.

Термический цикл наплавки фиксировали с помощью вольфрамрениевых термопар (ВР 15/20), подключенных к аналогово-цифровому преобразователю LA-50USB и зачеканенных в стальную пластину на граничных участках наплавляемого слоя на глубину 2 мм от ее поверхности. Температуру предварительного подогрева наплавляемой пластины контролировали инфракрасным пирометром С-20.4.

Изучение структуры и микроморфологии наплавочных покрытий проводили с использованием опти-

ческого микроскопа Axiovert 40 MAT. Содержание и распределение легирующих элементов в структурных составляющих наплавочного металла определяли с помощью энергодисперсионной спектроскопии на электронном растровом микроскопе Versa 3D.

Испытания наплавочных покрытий на абразивное изнашивание при трении о жестко закрепленный абразив проводили на лабораторной машине. Статическая нагрузка на образец составляла 0,937 МПа (по ГОСТ 17367–71). Истирающая поверхность представляла собой шлифовальную бумагу с зернистостью абразива Р100. Коэффициент относительной износостойкости ε наплавочного металла определяли по потере массы экспериментального образца ΔG и эталона (сталь 45 в отожженном состоянии) $\Delta G'$: $\varepsilon = \Delta G' / \Delta G$. Массу образцов измеряли с точностью до 0,1 мг.

Результаты исследований и их обсуждение

При использовании двухконтурной схемы электропитания кристаллизатора и электродов постоянным током тепловая мощность, выделяющаяся в шлаке при протекании тока через контур "токоподводящая секция – изделие", позволяет обеспечить высокую устойчивость электрошлакового процесса. При этом повышается однородность температурного поля в нижней части осевого сечения шлаковой ванны, что обуславливает равномерную глубину проплавления основного металла, влияющую на постоянство химического состава металла по ширине наплавочного слоя. Однородность проплавления металла основы достигается при использовании в конструкции ТПК кольцеобразного керамического элемента, расположенного в проточке формирующей секции, который оказывает влияние на распределение протекающего через шлак тока с поверхности токоподводящей секции кристаллизатора.

Моделирование топологии электрических полей в шлаке, выполненное по методике [13], показало, что такая конструкция ТПК дает возможность увеличить тепловыделение в объеме шлака, располагающемся по периметру металлической ванны, за счет 2–3-кратного повышения плотности тока в этой области по сравнению с остальным объемом шлаковой ванны. Это способствует повышению температуры сварочной ванны и уменьшению поверхностного натяжения на межфазных границах "шлак – металлический расплав" и "металлический расплав – кристаллизатор" в наиболее важной – периферийной зоне сварочной ванны, где повышена скорость теплоотвода в кристаллизатор и изделие. При этом тепловая мощность, выделяемая в приэлектродных областях шлаковой ванны, расходуется преимущественно на

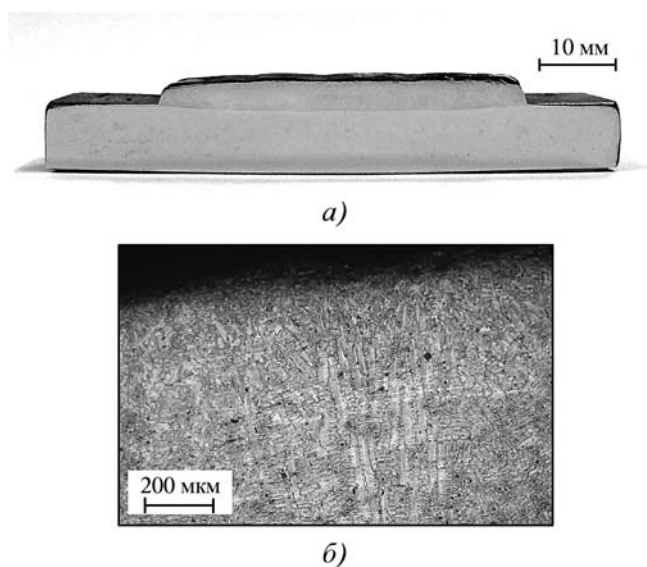


Рис. 4. Макрошлиф (а) и макроструктура поверхностного слоя (б) наплавленного покрытия

плавление электронейтральных присадочных проволок. Образующиеся при совместном электромагнитном воздействии от токоподводящей секции кристаллизатора и электродов тороидальные циркуляционные потоки в шлаковой ванне способствуют перемешиванию шлакового расплава и снижению температурных градиентов в нем. Благодаря этому обеспечивается качественное формирование тонких и широких (от 50 мм) слоев из металлических и металлокерамических сплавов при относительно небольшом (до 15...20 %) проплавлении основного металла (рис. 4, а). Применение предварительного подогрева изделия дает возможность наплавлять слои высотой от 2,5 мм. При этом поверхностный слой наплавленного металла характеризуется направленной текстурой (рис. 4, б), что обуславливает анизотропию свойств и способствует повышению его износостойкости.

Особое значение в процессе формирования тонкого наплавленного слоя приобретают температурные условия в его краевых участках, где скорость теплоотвода в кристаллизатор и основной металл повышенная. Контроль температуры основного металла в этих зонах показал (см. рис. 2, б), что поверхностные слои прогреваются до температуры свыше 1000 °С, обеспечивая хорошее смачивание и растекание металлического расплава, который формируется без подрезов, несплавлений, шлаковых включений.

Глубина металлической ванны h_m при ЭШН оказывает значительное влияние на качество формирования наплавленного металла. Увеличение h_m выше некоторого критического значения приводит к появлению несплавлений и повреждению частично закри-

сталлизовавшегося слоя металла формирующей секцией кристаллизатора вследствие переохлаждения больших объемов металлического расплава. Малое значение h_m приводит к увеличению глубины и неравномерности проплавления наплавляемого изделия, что повышает долю участия основного металла в наплавленном слое. Экспериментальные исследования показали, что при наплавке слоя металла толщиной 2,5...4,0 мм значение h_m должно находиться в диапазоне 7...10 мм.

Для формирования однородного теплового поля в шлаковой ванне необходимо использовать два полых графитовых электрода, которые следует располагать на межцентровом расстоянии, равном $(1,7...2,5)d_3$, где d_3 – наружный диаметр электрода. При этом в объеме шлака вокруг электродов формируются зоны с повышенной плотностью тока, а регулирование тока, протекающего через электроды, позволяет в широких пределах изменять температуру шлака в этих зонах, что необходимо для равномерного расплавления электронейтральных ПП. Создание оптимальных тепловых условий для плавления проволок дает возможность уменьшить интенсивность растворения тугоплавких микрочастиц TiB_2 , содержащихся в их наполнителе.

Выявлено, что использование в качестве электродов тонкостенных ПП, имеющих повышенный коэффициент заполнения, обуславливает быстрое оплавление стальной оболочки проволоки, отделение несплавленного порошкового наполнителя и падение его в металлическую ванну, что формирует структурную неоднородность наплавленного металла (рис. 5). Эти результаты подтверждают данные [4], где был отмечен аналогичный эффект при подаче в

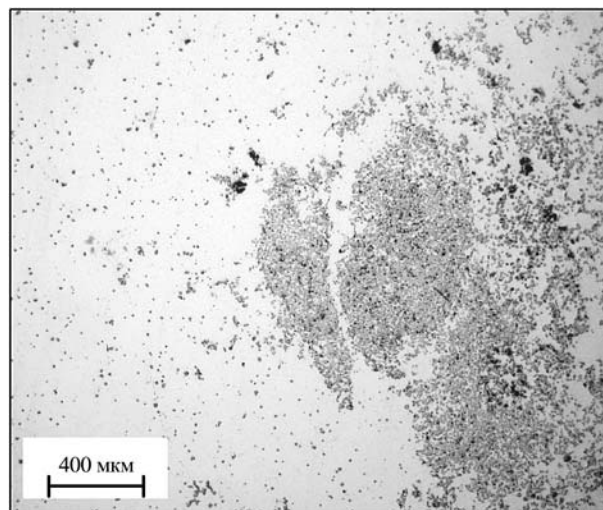


Рис. 5. Макроструктура металла, наплавленного электродными ПП (шлиф не травлен)

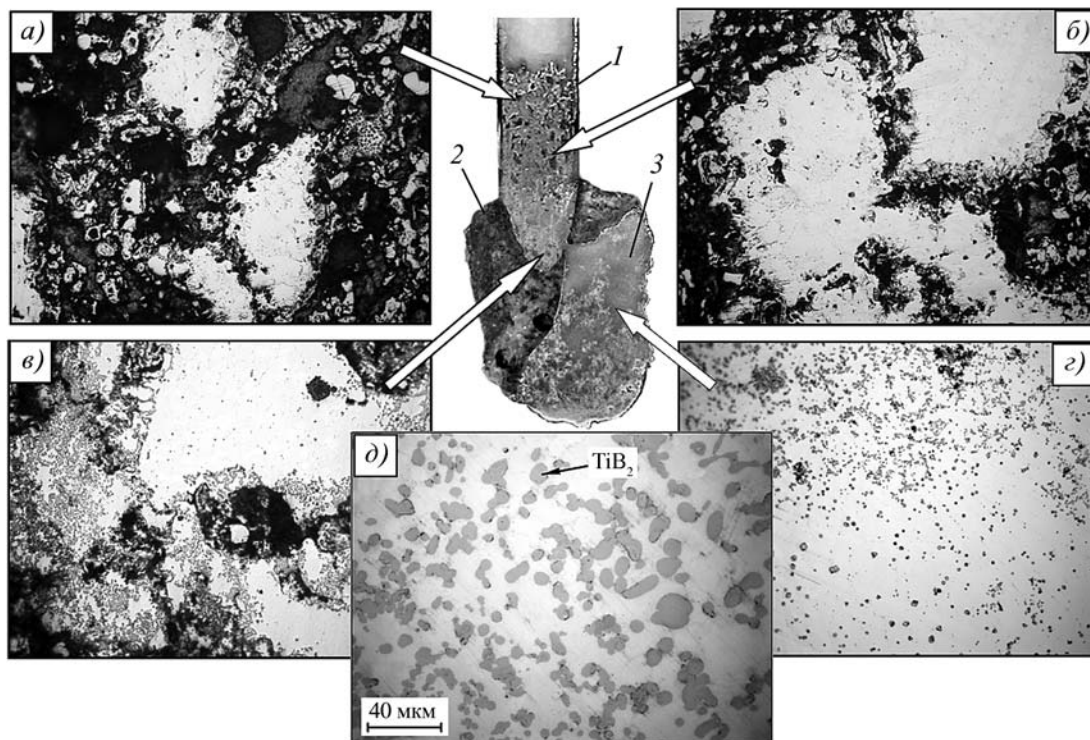


Рис. 6. Микроструктуры характерных участков оплавленного торца ПП (*а–с*), содержащей 25 % мас. TiB_2 , и наплавленного металла (*д*):

1 – ПП; 2 – шлак; 3 – металлическая капля

шлаковую ванну дополнительных электродных ПП в процессе ЭШН лентами.

Исследования кинетики перехода частиц TiB_2 из наполнителя ПП в металл капель, образующихся при ее расплавлении, показали, что на начальном этапе плавления ПП происходит спекание наполнителя с расплавлением его объемов, не содержащих порошок TiB_2 (рис. 6, *а*). По мере приближения к высокотемпературной области в шлаке объем жидкой фазы в наполнителе увеличивается, она пропитывает порошок TiB_2 , частицы которого располагаются преимущественно по границам расплавов (рис. 6, *б, в*). Накопление металлического расплава приводит к формированию на торце проволоки капли, в которой частицы TiB_2 под воздействием гидродинамических течений достаточно однородно распределяются по ее объему (рис. 6, *г*).

Также выявлено, что при активном взаимодействии с металлическим расплавом электрохимическое растворение частиц TiB_2 начинается уже на стадии формирования капли на торце проволоки, когда температура расплава наиболее высокая. При переходе капель в металлическую ванну вследствие понижения температуры и интенсивности конвекции в ней скорость растворения частиц TiB_2 замедляется. Нерастворившиеся частицы служат центрами кристаллиза-

ции, вокруг которых образуются крупные первичные кристаллиты других боридов и карбоборидов [14]. После кристаллизации расплава в металле формируется структура металлокерамики, армированной частицами TiB_2 (рис. 6, *д*), с твердостью 52...54 НРС и коэффициентом относительной износостойкости 9,2, что в 3,5 раза превышает значение этого показателя для сплава 80Х20Р3Т, полученного наплавкой проволокой ПП-АН170М. Высокая износостойкость наплавленного покрытия обусловлена большим объемным содержанием в нем (до 92 % об.) упрочняющих фаз, способствующих созданию гетерогенной структуры искусственного композита.

Разработанная технология ЭШН может найти широкое применение при изготовлении, а также восстановлении изношенных деталей машин и инструмента дорожно-строительной, горно-рудной, нефтегазодобывающей и другой техники.

Выводы

1. Двухконтурная схема электропитания ТПК и полых графитовых электродов постоянным током при ЭШН обеспечивает за счет выравнивания теплового поля в шлаковой ванне качественное формирование тонкого слоя наплавленного металла на горизонтальной поверхности изделий.

2. При плавлении подаваемых в шлак электродной ванны порошков TiB₂ его частицы однородно распределяются в металле каплями и, переходя в металлическую ванну, служат экзогенными центрами кристаллизации, что обеспечивает формирование композиционной структуры металлокерамического сплава, обладающего повышенной стойкостью к абразивному изнашиванию.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рентгеноструктурное исследование покрытий, полученных электродуговой наплавкой композиционного порошка на основе карбида титана / Л.И. Сараев и др. // Сварочное производство. 2000. № 8. С. 21–23.
2. Формирование структуры металла электрошлаковой наплавкой при легировании карбидами бора и хрома / И.М. Полетика и др. // Перспективные материалы. 2005. № 4. С. 78–81.
3. Особенности легирования металла карбидами титана в процессе наплавки под керамическим флюсом / А.Г. Пархоменко и др. // Сварочное производство. 1989. № 4. С. 34–36.
4. Dilthey U., Woeste K., Aretov I. Modification of the electroslag process opens us possibilities with regard to weld surfacing // Welding and Cutting. 2006. № 4. P. 215–220.
5. Kivineva E.I., Olson D.L., Matlock D.K. Particulate-reinforced metal matrix composite as a weld deposit // Welding Journal. 1995. Vol. 74. № 3. P. 85–92.
6. Menon R., Wallin J. Specialty Cored Wires for Wear and Corrosion Applications // Welding Journal. 2008. Vol. 87. № 2. P. 31–37.

7. Электрошлаковая сварка и наплавка / под ред. Б.Е. Патона. М.: Машиностроение, 1980. 511 с.
8. Пат. 55136566 JP, IPC B23K9/04; B23K25/00. Horizontal electroslag buildup welding method / Nakano Shiyouzaburo, Kou Noriji, Nishiyama Noboru, Akusa Kazuo, Furuo Masaaki. Publ. 24.10.1980.
9. Каленский В.К. Особенности и некоторые технологические характеристики процесса электрошлаковой наплавки двумя электродными лентами // Автоматическая сварка. 1999. № 5. С. 30–35.
10. Пат. 2093329 РФ, МПК В 23К 25/00. Способ электрошлаковой наплавки и устройство для его осуществления / В.Х. Забаровский. № 93018090; опубл. 20.10.1997.
11. Кусков Ю.М., Цыкуленко К.А. Разработка конструкции токоподводящего кристаллизатора для электрошлаковой наплавки плоских заготовок // Сталь. 2009. № 1. С. 41–46.
12. Электрошлаковая наплавка торцевых поверхностей изделий с использованием двухконтурной схемы питания шлаковой ванны / И.В. Зорин и др. // Автоматическая сварка. 2008. № 1. С. 12–16.
13. Формирование высокотемпературных областей в шлаке при электрошлаковой наплавке / И.В. Зорин и др. // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 39–43.
14. Артемьев А.А., Соколов Г.Н., Лысак В.И. Влияние микрочастиц диборида титана и наночастиц карбонитрида титана на структуру и свойства наплавленного металла // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 12. С. 32–37.



ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ

ДИАГРАММЫ СОСТОЯНИЯ ДВОЙНЫХ И ТРОЙНЫХ СИСТЕМ. ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СПЛАВАХ

учебное пособие

О.Е. Осинцев

2014 г. Объем 352 с. Формат 70x100 1/16 Переплет ISBN 978-5-94275-734-2 Цена 1000 р.

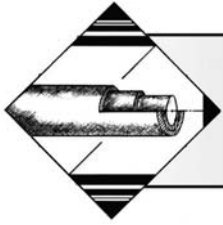


Рассмотрены двойные и тройные диаграммы состояния металлических систем. Изложена методика построения изотермических и политермических разрезов и анализа фазовых превращений в различных сплавах, приведена их структура. Рассмотрены теоретические основы термодинамики в ее приложении к изучению фазовых равновесий. С использованием метода геометрической термодинамики проведен анализ двойных диаграмм состояния. При анализе трехкомпонентных диаграмм состояния с двойными и тройными промежуточными фазами с несколькими четырехфазными инвариантными реакциями использованы структурные схемы фазовых равновесий.

Для студентов машиностроительных и металлургических вузов, специализирующихся в области материаловедения, термической обработки, порошковых, композиционных материалов и защитных покрытий и других смежных специальностей. Может быть полезно аспирантам и широкому кругу научных работников в области металлургии.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:

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



ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

УДК 621.7

¹Л.Е. Афанасьева, ¹И.А. Барабонова, ¹Н.С. Зубков,
²Д.Н. Романенко, ²А.В. Филонович
(¹Тверской государственный технический университет,
²Юго-Западный государственный университет, г. Курск)
E-mail: Romanenko-kstu46@yandex.ru

Упрочнение быстрорежущей стали лазерной и криогенной обработкой

Исследованы фазовый состав, микроструктура и распределение микротвердости наплавленной быстрорежущей стали P2M8 после газолазерной резки, криогенной обработки и лазерного отпуска. Выполнен анализ влияния технологических параметров газолазерной резки на формирование зоны лазерного воздействия в быстрорежущей стали. Рассчитаны режимы и экспериментально реализован лазерный отпуск, позволяющий пройти процессам дисперсионного твердения в зоне закалки и не подвергающий дальнейшему разупрочнению переходную зону.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, газолазерная резка, криогенная обработка, лазерный отпуск.

In work are studied phase structure, the microstructure and distribution of microhardness of the built-up P2M8 quick-cutting steel after gas-laser cutting, cryogenic processing and laser tempering. The analysis of influence of technological parameters of the gas-laser is made are sharp on formation of a zone of laser influence in quick-cutting steel. Modes are calculated and the laser tempering, allowing to pass to processes of dispersive curing in a zone of training and not subjecting to a further loss of strength a transitional zone is experimentally realized.

Keywords: quick-cutting steel, gas-laser cutting, cryogenic processing, laser tempering.

Введение

Газолазерная резка в настоящее время широко применяется в промышленности благодаря ряду преимуществ по сравнению с другими способами разделения материалов [1, 2]. Прежде всего, это возможность разделения лазером широкого класса материалов независимо от их твердости, высокая производительность и автоматизация процесса. Лазерное излучение представляет собой энергетический инструмент, обеспечивающий стабильные предсказуемые энергетические параметры для обработки материалов. В работе [3] предлагается использовать газолазерную резку для удаления припусков на механическую обработку по боковым рабочим поверхностям пуансонов и матриц разделительных штампов координатно-револьверных прессов, изготовленных в составном варианте (рабочая часть – наплавленная быстрорежущая сталь, корпус – конструкционная низколегированная среднеуглеродистая сталь). Применение газолазерной резки позволяет значительно снизить трудоемкость и сократить время на размерную обработку по боковым рабочим поверхностям пуансонов и матриц со сложной геометрией периметра рабочей кромки.

Технологическая прочность наплавленной быстрорежущей стали при газолазерной резке качественно оценена в работе [4]. Показано, что благодаря повышенному содержанию в микроструктуре наплавленного металла остаточного аустенита газолазерная резка наплавленных рабочих частей координатно-револьверного пресса быстрорежущей сталью позволяет получить свободную от трещин поверхность реза с достаточно хорошим качеством и сократить объемы и время на финишную механическую обработку рабочих поверхностей.

Газолазерная резка быстрорежущих сталей является не только разделительной, но и упрочняющей операцией, так как происходит повторная закалка в поверхностных слоях реза. Анализ приведенных в литературе данных и экспериментальные исследования показали, что в зоне оплавления и зоне закалки из твердой фазы происходит насыщение аустенита углеродом и легирующими компонентами за счет растворения карбидов [1, 2, 5]. В результате в структуре может содержаться повышенное (до 80 %) количество остаточного аустенита. Поэтому практически важной задачей является совершенствование структурного

состояния быстрорежущей стали в зоне термического влияния после газолазерной резки.

Методы проведения исследований

На заготовки из низколегированной конструкционной стали 30ХГСА проводили наплавку быстрорежущей стали дугой прямого действия на постоянном токе обратной полярности в защитной среде аргона. Для наплавки применяли порошковую проволоку с химическим составом, близким к быстрорежущей стали Р2М8. После наплавки заготовки подвергали низкотемпературному отпуску для снижения уровня остаточных напряжений. Газолазерную резку выполняли в ОАО "Тверской вагоностроительный завод" на технологическом лазерном комплексе *BySprint 3015* компании *Bystronic*, в качестве вспомогательного газа использовали азот. Криогенную обработку выполняли сразу после газолазерной резки, с временным интервалом 15 мин, 3 ч, 24 ч, 1 мес., погружая партию образцов в жидкий азот на 15 мин.

Упрочнение и глубину закаленного слоя оценивали по микротвердости наплавленного металла в зоне лазерного воздействия с использованием отечественного прибора ПМТ-3 согласно ГОСТ Р 8.748–2011 (ИСО 14577-1:2002). Исследование микроструктуры стали выполняли методами оптической и растровой электронной микроскопии на универсальном микроскопе JEOL 6610LV (Япония). Фазовый состав стали определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-4-07 с использованием монохроматизированного кобальтового $K\alpha$ -излучения. Расчеты распределения температуры при газолазерной резке выполнялись с использованием системы компьютерной математики Maple.

Результаты исследования и их обсуждение

При газолазерной резке образуется зона термического влияния, где происходит высокоскоростная закалка поверхностных слоев реза [1–13]. На рис. 1 представлена микроструктура наплавленной быстрорежущей стали марки Р2М8 в характерных зонах после газолазерной резки.

Зона закалки отличается пониженной травимостью и представлена на рис. 1 в виде светлой полосы шириной около 150 мкм. Нижняя граница этого слоя определяется нагревом до критической температуры A_{c1} . В этой зоне происходит повторная закалка матрицы. В структуре стали содержатся повышенное количество остаточного аустенита, мартенсит и нерастворенные карбиды. Микротвердость в этой зоне повышенная, 8600...9000 МПа.

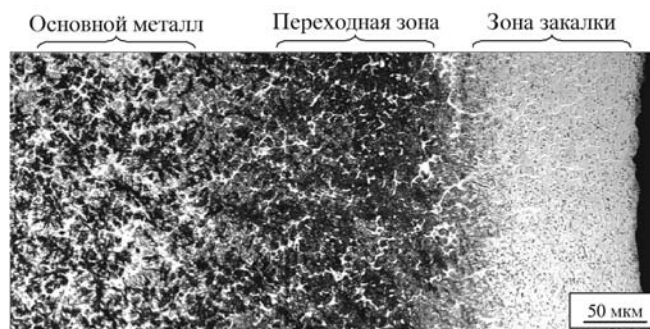


Рис. 1. Микроструктура наплавления быстрорежущей стали Р2М8 в характерных зонах после газолазерной резки

Переходная зона выглядит более темной, так как она сильнее травится, здесь температура нагрева не превышала критическую A_{c1} . В этой зоне возможно снижение твердости по причине распада мартенсита. Степень разупрочнения зависит от режимов газолазерной резки. Чем меньше по длительности будет термическое воздействие, тем выше твердость стали в переходной зоне. Для изучаемых образцов микротвердость стали в переходной зоне составляет около 7500 МПа. Микроструктура быстрорежущей стали после наплавки и низкотемпературного отпуска представляет собой игольчатый мартенсит, остаточный аустенит и карбиды. Микротвердость основного металла около 8000 МПа.

Повышенное количество остаточного аустенита в зоне закалки недопустимо, и требуется поиск решений по уменьшению его содержания. Известно [13], что остаточный аустенит в быстрорежущих сталях из-за высокой легированности очень устойчив и превращается в мартенсит лишь в результате отпуска при температурах выше 500 °С. Однако объемный высокотемпературный отпуск в данном случае выполнять нежелательно, так как нагрев выше 500 °С приведет к дальнейшему разупрочнению переходной зоны. Наиболее эффективным способом устранения остаточного аустенита и упрочнения зоны термического влияния за счет дисперсионного твердения, как показали исследования, являются криогенная обработка и лазерный отпуск.

Известно, что криогенная обработка является дальнейшим продолжением закалки и возобновляет мартенситное превращение остаточного аустенита [13, 14]. По данным рентгеноструктурного фазового анализа (рис. 2, а), в зоне закалки после газолазерной резки количество остаточного аустенита 50...60 %. Криогенная обработка снижает количество остаточного аустенита до 7...9 % (рис. 2, б). Происходит значительное повышение микротвердости во всех участках зоны термического влияния и в наплавленном металле.

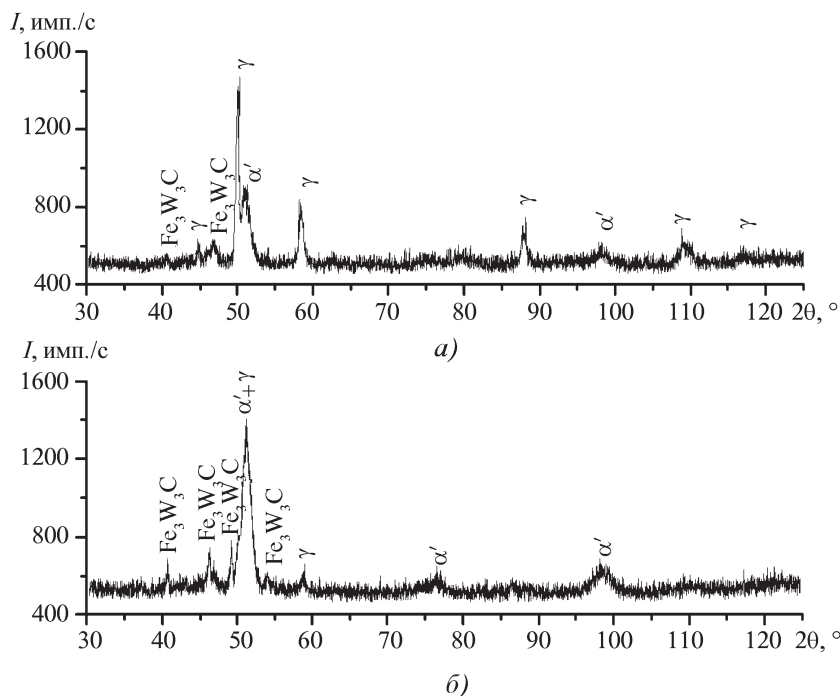


Рис. 2. Дифрактограммы быстрорежущей стали в зоне закалки:
 а – после газолазерной резки; б – после газолазерной резки и криогенной обработки

С практической точки зрения важно, как влияет промежуток времени между газолазерной резкой и криогенной обработкой на полноту фазового превращения остаточного аустенита. Результаты экспериментов показали, что временной интервал до 3 ч между газолазерной резкой и криогенной обработкой не влияет на полноту превращения. Увеличение временного интервала до 1 мес. приводит к снижению микротвердости на 500 МПа, что свидетельствует о процессах стабилизации аустенита.

На рис. 3 представлена микроструктура быстрорежущей стали Р2М8 в зоне термического влияния после газолазерной резки и криогенной обработки. Сравнительный анализ показал, что после криогенной обработки произошло заметное снижение количества остаточного аустенита и образование дополнительных кристаллов мартенсита.

Основное свойство быстрорежущей стали – высокая теплостойкость. Это свойство сталь приобретает благодаря дисперсионному твердению при многократном отпуске при температуре 560 °С. Так как криогенная обработка позволила устранить основное количество остаточного аустенита, то в целях повышения теплостойкости стали в поверхностных слоях газолазерного реза предлагается применить однократный лазерный отпуск. Необходим выбор таких

режимов отпуска, при которых в зоне закалки пройдут процессы дисперсионного твердения и при этом переходная область не подвергнется разупрочнению. Для решения этой проблемы необходимо знать глубину зоны закалки и на основании этого выбирать режимы выполнения лазерного отпуска.

Параметры тепловых полей при лазерной обработке можно определять по аналитическим выражениям, которые представляют собой решения дифференциальных уравнений теплопроводности в линейной подстановке [1, 2]. Это значит, что коэффициенты при описании теплофизических свойств считают не зависящими от температуры.

Уравнение, описывающее процесс распределения температуры вдоль тела при нагреве мощным быстро движущимся источником, имеет вид [17]

$$T_i = \frac{q e^{-\left(\frac{v R}{2a}\right)}}{2 \pi \lambda R}, \quad (1)$$

где $e = 2,718$ – число Эйлера; v – скорость газолазерной резки, м/с; R – расстояние от рассматриваемой точки в поверхностном слое материала до источника тепла, м; λ – теплопроводность обрабатываемого материала, Вт/(м·°С); q – эффективная мощность лазерного теплового источника, Вт; a – температуропроводность обрабатываемого материала, м²/с.

С использованием уравнения (1) был выполнен расчет распределения температуры в зоне термического влияния при газолазерной резке быстрорежущих сталей на различных режимах (рис. 4).

На основании полученных результатов выполнен анализ влияния технологических параметров (P – мощности лазерного излучения и v – скорости газолазерной резки) на формирование зоны термического влияния в быстрорежущей стали. Размер зоны термического влияния в основном зависит от скорости газолазерной резки. Так, при изменении v от 0,03 до 0,05 м/с при постоянной мощности излучения 3 кВт протяженность зоны термического влияния уменьшается до 60 %.

При повышении мощности излучения происходит нагрев расплавленного металла до более высоких температур, который выносится из зоны резки вспомогательным газом. При этом протяженность зоны термического влияния изменяется незначительно. Например, если скорость газолазерной резки посто-

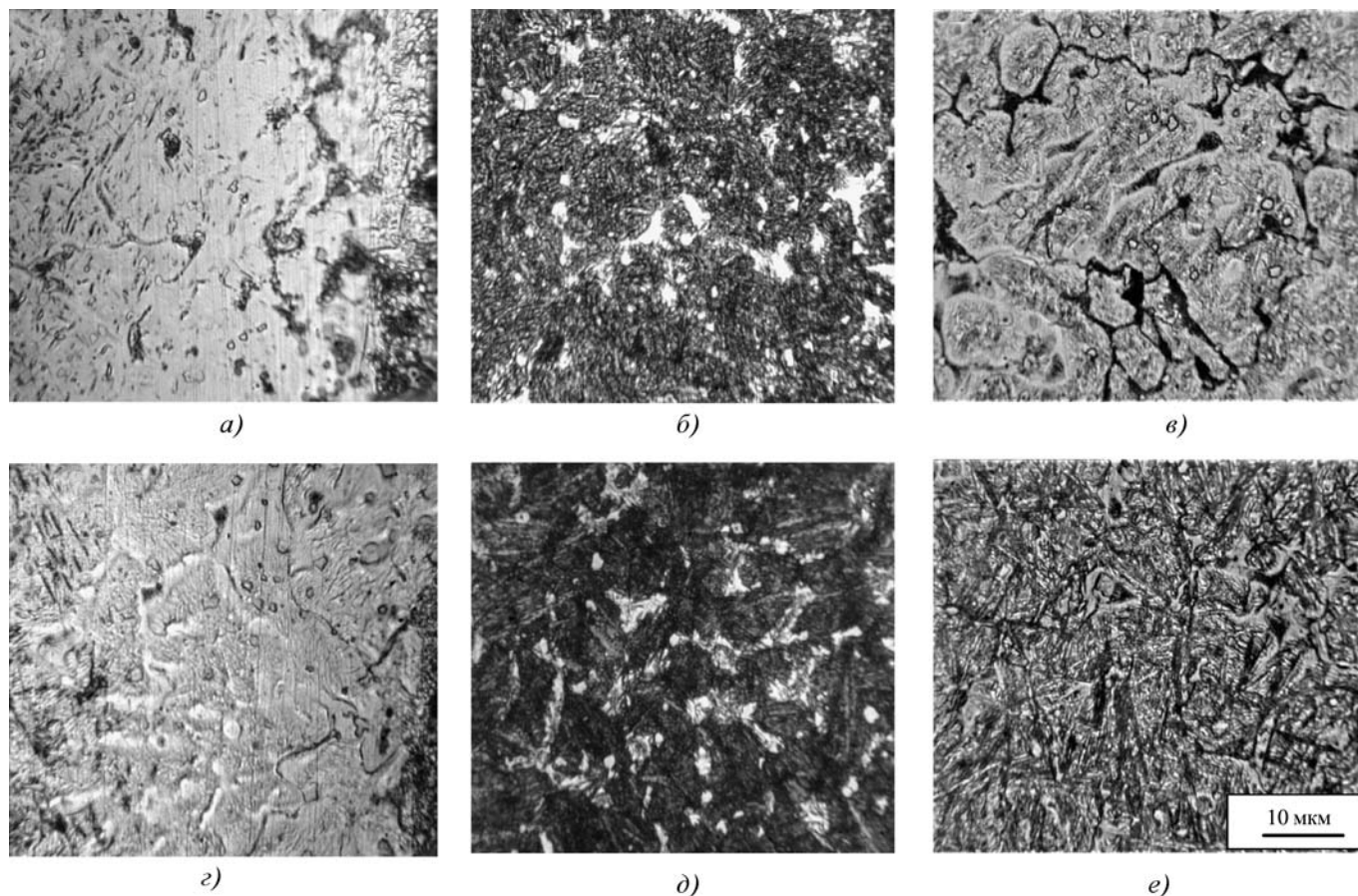


Рис. 3. Микроструктура быстрорежущей стали P2M8 в зоне термического влияния:

a–в – после газолазерной резки; *г–е* – после газолазерной резки и криогенной обработки; *a, г* – оплавленная зона и зона закалки из твердой фазы; *б, д* – переходная зона; *в, е* – основной металл

янна и равна 0,043 м/с, то увеличение мощности излучения от 2 до 4 кВт приводит к увеличению протяженности зоны термического влияния на 2 %.

Для расчета максимально достижимой глубины лазерного отпуска z на оси пучка лазерного излучения использовали аналитическое выражение [2]

$$z = \left(\frac{4at}{\pi} \right)^{1/2} \frac{T_{\max} - T_{\min}}{T_{\max}}, \quad (2)$$

где T_{\max} , T_{\min} – максимальная и минимальная температуры нагрева на требуемой глубине.

Используя расчетные данные, лазерный отпуск выполняли с помощью непрерывного излучения CO₂-лазера на режимах, обеспечивающих нагрев поверхности реза не выше 600 °С, на границе зоны закалки и переходной зоны – 540 °С. Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали после лазерной закалки, криогенной обработки и лазерного отпуска представлена на рис. 5.

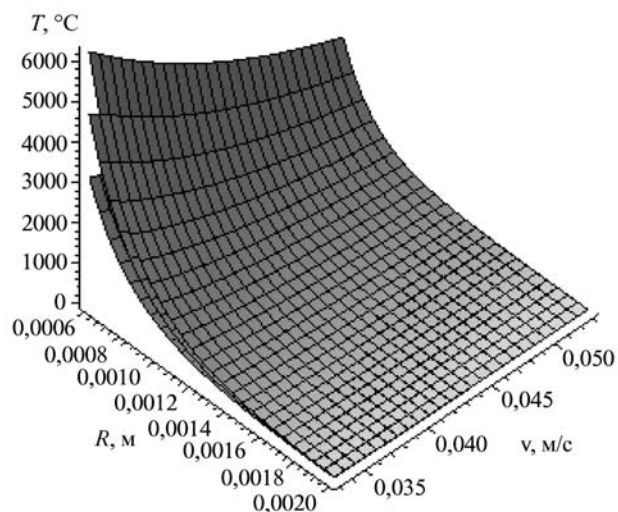


Рис. 4. Изменение температуры в зоне термического влияния при газолазерной резке быстрорежущей стали с мощностью излучения 2 кВт (нижний график); 3 кВт (средний график) и 4 кВт (верхний график)

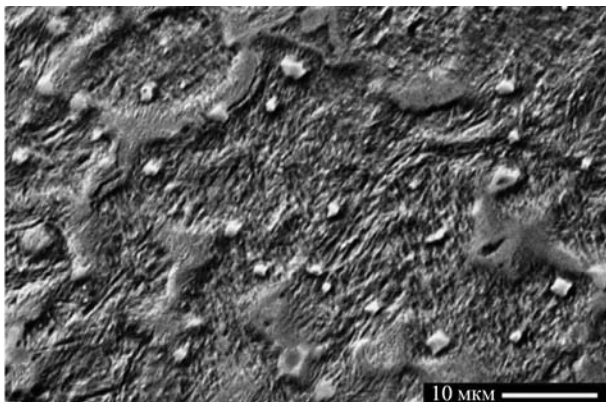


Рис. 5. Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали P2M8 после лазерного отпуска

Микротвердость стали после лазерного отпуска возросла на 200...250 МПа, что свидетельствует о процессах дисперсионного твердения. Данные микроанализа и измерение микротвердости быстрорежущей стали в зоне термического влияния подтвердили правильность выполненных расчетов.

Выводы

1. При газолазерной резке наплавленной быстрорежущей стали в поверхностных слоях реза формируется зона термического влияния со слоистым строением. Содержание остаточного аустенита в зоне заковки 50...60 %.

2. По данным рентгеноструктурного фазового анализа, количество остаточного аустенита после криогенной обработки снижается до 7...9 %. Временной интервал до 3 ч между газолазерной резкой и криогенной обработкой не влияет на полноту превращения остаточного аустенита. Увеличение временного интервала до 1 мес. приводит к снижению микротвердости на 500 МПа, что свидетельствует о процессах стабилизации аустенита.

3. Рассчитано изменение температуры в зоне термического влияния при газолазерной резке. Выполнен анализ влияния технологических параметров мощности лазерного излучения P и скорости газолазерной резки v на формирование зоны термического влияния. Размер зоны термического влияния в основном зависит от скорости газолазерной резки. Увеличение мощности лазерного излучения не приводит к заметному изменению протяженности зоны термического влияния.

4. Рассчитаны режимы и экспериментально реализовано проведение после газолазерной резки и криогенной обработки лазерного отпуска быстрорежущей стали. После отпуска микротвердость возросла на 200...250 МПа, что свидетельствует о прохождении процессов дисперсионного твердения. Данные микроанализа и измерение микротвердости подтвердили

правильность расчета режимов лазерного отпуска, позволяющего выполнить локальное упрочнение зоны заковки и не подвергать разупрочнению переходную зону.

5. Упрочнение быстрорежущей стали с помощью криогенной обработки и лазерного отпуска позволяет совершенствовать структурное состояние и свойства в зоне термического влияния после газолазерной резки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисуров А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М., МГТУ, 2006. 664 с.
2. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. М.: Физматлит, 2009, 664 с.
3. Афанасьева Л.Е., Водопьянова В.П., Зубков Н.С., Лаврентьев А.Ю. Увеличение ресурса разделительных штампов с применением наплавки // Ремонт, восстановление, модернизация. 2012. № 4. С. 15–17.
4. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Разумов М.С. Технологическая прочность наплавленной быстрорежущей стали при газолазерной резке // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 7. С. 36–38.
5. Барабонова И.А., Афанасьева Л.Е., Ботянов Е.В., Раткевич Г.В. Градиентное упрочнение наплавленной быстрорежущей стали газолазерной резкой // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 9 (105). С. 13–16.
6. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зубков Н.С., Гадалов В.Н., Сальников В.Г., Романенко Д.Н. Влияние газолазерной резки на структуру и свойства машиностроительных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 3. С. 37–39.
7. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Зоренко П.О., Зубков Н.С., Гречишкин Р.М. Об особенностях поверхности инструментальной стали после газолазерной резки // Металлургия машиностроения. 2011. № 6. С. 37–39.
8. Афанасьева Л.Е., Яковлев И.А., Зубков Н.С., Зоренко П.О., Гречишкин Р.М. Структурное состояние инструментальной стали после лазерной заковки с оплавлением поверхности // Металлургия машиностроения. 2010. № 4. С. 17–20.
9. Лаврентьев А.Ю., Барчуков Д.А., Романенко Д.Н. Упрочнение наплавленной быстрорежущей стали пластическим деформированием и термической обработкой // Известия Юго-Западного государственного университета. 2013. № 1 (46). С. 94–100.
10. Романенко Д.Н. Цианирование быстрорежущей стали P6M5 в высокоактивных пастообразных обмазках с нагревом в соляных ваннах // Известия Юго-Западного государственного университета. 2013. № 1 (46). С. 100–103.
11. Sobih M., Crouse P.L., Li L. Striation-free fibre laser cutting of mild steel sheets // Applied Physics A: Materials Science and Processing. 2008. № 90 (1). P. 171–174.
12. Karatas C., Keles O., Usilan I., Usta Y. Laser cutting of steel sheets: Influence of workpiece thickness and beam waist position on kerf size and stria formation // Journal of Materials Processing Technology. 2006. № 172 (1). P. 22–29.
13. Геллер А.Ю. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
14. Солоненко В.Г. Криогенная обработка режущих инструментов // Технология металлов. 2009. № 4. С. 7–14.
15. Афанасьева Л.Е., Барабонова И.А., Ботянов Е.В., Раткевич Г.В., Гречишкин Р.М. Структурные фазовые превращения в быстрорежущей стали при лазерной заковке с оплавлением поверхности многоканальным CO₂-лазером // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 8 (104). С. 10–13.
16. Bonek M., Dobrzanski L.A., Hajduczek E., Klimpel A. Structure and properties of laser alloyed surface layers on the hot-work tool steel // J. Materials Processing Technology. 2006. № 175. P. 45–54.
17. Безязычный В.Ф., Семенов А.А. Расчетное определение температуры в поверхностном слое детали при лазерной резке // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 7. С. 35–40.

Отделочно-упрочняющая обработка деталей с модифицированием материала поверхностного слоя

Предложена технология отделочно-упрочняющей обработки деталей с модифицированием материала поверхностного слоя, обеспечивающая существенное повышение износостойкости деталей трибосистем. Показана роль йода в формировании износостойкого слоя на сопряженной поверхности детали и определены возможности использования разработанной технологии отделочно-упрочняющей обработки поверхностей деталей в станкостроительной промышленности.

Ключевые слова: отделочно-упрочняющая обработка, модифицирование, материал, слой, графит, коэффициент трения, контакт.

The technology of finishing and hardening treatment of parts with material modification of the surface layer, which provides a significant increase in wear resistance tribosystems. The role of iodine in the formation of the wear layer on the mating surface detail and identified opportunities to use technology developed finishing and hardening treatment of surfaces of parts in the machine tool industry.

Keywords: finishing and hardening processing, modification, material, layer, graphite, friction coefficient, contact.

Введение

Проблема создания высокоресурсных деталей машин всегда была одной из важнейших в машиностроении. Предпринимаются попытки повысить ресурс деталей за счет применения высокопрочных и износостойких материалов, в том числе высоколегированных хромоникелевых сталей и сплавов. Широкое использование указанных материалов в двигателестроении потребовало разработки новых технологий и средств технологического обеспечения, особенно на стадиях финишной обработки поверхностей деталей. На первый план выдвинулись комбинированные методы отделочно-упрочняющей обработки поверхностей деталей, которые в большинстве случаев легко реализуемы на любом машиностроительном производстве (в том числе, и в ремонтном), малозатратны и легко встраиваются в действующий технологический процесс. Однако комбинированные методы обработки не всегда оказываются эффективными при решении проблемы повышения работоспособности деталей машин, эксплуатируемых в экстремальных условиях.

Особое внимание в современном машиностроении уделяется повышению работоспособности деталей машин за счет модифицирования материала их поверхностного слоя или нанесения специальных функциональных покрытий. Так, в работах [1, 2] показано, что весьма перспективным направлением повышения работоспособности деталей трибосистем является нанесение на их рабочие поверхности металлополимерных и многокомпонентных слоев на

полимерной основе. К сожалению, область применения таких слоев в трибосистемах ограничена температурой в зоне контакта, которая, как показывают исследования, не должна быть выше температуры деполимеризации используемого полимера более чем на 20 %. В связи с этим возникла необходимость разработки единой технологической операции, совмещающей отделочно-упрочняющую обработку деталей с модифицированием материала поверхностного слоя и обеспечивающей повышение работоспособности деталей трибосистем, эксплуатируемых в экстремальных условиях.

Постановка задачи

На основании достигнутых результатов исследования процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей и существующих методов модифицирования материала их поверхностных слоев были поставлены следующие задачи настоящих исследований:

обосновать эффективность применения отделочно-упрочняющей обработки с модифицированием материала поверхностного слоя деталей;

определить качественные характеристики поверхностного слоя деталей после их отделочно-упрочняющей обработки с модифицированием материала поверхностей графитойодоалюминиевым модификатором;

установить рациональные режимы отделочно-упрочняющей обработки при модифицировании материала поверхностного слоя детали;

определить оптимальный состав графитойодоалюминиевого модификатора в зависимости от состояния и свойств материала поверхностного слоя обрабатываемой детали;

выявить роль йода в составе модификатора;

провести экспериментальные исследования по выявлению эффективности применения отделочно-упрочняющей обработки с модифицированием материала поверхностного слоя деталей в зависимости от условий эксплуатации деталей трибосистем и их материалов.

Решение поставленных задач позволило создать научно обоснованную базу для широкого применения в металлообработке и ремонтном производстве разработанной технологии отделочно-упрочняющей обработки с модифицированием материала поверхностного слоя деталей трибосистем.

Методы проведения исследований

Разработанный способ отделочно-упрочняющей обработки рабочих поверхностей деталей трибосистем заключается в одновременном обкатывании поверхности роликом и создании в нем модифицированного слоя.

Обработка исследуемых деталей осуществлялась на модернизированной установке для индукционного нагрева, смонтированной на базе токарно-револьверного станка [1]. Для создания модифицированного слоя на поверхности детали в зону контакта упрочняющего ролика с обрабатываемой поверхностью детали подавалась алюминиевая фольга с нанесенными и закрепленными на ней с помощью клея Glue stick графитовым порошком и кристаллическим йодом. Для обеспечения равномерного распределения графита и кристаллического йода на поверхности фольга медленно пропускалась через специальное устройство, наполненное смесью графитового порошка и кристаллического йода. Затем лента фольги шириной 5 мм с закрепленными на ней графитом и йодом подавалась в зону обкатки таким образом, чтобы йодографитовый слой был обращен к обрабатываемой поверхности детали.

Отделочно-упрочняющей обработке подвергались бесступенчатые валики из стали 12Х3Н диаметром 40 мм и длиной 320 мм, прошедшие шлифование и имеющие начальную шероховатость $Ra = 0,80 \dots 1,20$ мкм. Упрочняющие ролики изготавливались из быстрорежущей стали Р6М5 и после закалки имели твердость 62...65 HRC. Были приняты следующие режимы обкатки: сила прижима ролика $P = 1000$ Н; частота вращения детали $n_d = 80$ об/мин; продольная подача $S_{пр} = 0,1$ мм/об; число проходов $m = 3$; сила импульсного тока I составляла 2,5 кА, что позволяло

создавать в зоне контакта роликов и обрабатываемой поверхности температуру локального нагрева в диапазоне 250...300 °С. Такие режимы обработки позволяют создавать на поверхности детали трибосистемы достаточно плотный модифицированный слой толщиной 0,8...1,2 мм, имеющий твердость, равную 80...90 % твердости основного материала детали, и хорошую сцепляемость с ним ($\tau_{сц} = 150 \dots 180$ МПа).

Исследования качественного состояния поверхностного слоя деталей, подвергнутых отделочно-упрочняющей обработке с модифицированием материала их поверхностей, осуществлялись по параметрам шероховатости Ra и толщине образующегося слоя ΔH , а также по химическому составу по результатам спектрографического анализа материала поверхностей сопряженных деталей, выполненного на сканирующем электронном микроскопе Quanta-200 (производитель FEI – Company Holland) с использованием приставки энергодисперсного анализа Genesis Quanta-200.

Работоспособность деталей трибосистем после отделочно-упрочняющей обработки с модифицированием материала поверхностного слоя оценивалась по интенсивности изнашивания поверхностного слоя. Исследования проводились на установках и машинах трения, позволяющих создавать в зоне контакта деталей трибосистем давления $p = 0,1 \dots 4,0$ МПа, скорости скольжения $V_{ск} = 0,05 \dots 1,50$ м/с, температуру $\Theta = 20 \dots 400$ °С как в обычных, так и агрессивных средах [3].

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования модифицированного поверхностного слоя детали показали, что содержащиеся в нем графит и кристаллы йода хорошо удерживаются алюминием, который в процессе обкатки создает как бы своеобразный каркас для слоистых частичек графита (рис. 1). Анализ представленных фотографий также свидетельствует о том, что структура получаемого на

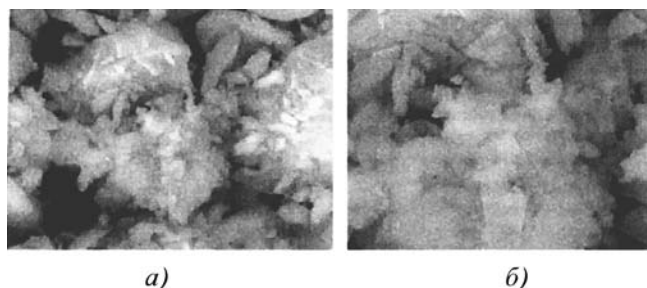


Рис. 1. Состояние модифицированного поверхностного слоя детали трибосистемы:

а – $P = 800$ Н; $n_d = 100$ об/мин; $S_{пр} = 0,15$ мм/об; $m = 2$; $I = 2,0$ кА; б – $P = 1000$ Н; $n_d = 80$ об/мин; $S_{пр} = 0,1$ мм/об; $m = 3$; $I = 2,5$ кА

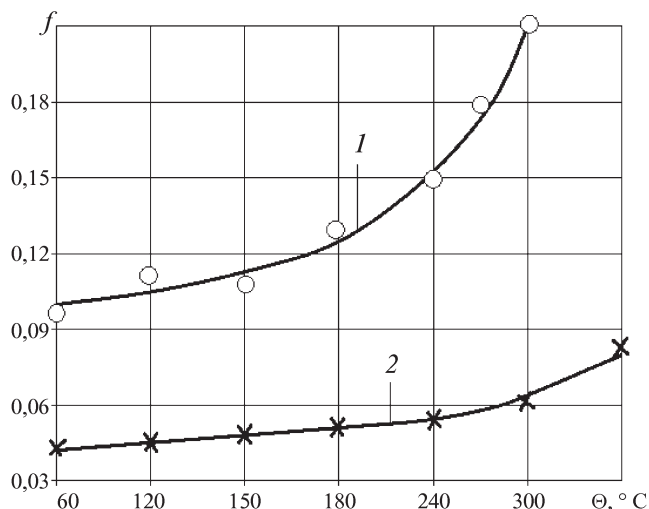


Рис. 2. Изменение коэффициента трения f в зависимости от температуры в зоне контакта Θ при обычном трении (1) и с модифицированным слоем (2):
 $p = 0,5$ МПа; $V_{ск} = 0,2$ м/с

поверхности детали трибосистемы модифицированного слоя существенно зависит от режимов отделочно-упрочняющей обработки.

Исследования работоспособности сформированного на поверхности детали модифицированного слоя проводились на установках, обеспечивающих различные условия трения [3]. Было установлено, что создание на поверхностях деталей трибосистем модифицированного слоя путем отделочно-упрочняющей обработки с применением алюминиевой фольги, графита и кристаллического йода позволяет существенно снизить коэффициент трения при повышенных температурах в зоне контакта взаимодействующих поверхностей (рис. 2).

С использованием метода планирования эксперимента типа 2^k были получены следующие эмпирические зависимости интенсивности изнашивания i , мг/ч, для трех диапазонов изменения давления p , скорости скольжения $V_{ск}$ и температуры в зоне контакта Θ :

$$i = 4,754 p^{0,792} V_{ск}^{0,426} \Theta^{0,275}$$

для $p = 0,2...1,0$ МПа; $V_{ск} = 0,1...0,5$ м/с; $\Theta = 50...150$ °С;

$$i = 5,947 p^{0,704} V_{ск}^{0,434} \Theta^{0,361}$$

для $p = 1,0...1,5$ МПа; $V_{ск} = 0,5...1,0$ м/с; $\Theta = 150...250$ °С;

$$i = 6,1284 p^{0,753} V_{ск}^{0,486} \Theta^{0,412}$$

для $p = 1,5...2,5$ МПа; $V_{ск} = 1,0...2,0$ м/с; $\Theta = 250...400$ °С.

Добавка кристаллического йода в закрепляемый на фольге графитовый порошок не только способствует снижению коэффициента трения в зоне контакта, но и создает в процессе трения на сопряженной поверхности детали трибосистемы пленку, выполняющую роль твердой смазки. Это было подтверждено спектрографическим анализом материала поверхностного слоя контртел из сталей X18H9T и 12X3H, контактирующих с модифицированными поверхностями образцов из стали 45, на сканирующем электронном микроскопе Quanta-200. Результаты выполненных исследований в виде спектрограмм поверхностей контртел приведены на рис. 3. Их анализ свидетельствует о переносе частиц йода на контактирующую поверхность. При этом толщина образующейся на поверхности тела йодной смазочной пленки не превышает 0,1 мкм.

Исследованиями установлено, что оптимальное количество йода в модифицируемом материале поверхностного слоя детали определяется как его состоянием после предварительной обработки по параметрам шероховатости, структуры и технологических остаточных напряжений, режимами обкатки, так и условиями эксплуатации. Так, для принятых режимов отделочно-упрочняющей обработки, начальной шероховатости поверхности после шлифования и условий эксплуатации до температуры до $\Theta = 250$ °С рекомендуется добавлять в наносимый на алюминиевую фольгу графит 5...8 % (по объему) кристаллического йода. Если температура эксплуатации детали с модифицированным слоем превышает 250 °С, то вместо кристаллического йода, который при такой температуре возгоняется, рекомендуется на фольге закреплять размельченный диодид хрома, который разлагается с выделением йода при температурах выше 500 °С [4]. При этом количество диодида хрома, наносимого на поверхность алюминиевой фольги вместе с графитом, составляет 15...20 % (по объему) от графита.

Практика показывает, что создание на поверхностях деталей трибосистем модифицированного графитойодоалюминиевого слоя целесообразно при температурах в зоне контакта 300...500 °С, давлении $p = 2,0...4,0$ МПа и скорости скольжения $V_{ск} = 0,2...1,0$ м/с. Такие условия эксплуатации характерны для листопрокатного (рис. 4), кузнечно-штамповочного и литейного оборудования, где применение разработанной технологии отделочно-упрочняющей обработки с графитоалюминиево-йодным модифицированием материала рабочих поверхностей деталей трибосистем, эксплуатируемых в экстремальных условиях (при высоких давлениях, скоростях скольжения и температурах, а также в агрессивных средах),

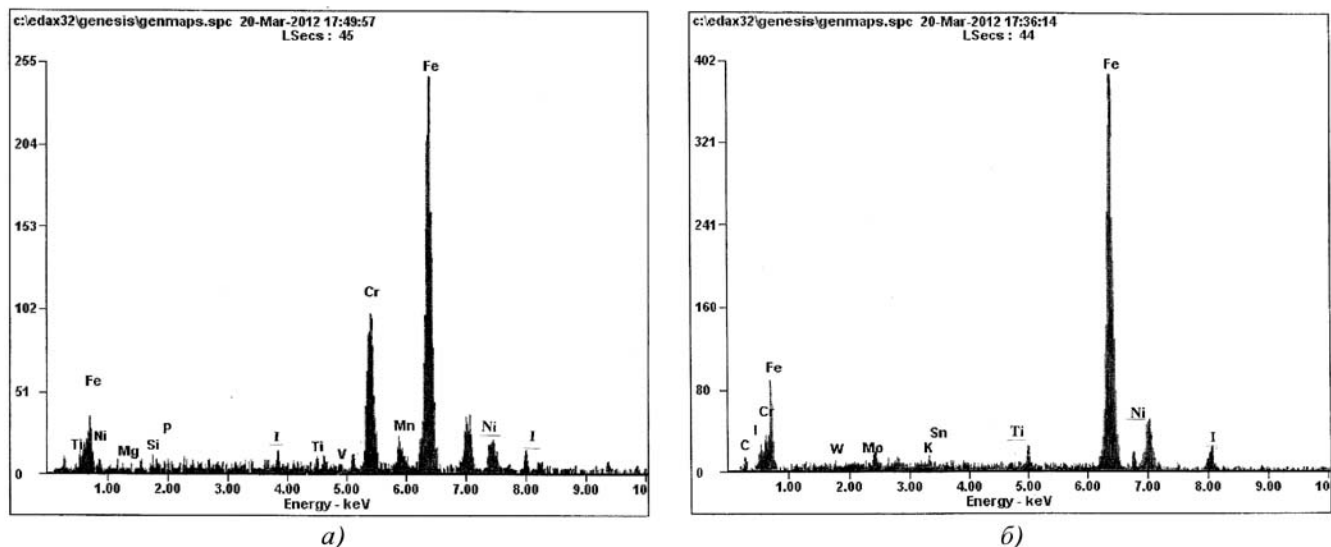


Рис. 3. Спектрограммы поверхностей контрол из сталей X18H9Т (а) и 12Х3Н (б) после контакта с образцами с модифицированным алюминием, графитом и кристаллическим йодом:

по оси абсцисс – отложена энергия, кэВ; по оси ординат – интенсивность излучения химического элемента, c^{-1} , представляющая собой отношение условных единиц настройки приставки Genesis Quanta-200 к периоду съемки спектрограммы с поверхности исследуемого образца при характерной для этого элемента величине электронной эмиссии

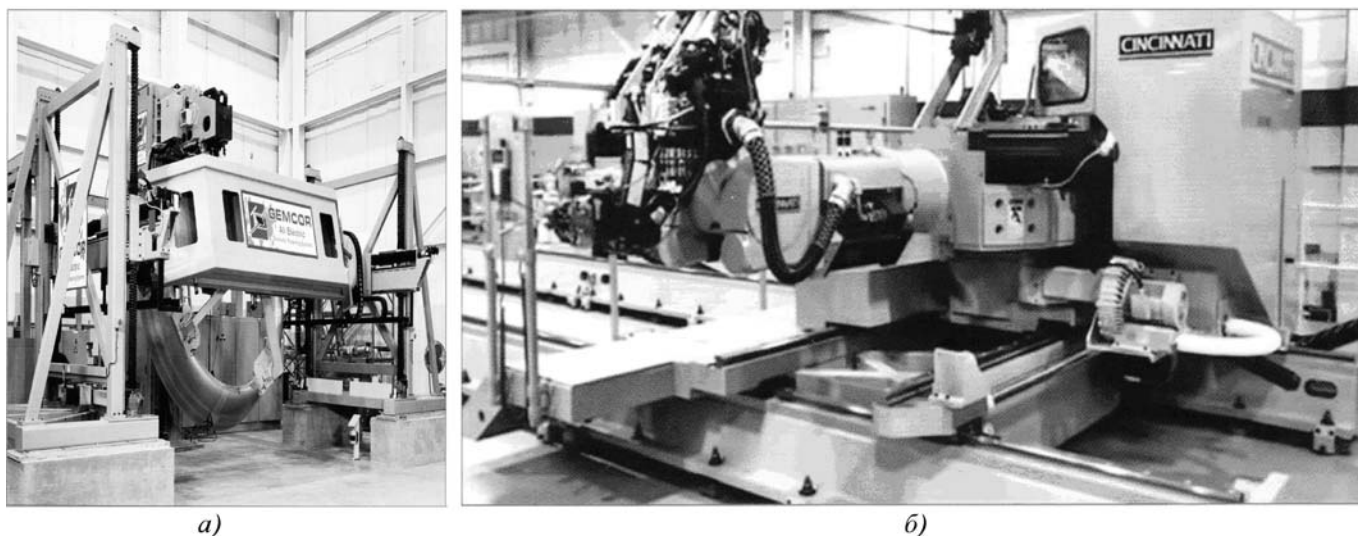


Рис. 4. Оборудование, детали трибосистем которого восстановлены отделочно-упрочняющей обработкой с графитодоалюминиевой модификацией поверхностного слоя:

а – стан для профильной прокатки; б – стан для листовой прокатки

может существенно увеличить их ресурс. Предварительно проведенные производственные испытания показали, что применение отделочно-упрочняющей обработки деталей трибосистем с созданием на их поверхностях модифицированного слоя дает наибольшую эффективность для тяжело нагруженных узлов машин и механизмов, эксплуатируемых в агрессив-

ных и загазованных средах. Например, отделочно-упрочняющая обработка с графитодоалюминиевым модифицированием материала поверхностного слоя позволила практически в три раза увеличить межремонтный период деталей узлов трения при восстановлении цапф в ковочных вальцах, а также отдельных деталей в листоштамповочных молотах

для формообразования деталей сложной формы и на трехвалковых прокатных станах типа КГЛ и ЛГС в ОАО "Тагмет".

Выводы

Проведенные лабораторные исследования отделочно-упрочняющей обработки деталей с модифицированием материала поверхностного слоя и производственные испытания соответствующих деталей трибосистем литейного и кузнечно-штамповочного оборудования показали высокую эффективность использования разработанной единой технологической операции как при создании изделий машиностроения, так и в ремонтном производстве при восстановлении изношенных деталей. Особенно эффективна отделочно-упрочняющая обработка деталей с модифицированием материала поверхностного слоя при эксплуатации машин и механизмов в экстремальных условиях: при высоких давлениях, температурах, скоростях скольжения и в агрессивных средах. В этих условиях

эксплуатации износостойкость деталей трибосистем может быть увеличена в 2–4 раза. Разработанная технология отделочно-упрочняющей обработки с модифицированием материала поверхностного слоя деталей малозатратна и доступна к применению на любом машиностроительном и ремонтном предприятии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бутенко В.И. Структура и свойства поверхностного слоя деталей трибосистем. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2012. 367 с.
2. Бутенко В.И. Технология создания металлополимерных слоев на контактных поверхностях деталей трибосистем // Научные технологии в машиностроении. 2011. № 12. С. 38–45.
3. Бутенко В.И. Научные основы нанотрибологии. Таганрог: Изд-во ТТИ ЮФУ, 2010. 275 с.
4. Бутенко В.И., Гусакова Л.В. Повышение эффективности шлифования поверхностей деталей машин. Таганрог: Изд-во ЮФУ, 2012. 176 с.

УДК 621.09.047

¹А.О. Родионов, ¹Г.А. Сухочев, ¹Е.Г. Смольяникова, ²С.Н. Коденцев
(¹Воронежский государственный технический университет,
²ОАО "Конструкторское бюро химавтоматики", г. Воронеж)
E-mail: rodionov_alexander@mail.ru

Эксплуатационно-ориентированная комбинированная обработка щелевых каналов

Представлены результаты поисковых и экспериментальных исследований в области комбинированной обработки проточных поверхностей. Описаны существующие способы и средства технологического оснащения для обеспечения эксплуатационных показателей щелевых каналов деталей наукоемкой техники. Сформулированы основные технологические принципы для разработки нового способа доводки проточных поверхностей мелкогабаритных щелевых каналов деталей, совмещающего доводочные и контрольные операции и обеспечивающего заданные эксплуатационные характеристики.

Ключевые слова: проточная поверхность, комбинированная обработка, щелевой канал, микровыступы, токопроводящая среда.

The article presents the results of the searching and experimental research in the field of treatment of discontinuous surfaces. Are described the existing methods and means of technological equipment for providing of quality surface treatment of slot channels. Are developed basic technological principles to design a new method of finishing of small-flow parts, which combines finishing and control operations.

Keywords: small-size canal surface, combined treatment, slot channel, microelevations, current-conducting surroundings.

Для повышения эксплуатационных показателей наукоемких изделий потребовалась разработка новых технологий воздействия на поверхности в щелевых каналах. Наиболее успешным оказался метод комбинированной обработки с наложением электрического поля, что ранее считалось неперспективным в этой технологической отрасли. Проведенные исследования по приме-

нению этого метода для обработки поверхностей проточных отверстий, в том числе каналов высоконапорных форсунок, оказались весьма результативными, так как позволили снизить в рассматриваемых случаях ограничения по достижению стабильных расчетных показателей качества. Оптимизация рабочих параметров достигалась тем, что после предварительного формирования



Рис. 1. Элемент системы охлаждения с мелкоразмерными щелевыми каналами

каналов осуществляли их струйную электрохимическую обработку (ЭХО), которая заключалась в подаче токопроводящей жидкости через обрабатываемые отверстия, после чего включали ток и выдерживали на установленном режиме в течение времени, необходимого для получения сечения отверстия, обеспечивающего заданный расход при постоянном давлении жидкости [1].

Однако при малых сечениях протяженных щелевых каналов сложного профиля исследователям не удавалось получить стабильный микропрофиль поверхности, что затрудняло создание перспективных энергоустановок и двигателей. Для решения этой задачи требовалась разработка новых способов комбинированной обработки, обеспечивающих избирательное выравнивание микропрофиля поверхности в условиях ограниченного пространства и гарантирующих заданные эксплуатационные характеристики наукоемкого изделия, обладающего невысокой технологичностью конструкции [2].

Результаты анализа особенностей конструкции, технологии изготовления и характера эксплуатации типовых деталей с труднодоступными поверхностями проточных щелевых каналов, в том числе элементов систем охлаждения наукоемких изделий, имеющих высоконапорные расходные параметры эксплуатации в экстремальных условиях (рис. 1), позволяют сделать следующие выводы:

наиболее перспективным в настоящее время является комбинированный метод, сочетающий в себе анодное растворение металла заготовки и механическое воздействие на поверхность;

технология комбинированной обработки эффективна для достижения высокого качества поверхностного слоя узких щелевых каналов и их расходных характеристик благодаря обеспечению режимных параметров процесса за счет выявления и учета влияния особенностей комбинированного внешнего и внутреннего воздействия на механизм направленного формирования микрогеометрии поверхностного слоя материала детали.

Традиционно щелевые пазы и каналы сложного профиля формируют в деталях из труднообрабатываемых



Рис. 2. Поверхность в канале после электроэрозионного прошивания

материалов прошиванием на электроэрозионных и электрохимических станках, используя и комбинированную обработку. Для повышения производительности применяют комбинированную электроэрозионную обработку (ЭЭО) электродами с термоактивным покрытием [3], но после нее остаются нестабильный микропрофиль поверхности по образующей канала и значительный (до 40 мкм) измененный поверхностный слой материала, образование которого на стенках канала неизбежно при интенсивных режимах обработки жаропрочных никелевых сплавов (рис. 2).

Для устранения этих дефектов предложен способ комбинированной электрохимико-абразивной обработки щелевых каналов низкоконцентрированной абразивно-жидкостной средой с наложением электрического тока.

Сущность способа состоит в прохождении потока токопроводящей абразивонасыщенной жидкости низкой концентрации через обрабатываемые каналы. На технологическую систему наложен ток низкого напряжения (4...8 В), и она выдерживается при определенном режиме до получения заданного расхода при постоянном давлении жидкости.

Обработка потоком жидкости с абразивом позволяет исправлять локальные погрешности формы, так как абразив активнее работает в местах уменьшения условного прохода и снимает материал именно в этих местах, нуждающихся в дополнительном снятии материала. Электрохимическое же воздействие интенсифицирует процесс механического снятия материала с микровыступов, сокращая время обработки.

При механическом контакте абразивного зерна с выступами снятие материала происходит за счет микрорезания. Производительность процесса зависит от концентрации, ориентации, размеров гранул и профиля канала. В случае анодного растворения усилие контакта будет снижаться за счет наличия жидкостной и оксидной пленок между заготовкой и гранулой, а также вследствие анодного растворения вершин неровностей [1] на

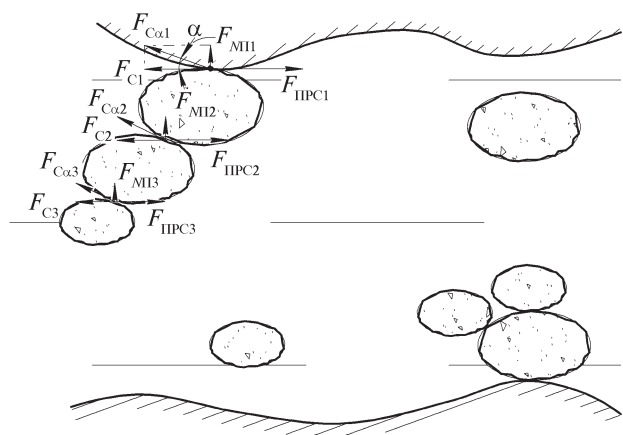


Рис. 3. Схема контакта гранул обрабатывающей среды с поверхностью канала

поверхности в местах контакта с гранулой, что снижает сопротивление трения.

Схема контакта гранул обрабатывающей среды с поверхностью канала показана на рис. 3, анализ которого показывает, что для обеспечения удаления припуска при механическом контакте необходимо следующее:

сила сопротивления трения F_C должна быть меньше напора потока рабочей среды $F_{ПРС}$;

ориентированная по потоку результирующая сила сопротивления $F_{C\alpha}$ зависит от угла наклона касательной α к волнистости микропрофиля по длине образующей канала и требует адаптивной стабилизации потока токопроводящей жидкости с абразивом соответствующей объемной концентрации;

сила нормального давления $F_{МП}$ зависит не только от физико-механических условий контакта гранулы с поверхностью, но и от энергии присоединяющихся при соударении других частиц абразива в потоке. Таким образом, силы микрорезания абразивом подчиняются теоретико-вероятностному закону и с большой степенью точности могут измеряться большей частью экспериментально [4].

В случае использования анодного растворения для известной силы нормального давления $F_{МП}$ в зоне контакта можно найти результирующую силу сопротивления $F_{C\alpha}$:

$$F_{C\alpha} = l_x F_{МП} z_{ан} \left(1 + \frac{f}{\operatorname{tg} \alpha} \right) k_{пр}, \quad (1)$$

где l_x – длина образующей канала; f – коэффициент трения; $z_{ан}$ – припуск на анодное растворение; $k_{пр}$ – коэффициент контактного присоединения гранул, $k_{пр} = 1,05 \dots 1,10$ в зависимости от концентрации абразива.

Время $t_{пр}$ удаления припуска Z зависит от скорости перемещения гранул v_r и их диаметра d_r . При достаточно высокой концентрации гранул

$$t_{пр} \approx d_r / v_r. \quad (2)$$

Для различных групп материалов коэффициент, учитывающий возрастание скорости анодного растворения при соударении, изменяется в следующих пределах: $K_{ан} = 1,25 \dots 1,60$.

Тогда средняя скорость $V_{ср}$ съема материала составит

$$V_{ср} = \frac{Z}{t_{пр}} K_{ан.ср}, \quad (3)$$

где Z , $t_{пр}$ определяются из (2), (3).

Полученные зависимости позволяют получать оптимальные режимы удаления припуска с помощью анодного растворения.

В настоящее время очень трудоемкой и дорогостоящей операцией также является контроль обеспечения заданных эксплуатационных показателей деталей с проточными каналами. Контроль проводится после окончательного изготовления деталей при параметрических испытаниях на специальных проливочных стендах в составе агрегата или отдельно с последующей индивидуальной доработкой.

Для проведения экспериментальных исследований по комбинированной обработке щелевых каналов установка для электрохимической доводки была модернизирована и встроена в проливочный стенд для замера расходных характеристик. Сущность работы такой технологической системы заключается в следующем:

перед началом электрохимической обработки с добавлением абразивного наполнителя производят замер расхода жидкости через проточное отверстие;

для проведения комбинированной обработки заполняют магистраль токопроводящей жидкостью с добавлением абразива и включают установку для комбинированной обработки. По истечении расчетного времени установку выключают и проводят промывку системы.

После проведения обработки необходим контрольный замер расхода. При отклонении значений полученного расхода от заданных проводят повторную комбинированную обработку на скорректированных режимах.

Замер расхода через отверстие электролита при электрохимической обработке позволяет контролировать массовый расход жидкости и при достижении нужного показателя прекращать прокачку электролита. Это обеспечит получение канала с точным, заранее установленным, расходом. Сочетание в одном процессе двух видов воздействий – механико-абразивного и электрохимического – с одновременным замером расхода абразивонасыщенного электролита позволяет одновременно обеспечивать требуемую геометрическую форму сечения отверстия, необходимую шероховатость и заданный расход. За счет изменения концентрации абразива и напряжения тока можно управлять процессом формирования микрогеометрии поверхности с заданными характеристиками.

Таким образом, создана новая технологическая схема оборудования для объединения комбинированного

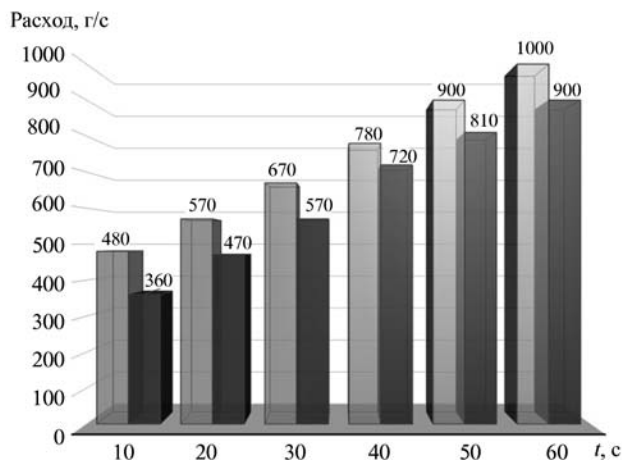


Рис. 4. Зависимость расхода через каналы деталей от времени доводки щелевых каналов при разных способах обработки: ■ – после комбинированной обработки; ■ – после ЭХО

процесса и контроля расходных характеристик проточных поверхностей с патентованием части технических решений, что дает возможность существенного сокращения сроков и трудоемкости технологической доводки новой техники.

Результаты экспериментальной проверки технологических возможностей комбинированного процесса показаны на рис. 4 и 5. Из анализа приведенных на этих рисунках графиков очевидно, что комбинированная обработка не только обладает повышенной производительностью, но и позволяет стабилизировать расходные характеристики каналов, выравнивая их значения в процессе доводки.

Заключение

Наиболее перспективной существующей технологической схемой является получение мелкогабаритного канала в два этапа:

- предварительная высокопроизводительная ЭЭО;
- окончательная комбинированная электрохимико-абразивная обработка для удаления технологически наследованного измененного слоя материала.

Процесс комбинированного профилирования щелевого канала, совмещающего доводку и контроль расход-

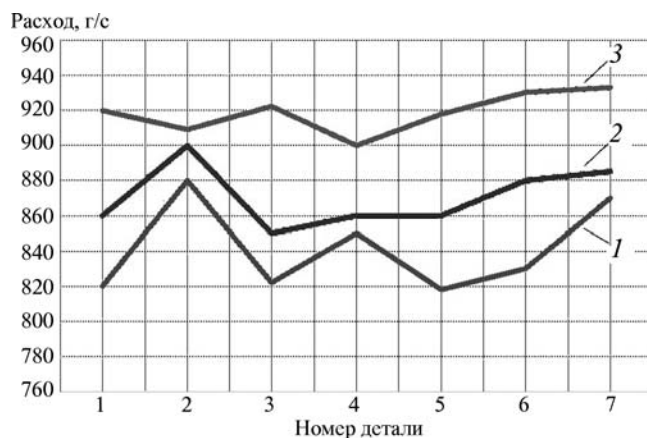


Рис. 5. Полученные значения расхода на партии деталей при разных способах доводки щелевых каналов: 1 – до ЭХО; 2 – после ЭХО; 3 – после комбинированной обработки

ных характеристик с управлением избирательным механическим воздействием абразивных частиц и интенсивным локальным анодным растворением, обеспечивает стабильное качество поверхностного слоя и надежность работы деталей с проточными полостями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сухочев Г.А., Коденцев С.Н., Родионов А.О. Технологические возможности комбинированной обработки в обеспечении расходных характеристик деталей с мелкогабаритными проточными каналами // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 7. С. 45–48.
2. Сухочев Г.А., Смольяникова Е.Г., Капустин А.В. Проблемно ориентированное использование нетрадиционных технологий для повышения производительности наукоемкой гидроаппаратуры и лопаточных машин // Насосы. Турбины. Системы. Воронеж: ООО ИПЦ "Научная книга", 2013. № 3 (8). С. 12–18.
3. Коденцев С.Н., Сухочев Г.А., Смольяникова Е.Г. Технология комбинированной электроэрозионной обработки полостей и каналов сложного профиля // Научно-технические технологии в машиностроении. 2012. № 5. С. 31–35.
4. Небольсин Д.М., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н. Исследование режимов комбинированной обработки внутренних поверхностей // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2011. Т. 7. № 4. С. 44–47.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский пер., 4.

Учредитель ООО "Издательство **Машиностроение**".

E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.

Дизайнер Поджиготов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Солюшклина Л.Е.

Сдано в набор 01.04.14 г. Подписано в печать 20.05.14 г. Формат 60×88 1/8.

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

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство **Машиностроение**".

Отпечатано в ООО "Белый ветер", 115407, Нагатинская наб., д. 54, пом. 4