

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

Том 17
2021
№ 10 (202)
октябрь

Издается с января 2005 г.

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

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

Заместители председателя редакционного совета:

д.т.н., проф. В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф. А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф. О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.н., проф.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ, д.т.н., проф.

В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф.

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.В. СЛЕПЦОВ, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Ян СУХАНЭК

Мариан СЧЕРЕК

Войтек ХОМИК

Редакция:

А.В. ОРЛОВА

С.В. ЧЕРНЫЙ

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Михайлов А.Н., Михайлов Д.А., Шейко Е.А., Колодяжный А.А. Повышение эксплуатационных свойств лопаток газотурбинного двигателя на базе функционально-ориентированных покрытий 435

Стручков Н.Ф., Лебедев Д.И., Большев К.Н., Винокуров Г.Г. Испытания на износ модифицированных порошковых покрытий при низких климатических температурах внешней среды 442

Суслов Н.М., Суслов Д.Н., Чернухин С.А., Иванов И.Ю. Разработка математической модели трехопорного шагающего механизма со скользящими опорами 447

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Мокрицкий Б.Я., Мокрицкая Е.Б. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 2. Управление обработкой высокотвердой инструментальной стали X12M с наплавками 452

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Архипов В.Е., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Влияние технологических параметров газодинамического напыления на формирование покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и корунда 455

Бровер А.В. Структурно-трибологические аспекты процесса лазерной обработки инструментальной стали 461

Жетесова Г.С., Шкамат Е., Никонова Т.Ю., Жунуспеков Д.С., Матешов А.К. Анализ современных материалов для нанесения покрытий 464

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г. Исследование состава, структуры и свойств наплавленных сплавов системы титан—алюминий, легированных хромом 470

Филонович А.В., Ворначева И.В., Чуйченко А.А., Болотников Е.А. Математическое моделирование процесса упрочняющей обработки титановых сплавов BT20 и OT4 476

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.07 – Технология и оборудование механической и физико-технической обработки; 05.02.08 – Технология машиностроения; 05.05.03 – Колесные и гусеничные машины; 05.05.06 – Горные машины; 05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.05 – Обработка металлов давлением; 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

Vol. 17
2021
№ 10 (202)
October

Since 2005, January

Editor-in-Chief

Dr. of Eng. Sci.
Yu.V. PANFILOV

Chair of Editorial Council

Dr. of Eng. Sci., The honoured
worker of a science and
technics of the RF
V.F. BEZYAZHCHNYI

Editorial Assistant

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

Chairman Assistants:

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

Editorial council:

Yu.P. ANKUDIMOV
V.P. BALKOV
V.M. BASHKOV
A.I. BELIKOV
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.E. GROMOV
S.A. KLIMENKO
N.K. KRIONI
V.P. KUZNETSOV
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
F.I. PANTELEENKO
B.P. SAUSHKIN
V.V. SLEPTSOV
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
G.A. SUKHOCHEV
V.P. TABAKOV
V.A. SHULOV
M.L. KHEIFETS
Jan SUCHANEK
Marian SZCZEREK
Wojciech HOMIK

Edition:

A.V. ORLOVA
S.V. CHERNY

CONTENTS



GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

- Mikhaylov A.N., Mikhaylov D.A., Sheiko E.A., Colodyazhny A.A.** Improving the performance of gas turbine engine blades based on functionally oriented coatings 435
- Struchkov N.F., Lebedev D.I., Bol'shev K.N., Vinokurov G.G.** Wear tests of modified powder coatings at low climatic temperatures 442
- Suslov N.M., Suslov D.N., Chernukhin S.A., Ivanov I.Yu.** Mathematical modeling of the dragline travel mechanism with sliding supports 447



MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

- Mokritsky B.Ya., Mokritskaya E.B.** Blade processing of hardened materials. Part 2. Control of processing of high-hard tool steel X12M with surfacing 452



PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

- Arhipov V.E., Moskvitin G.V., Pugachev M.S.** Technological parameters of gas-dynamic spraying affecting the formation coating based on mixture of particles copper, zinc and corundum 455
- Brover A.V.** Structural and tribological aspects of laser processing of tool steel process 461
- Zhetesova G.S., Shkamat E., Nikonova T.Yu., Zhunuspekov D.S., Mateshov A.K.** Analysis of modern coating materials 464



CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

- Kovtunov A.I., Bochkarev A.G.** Research of the composition, structure and properties of deposited alloys of the titanium—aluminum system doped with chrome 470
- Filonovich A.V., Vornacheva I.V., Chuichenko A.A., Bolotnikov E.A.** Mathematical modeling of the process of hardening treatment of titanium alloys VT20 and OT4 476

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

Journal is included in the List of the Highest Attestation Committee of Russian Federation (VAK RF) for publication of basic results of doctoral theses according to groups of science specialty: 05.02.07 – Technology and equipment of mechanical and physical-technique processing; 05.02.08 – Mechanical-engineering technology; 05.05.03 – Wheeled and crawler machines; 05.05.06 – Mining machines; 05.16.01 – Metal science and heat treatment of metals and alloys; 05.16.05 – Metal pressure treatment; 05.16.06 – Powder metallurgy and composite materials,
Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

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

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



^{1, 2}А.Н. Михайлов, д-р техн. наук, ³Д.А. Михайлов, канд. техн. наук,
³Е.А. Шейко, канд. техн. наук, ³А.А. Колодяжный
(¹ Донецкий национальный технический университет,
² Донской государственной технической университет, г. Ростов-на-Дону,
³ Донецкая академия гражданской защиты)
E-mail: mntk21@mail.ru

Повышение эксплуатационных свойств лопаток газотурбинного двигателя на базе функционально-ориентированных покрытий

Приведены данные об особенностях эксплуатации лопаток газотурбинного двигателя. Установлено, что на каждую лопатку, лопатки группы, группы лопаток, лопатки компрессора и турбины действуют переменные и неравномерно распределенные нагрузки (эксплуатационные функции). Это приводит к неравномерности износа лопаток в газотурбинном двигателе, что снижает его технико-экономические показатели. Улучшение эксплуатационных свойств лопаток газотурбинного двигателя достигается с помощью функционально-ориентированных покрытий. Эти покрытия позволяют оптимально распределять свойства элементов каждой лопатки, лопаток в группе и групп лопаток в соответствии с условиями эксплуатации. Рассмотрены вопросы формирования функционально-ориентированных покрытий на основе многосвязных технологий.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, эксплуатационные свойства, неодинаковые ресурсы элементов, функционально-ориентированные покрытия, равный ресурс элементов, технология формирования покрытия.

The data on the features of the operation of the blades of a gas turbine engine are presented. It has been established that variable and unevenly distributed loads (operational functions) act on each blade, blade group, blade group, compressor and turbine blade. This leads to uneven wear of the blades in a gas turbine engine, which reduces its technical and economic performance. Improving the operational properties of gas turbine engine blades is achieved using functionally oriented coatings. These coatings make it possible to optimally distribute the properties of the elements of each blade, blades in a group and groups of blades in accordance with the operating conditions. The issues of formation of functionally-oriented coverings based on multiply connected technologies are considered.

Keywords: gas turbine engine, operational properties, unequal element life, functionally oriented coatings, equal element life, coating formation technology.

Введение

Для современных самолетов и вертолетов широко используются газотурбинные двигатели (ГТД), которые сейчас являются основным типом авиационных двигателей [1–3]. ГТД представляет собой сложную систему, включающую большое число элементов, деталей, групп деталей, узлов и подсистем, которые связаны между собой в единую систему, предназначенную для выполнения заданных эксплуатационных функций. Широкое

применение ГТД обусловлено высокими эксплуатационными и режимными характеристиками, удельными и скоростными показателями.

Одними из основных элементов ГТД являются лопатки, число которых может достигать нескольких тысяч. Они komponуются в ряде подсистем двигателя, а именно в компрессоре, турбине и свободной турбине. Лопатки ГТД — сложные и дорогостоящие детали, которые в процессе работы подвержены различным эксплуатационным воздействиям: абразивно-эрозионным, темпера-

турным, физико-химическим, кислотным, солевым. Эти воздействия приводят к быстрому износу и разрушению лопаток и снижению эксплуатационных показателей ГТД.

Для повышения эксплуатационных свойств ГТД и лопаток в частности широко применяются различные отделочно-упрочняющие методы обработки и технологии упрочнения [2—4]. Это особенно актуально для вертолетных ГТД, которые в ряде случаев эксплуатируются в условиях повышенного абразивно-эрозионного воздействия, связанного с высокой концентрацией пыли, песка, пепла и других вредных составляющих среды, проходящей по проточной части двигателя. Поэтому для лопаток ГТД используются сверхпрочные, износостойкие, термостойкие, жаростойкие и другие покрытия.

Силы и интенсивность эксплуатационных воздействий распределены неравномерно по лопаткам ГТД, что приводит к неодинаковым износам элементов пера [5]. Поэтому в работах [6—8] предложено применение функционально-ориентированных покрытий (ФОП). В данной работе рассматриваются многослойные ФОП лопаток. ФОП — это специальное покрытие, состоящее из слоев, каждый из которых имеет свой пространственный контур границ, соответствующий особенностям его износа при эксплуатации. ФОП имеет переменную толщину и формируется путем зонального наложения слоев одинаковой толщины. Функционально-ориентированный подход [6] позволяет скомпенсировать неравномерности эксплуатационных функций и износа и улучшить эксплуатационные свойства лопаток, вплоть до получения качественно новых характеристик.

Цель работы — повышение эксплуатационных свойств лопаток ГТД за счет ФОП на основе комплексной многосвязной технологии.

В соответствии с поставленной целью в работе определены следующие задачи: выполнить анализ структуры лопаток ГТД и установить особенности их эксплуатации; рассмотреть основные принципы формирования ФОП лопаток; выявить особенности реализации ФОП, отвечающего структуре ГТД; разработать технологическое обеспечение реализации ФОП лопаток ГТД.

Структура лопаток в ГТД и особенности их эксплуатации

Современные ГТД имеют сложную структуру элементов, узлов и подсистем. При этом лопатки проточной части ГТД, как основные элементы авиационного двигателя, можно структурировать

и представлять в виде иерархической системы, образованной совокупностью лопаток как элементов системы и отношений (связей) между ними.

Исследования структуры ГТД и особенностей обеспечения функционально-ориентированных свойств лопаток, представленные в работах [5, 9, 10], позволили установить, что гипотетически лопатки проточной части авиационного двигателя можно разделить на четыре иерархических уровня:

- 1 — отдельные лопатки ГТД;
- 2 — лопатки группы, например, лопатки группы направляющего аппарата статора и т. д.;
- 3 — группы лопаток относительно друг друга, например, группа поворотных лопаток входного направляющего аппарата, группа поворотных лопаток направляющего аппарата статора, группа лопаток направляющего аппарата, группа лопаток спрямляющего аппарата и т.д.;
- 4 — подсистемы лопаток ГТД, например, подсистема компрессора, подсистема турбины, подсистема свободной турбины.

Представленная классификация элементов иерархической структуры лопаток распространяется на ГТД с осевыми компрессорами, например, ГТД серии ТВЗ-117, ВК-2500 и подобные двигатели. Аналогично можно представить иерархическую структуру лопаток ГТД с другими видами компрессоров.

Исследования износа лопаток ГТД показали, что лопатки каждой ступени двигателя, лопатки в группе, группы лопаток относительно друг друга и подсистемы лопаток имеют свои особенности изнашивания. Это обусловлено пространственной формой лопатки, расположением лопатки в ГТД, кинематикой ее движения, конкретными эксплуатационными функциями, характеристиками потока пылевоздушной среды по тракту двигателя и рядом других параметров. В соответствии с этим фактический износ лопаток можно также классифицировать по иерархическим уровням:

- неравномерность износа 1-го рода, возникающая на уровне каждой лопатки;
- неравномерность износа 2-го рода, возникающая на уровне лопаток группы;
- неравномерность износа 3-го рода, возникающая на уровне групп лопаток подсистем;
- неравномерность износа 4-го рода, возникающая на уровне подсистем лопаток.

На рис. 1 представлена схема неравномерного износа поверхности (неравномерность 1-го рода) пера лопатки компрессора ГТД. Штриховыми линиями 1-1, 2-2, ..., 5-5 обозначены границы зон полного разрушения (износа) покрытия, образующихся в

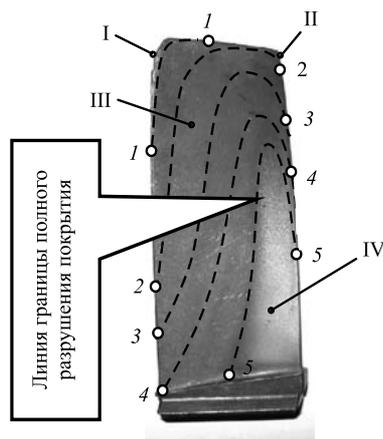


Рис. 1. Схема неравномерного износа поверхности (неравномерность 1-го рода) пера лопатки компрессора, зоны износа:

I — входная кромка пера лопатки; II — выходная кромка пера лопатки; III — поверхность корыта пера лопатки; IV — зона неизношенного нитрид титанового покрытия корыта пера лопатки; 1-1—5-5 — границы полного износа покрытия в данный момент времени

процессе изнашивания, т.е. эти линии показывают пространственный контур границ (ПКГ) износа покрытия в заданный момент времени.

Для лопаток другой группы, расположенной по длине проточной части компрессора, износ пера имеет совсем другой ПКГ. На рис. 2 (см. обложку) представлены особенности износа лопаток направляющего аппарата ГТД.

Таким образом, износ лопаток ГТД имеет свои определенные особенности для каждой лопатки, для лопаток группы, для групп лопаток относительно друг друга и для лопаток, расположенных в подсистемах. Эти особенности износа характеризуются неравномерностями износа *T*-родов, ПКГ износа для каждой лопатки и величиной износа.

Основные особенности и принципы формирования ФОП лопатки

Формирование ФОП [7, 8] имеет характерные особенности. Прежде всего, покрытие для ГТД должно выполняться для всех лопаток комплексно, на базе существующих связей параметров покрытий лопаток. ФОП реализуется многослойным, состоящим из слоев одинаковой толщины, каждый из которых покрывает свой фрагмент общей площади лопатки. При этом получается неравномерная толщина общего многослойного покрытия, сформированного с учетом характера изнашивания и группы особых принципов ориентации свойств слоев [6]. Эти особенности структуры ФОП позволяют компенсировать возникающие неравномерные экс-

плуатационные воздействия среды. В результате обеспечивается возможность значительного повышения эксплуатационных свойств лопаток ГТД, их ремонтпригодности и восстанавливаемости, увеличения их эксплуатационного потенциала.

С учетом выражений, представленных в работе [6], структурно-логическую формулу ФОП лопатки ГТД можно записать следующим образом:

$$\left. \begin{aligned} S &= \bigvee_{k=1}^n \left[\bigwedge_{j=1}^{\infty} \bigwedge_{i=1}^{\infty} (dx_i \times dy_j \times dz_k) \right]; \\ P &= \{P_1, P_2, \dots, P_k, \dots, P_n\}; \\ P_k &= f_k(x, y, z) \end{aligned} \right\}, \quad (1)$$

где *S* — структурно-логическая схема многослойного покрытия, состоящего из *n* слоев;

$(dx_i \times dy_j \times dz_k)$ — декартово произведение элементов покрытия в направлениях *x*, *y*, *z*;

P — множество, формируемое из *n* подмножеств слоев с пространственным контуром границ (ПКГ) каждого слоя покрытия;

$P_k = f_k(x, y, z)$ — ПКГ *k*-го слоя покрытия;

\bigvee, \bigwedge — предикаты алгебры логики (дизъюнкция, конъюнкция).

Многослойное ФОП лопаток ГТД в условиях действия неодинаковых эксплуатационных функций *T*-родов [5—7] должно обеспечивать соблюдение принципа одновременности износа, предполагающего:

— одновременное изнашивание всего многослойного покрытия лопатки с обеспечением равного (кратного или функционально-зависимого) его ресурса или равных (кратных или функционально-зависимых) его эксплуатационных свойств в зонах ПКГ каждого слоя, где действует одинаковый и минимальный износ для любого *k*-го слоя;

— одновременное изнашивание многослойных покрытий на всех лопатках каждой группы с обеспечением равного (кратного или функционально-зависимого) их ресурса или равных (кратных или функционально-зависимых) их эксплуатационных свойств для лопаток всей группы (например, в группе рабочих лопаток компрессора);

— одновременное изнашивание многослойных покрытий групп лопаток относительно друг друга с обеспечением равного (кратного или функционально-зависимого) их ресурса или равных (кратных или функционально-зависимых) их эксплуатационных свойств, например, между группами лопаток компрессора, такими как группы лопаток ротора, поворотные лопатки входного направляющего аппарата, поворотные лопатки направляющего аппарата, лопатки направляющего аппарата, лопатки спрямляющего аппарата;

— одновременное изнашивание покрытий лопаток подсистем ГТД относительно друг друга с обеспечением равного (кратного или функционально-зависимого) их ресурса или равных (кратных или функционально-зависимых) их эксплуатационных свойств, а именно подсистем лопаток компрессора, турбины, свободной турбины.

Можно отметить, что ФОП позволяет повышать эксплуатационные свойства лопатки за счет соответствующих улучшенных характеристик покрытий в зонах максимальных эксплуатационных воздействий по сравнению с покрытиями в зонах с более умеренными воздействиями. Это позволяет реализовывать заданные достаточные или предельные эксплуатационные свойства лопаток ГТД.

Принцип одновременности износа предполагает одновременное изнашивание всего покрытия лопатки синхронно со всеми остальными лопатками. В этот момент нужно останавливать эксплуатацию ГТД и выполнять восстановление ФОП всех лопаток ГТД. Это дает возможность исключить износ основного материала лопатки, повысить их ремонтпригодность и восстанавливаемость. Кроме того, этот принцип исключает дополнительные технологические операции по удалению не износившегося покрытия отдельных зон лопатки, что для сверхпрочных покрытий выполняется очень сложно и проблематично.

Обеспечение равного ресурса всех лопаток, групп лопаток и лопаток подсистем ГТД повышает технико-экономические показатели эксплуатации ГТД, повышает его эксплуатационный потенциал, ремонтпригодность и восстанавливаемость элементов авиационного двигателя. А также ФОП позволяют обеспечивать эксплуатационные свойства ГТД на стадии изготовления элементов.

Для реализации ФОП лопаток ГТД разработан специальный способ напыления покрытий, основные особенности которого представлены в работе [8]. В соответствии со структурой лопаток ГТД ФОП следует обеспечивать по следующим уровням:

- ФОП 1-го уровня, формируемое на уровне каждой лопатки;
- ФОП 2-го уровня, формируемое на уровне лопаток каждой группы;
- ФОП 3-го уровня, формируемое на уровне лопаток групп;
- ФОП 4-го уровня, формируемое на уровне лопаток подсистем ГТД.

Одной из важнейших характеристик ГТД, опирающейся на свойства входящих элементов, явля-

ется его ресурс $C_k^t = R_k$ (назначенный, гарантированный, межремонтный). Ресурс элементов структуры ГТД должен обеспечиваться на всех уровнях структуры элементов ГТД на базе следующих условий:

— равного ресурса элементов по всем уровням структуры:

$$R_1^t = R_2^t = R_3^t = \dots = R_k^t = \dots = R_n^t = R; \quad (2)$$

— кратного ресурса элементов по всем уровням структуры:

$$k_1^t R_1^t = k_2^t R_2^t = k_3^t R_3^t = \dots = k_k^t R_k^t = \dots = k_n^t R_n^t = R; \quad (3)$$

— функционально-зависимого ресурса элементов по всем уровням структуры:

$$\left. \begin{aligned} R_1^t &= f_1^t(R); \\ R_2^t &= f_2^t(R); \\ R_3^t &= f_3^t(R); \\ &\dots \\ R_k^t &= f_k^t(R); \\ &\dots \\ R_n^t &= f_n^t(R), \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

где R — общий ресурс ГТД;

R_k^t — ресурс k -го структурного элемента t -го уровня структуры ГТД;

k_k^t — коэффициент кратности ресурса k -го структурного элемента t -го уровня структуры ГТД (определяет количество замен структурного элемента ГТД);

$f_k^t(R)$ — функциональная зависимость ресурса k -го структурного элемента t -го уровня структуры ГТД;

t — номер уровня структурных элементов ГТД (1, 2, ..., t , ..., T).

Нанесение ФОП для формирования требуемых функционально-ориентированных свойств лопаток следует выполнять на базе ряда условий, представленных в работах [9, 10], которые определяют характер распределения свойств слоев покрытия с учетом неравномерности эксплуатационных воздействий на лопатки ГТД.

На рис. 3 (см. обложку) представлена схема синтеза многослойного ФОП рабочей лопатки компрессора ГТУ. Здесь показано, что синтез многослойного ФОП, состоящего из n слоев, выполняется на базе операции композиции \otimes слоев покрытия с ПКГ каждого слоя.

Основные особенности и закономерности формирования ФОП

Процесс напыления ФОП на различных уровнях выполняется на базе группы особых принципов ориентации в зависимости от особенностей конструкции и условий эксплуатации лопаток F , обеспечения их свойств C и технологических воздействий T (рис. 4). В этом случае применяются принципы функциональной ориентации, топологической ориентации, количественной и структурной ориентации [6]. При этом ФОП формируются на всех иерархических уровнях структуры X ГТД. На рис. 4 показана схема связей в системе формирования ФОП для лопаток ГТД. В соответствии с функционально-ориентированным подходом к формированию ФОП представленные этапы жизненного цикла обеспечения свойств (рис. 4) имеют прямые и обратные связи. Петли на данной схеме обозначают повторения процессов для отдельных лопаток различных ступеней, лопаток в группе, групп лопаток относительно друг друга и лопаток подсистем.

Процесс формирования ФОП на лопатке ГТД является многовариантным [9, 10].

На рис. 5 представлены некоторые варианты покрытий лопаток компрессора. Формирование ФОП лопатки компрессора — это сложный процесс, требующий реализации множества различных операций. Для напыления ФОП необходимо формирование дополнительных слоев покрытий, которые обеспечивают высокую износостойкость лопатки и связи между различными видами покрытий. Это отражено на рисунке: рис. 5, *а* — гомогенное однослойное абразивно-эрозионно-стойкое покрытие, состоящее из модуля слоев M_{Ri1} ; рис. 5, *б* — двухмодульное покрытие, состоящее из связующего модуля слоев M_{C1} и гомогенного однослойного абразивно- и эрозионно-стойкого модуля слоев M_{Ri2} ; рис. 5, *в* — многослойное абразивно- и эрозионно-стойкое покрытие, состоящее из модуля слоев M_{Ri1} ; рис. 5, *г* — двухмодульное покрытие, состоящее из связующего модуля слоев M_{C1} и многослойного абразивно- и эрозионно-стойкого модуля слоев M_{Ri2} .

Реализация ФОП лопаток турбины также требует нанесения дополнительных специальных покрытий. На рис. 6

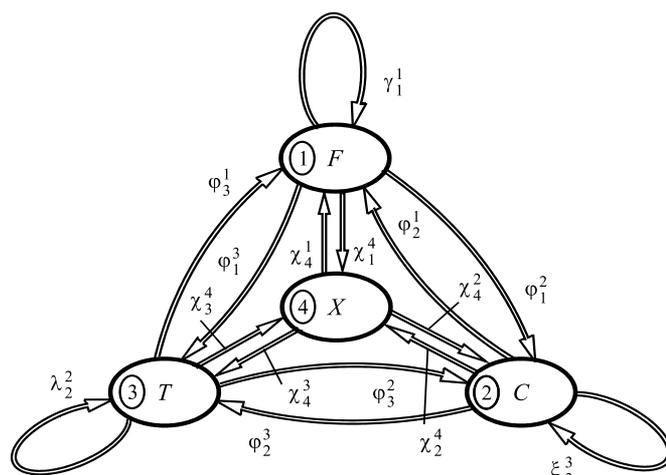


Рис. 4. Схема связей в системе формирования ФОП для лопаток ГТД

представлены некоторые варианты покрытий лопаток турбины. Здесь показано: рис. 6, *а* — двухмодульное покрытие, состоящее из гомогенного однослойного температурозащитного жаростойкого модуля M_{Ti1} и гомогенного однослойного абразивно-эрозионно-стойкого модуля M_{Ri2} ; рис. 6, *б* — двухмодульное покрытие, состоящее из связующего модуля M_{C1} , гомогенного однослойного температурозащитного жаростойкого модуля

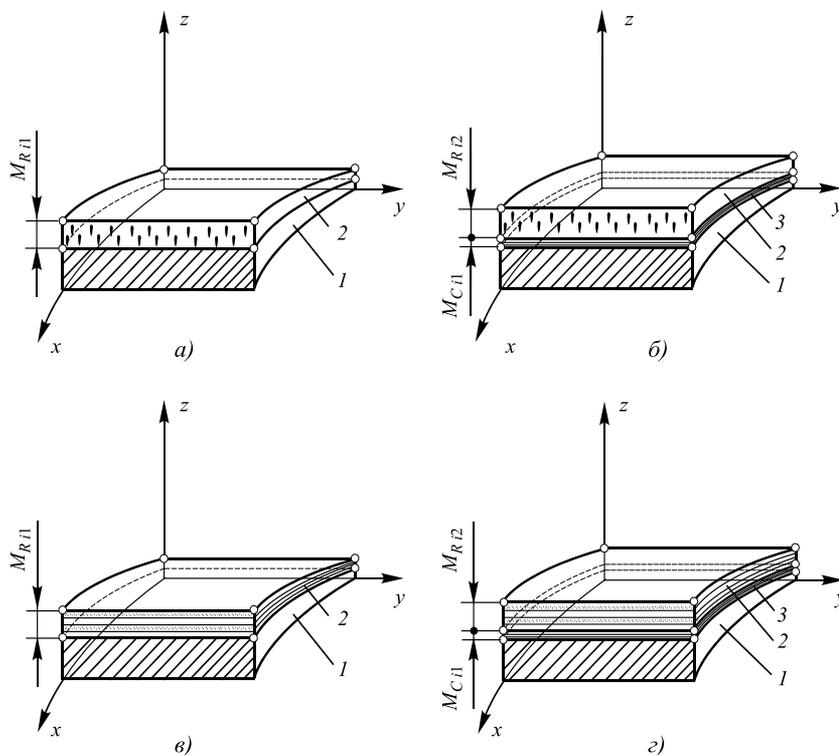


Рис. 5. Варианты покрытий лопаток компрессора: *а* — гомогенное однослойное покрытие; *б* — двухмодульное покрытие; *в* — многослойное покрытие; *г* — двухмодульное покрытие

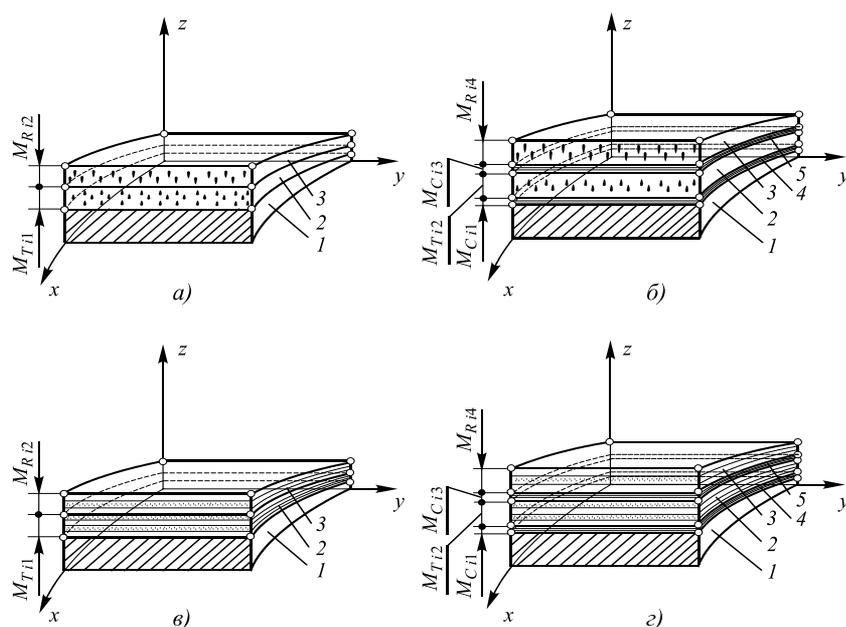


Рис. 6. Варианты покрытий лопаток турбины:
 а–в — двухмодульные покрытия; г — четырехмодульное покрытие

ля M_{Ti1} , связующего модуля M_{Ci3} и гомогенного однослойного абразивно-эрозионно-стойкого модуля M_{Ri4} ; рис. 6, в — двухмодульное покрытие, состоящее из многослойного температурозащитного жаростойкого модуля M_{Ti1} и многослойного абразивно-эрозионно-стойкого модуля M_{Ri2} ; рис. 6, г — четырехмодульное покрытие, состоящее из связующего модуля M_{Ci1} , многослойного температурозащитного жаростойкого модуля M_{Ti2} , связующего модуля M_{Ci3} и многослойного абразивно-эрозионно-стойкого модуля M_{Ri4} . На базе представленных вариантов покрытий обеспечивается возможность выбора рационального варианта ФОП для лопаток ГТД.

Технологическое обеспечение для напыления ФОП

Для реализации ФОП лопаток ГТД в работах [9, 10] разработан общий подход формирования функционально-ориентированных свойств лопаток и комплексный многосвязный технологический процесс. При этом процесс напыления покрытий выполнялся на базе разработанного способа напыления ФОП [8].

Предлагаемый способ напыления ФОП на лопатки ГТД выполняется в три этапа:

— первый этап: предварительно производится испытание опытного однослойного покрытия постоянной толщины на пера лопатки, которое имеет физико-механические свойства и толщи-

ну, одинаковые с наносимым ФОП каждого слоя; выполняются замеры топографических параметров ПКГ не износившейся части опытного покрытия на поверхности пера лопатки;

— второй этап: выполняется отображение топографических параметров ПКГ износа опытного покрытия на зональные защитные экраны, соответственно; при этом каждому экрану соответствует свой ПКГ;

— третий этап: производится последовательное нанесение слоев покрытия; с помощью зональных защитных экранов формируется многослойное ФОП с ПКГ каждого слоя.

Цикловая производительность напыления ФОП лопаток ГТД определяется на основании следующего выражения:

$$P_{ц} = \frac{u}{T_{ц}} n = \frac{u}{t_0 + t_в} n, \quad (5)$$

где $P_{ц}$ — цикловая производительность напыления ФОП на лопатки ГТД;

u — число лопаток, установленных на технологической оснастке вакуумной камеры ионно-плазменной установки напыления покрытий;

$T_{ц}$ — время полного напыления одного слоя покрытия с ПКГ;

n — общее число слоев ФОП лопатки;

t_0 — основное время напыления покрытий на лопатки;

$t_в$ — вспомогательное время, необходимое для установки экранов на лопатки, установки лопаток с экранами на технологическую оснастку, установку технологической оснастки в вакуумную камеру и другие затраты.

Напыление ФОП лопаток ГТД выполняли на вакуумной дуговой установке ННВ 6.6-И1. Для покрытия применяли нитрид титана. Процесс напыления ФОП лопатки дополнительно включал полировку поверхностей лопатки перед нанесением каждого последующего слоя покрытия.

На рис. 7 (см. обложку) представлены варианты технологической оснастки для установки ННВ 6.6-И1, используемой при напылении нитрид титановых покрытий лопаток.

На рис. 8 (см. обложку) представлена технологическая оснастка цилиндрической компоновки для напыления нитрид титановых покрытий рабочих лопаток для различных ступеней компрессора.

Таким образом, за счет концентрации лопаток ГТД в вакуумной камере на специальной техно-

логической оснастке достигается значительное повышение технико-экономических показателей напыления ФОП лопаток.

Заключение

Проведенные исследования направлены на повышение эксплуатационных свойств лопаток ГТД на основе формирования ФОП, которые обеспечивают качественно новые свойства лопаток, повышают их ресурс, ремонтпригодность и восстанавливаемость. Для повышения эффективности покрытий, ФОП лопаток ГТД реализуются на уровне лопатки, лопаток в группе, групп лопаток и подсистем. Эти покрытия компенсируют неравномерности износа лопаток в соответствии с иерархической структурой ГТД.

Анализ системы лопаток ГТД выявил ее иерархическую структуру. Исследования особенностей действия эксплуатационных функций (абразивно-эрозионный износ, температурные воздействия, химические, физические, кислотные, солевые воздействия и другие процессы) на иерархическую структуру лопаток ГТД показали, что в соответствии с этой иерархией возникают неравномерные износы лопаток, которые также можно представлять иерархической структурой четырех уровней — как 4 рода неравномерностей износа. В работе предложено вести повышение эксплуатационных свойств лопаток ГТД на базе иерархической структуры ФОП, которые повышают ресурс лопаток, компенсируют действие неравномерных износов лопаток и обеспечивают качественно новые свойства ГТД. Для реализации ФОП иерархической структуры лопаток ГТД необходимо применение комплексного многосвязного технологического процесса обеспечения функционально-ориентированных свойств на базе ФОП [9, 10].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Авиаинформ.** М.: АО "Союз авиационного двигателя-телестроения". 2021. Вып. № 2 (203). 114 с.
2. **Технология** производства авиационных двигателей. Ч. II. Основы проектирования технологических процессов изготовления деталей авиационных двигателей и технологическая подготовка производства / В.А. Богуслаев и др. Запорожье: ОАО "Мотор Сич". 2007. 557 с.
3. **Демин Ф.И., Проничев Н.Д., Шитарев И.Л.** Технология изготовления основных деталей газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение. 2002. 328 с.
4. **Абраимов Н.В., Елисеев Ю.С.** Химико-термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов. М.: Интермет Инжиниринг. 2001. 622 с.
5. **Михайлов Д.А.** Основные особенности эксплуатации лопаток компрессора ГТД и классификация их эксплуатационных функций // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. Донецк: ДонНТУ. 2014. Вып. 4 (50). С. 126—131.
6. **Михайлов А.Н.** Основы синтеза функционально-ориентированных технологий машиностроения. Донецк: ДонНТУ, 2009. 346 с.
7. **Повышение** долговечности деталей машин на базе функционально-ориентированных покрытий / А.Н. Михайлов и др. // Научно-технические технологии в машиностроении. 2015. № 7. С. 30—39.
8. **Патент 2718877.** Российская Федерация. С23С 14/04. Способ нанесения функционально-ориентированного износостойкого покрытия на лопатку газотурбинного двигателя / А.Н. Михайлов и др. Заявка № 2018107164 от 26.02.2018. Бюл. № 11. 15.04.2020. 7 с.
9. **Некоторые особенности** формирования функционально-ориентированных свойств структуры газотурбинного двигателя и связей параметров технологических процессов / Д.А. Михайлов и др. // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. Донецк: ДонНТУ. 2021. Вып. 3 (74). С. 50—64.
10. **Михайлов Д.А.** Общая методология синтеза комплексного многосвязного технологического процесса обеспечения функционально-ориентированных свойств газотурбинного двигателя // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. Донецк: ДонНТУ. 2021. Вып. 1 (72). С. 40—57.



Н.Ф. Стручков, канд. техн. наук, **Д.И. Лебедев**, канд. техн. наук,
К.Н. Большев, канд. техн. наук, **Г.Г. Винокуров**, канд. техн. наук
(Институт физико-технических проблем Севера имени В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск)
E-mail: struchkov_n@rambler.ru

Испытания на износ модифицированных порошковых покрытий при низких климатических температурах внешней среды

Приведены результаты сравнительных испытаний на износ при трении скольжения модифицированных порошковых покрытий с металлическими контртелами при комнатной и низких климатических температурах. Для этого разработан и изготовлен специальный стенд для проведения испытаний на износ порошковых покрытий в условиях низких температур внешней среды. Выполнены измерения температуры пар трения "порошковое покрытие—металлическое контртело" и профилей поверхности трения покрытий и контртел.

Ключевые слова: порошковое покрытие, контртело, износ, температура трения, низкие климатические температуры, профили.

The results of comparative wear tests for sliding friction of modified powder coatings with metal counterbodies at room and low climatic temperatures are presented. For this, a special stand has been developed and manufactured for testing the wear of powder coatings in conditions of low climatic ambient temperatures. The temperature of the friction pairs "powder coating — metal counterbody" and the profiles of the friction surface of coatings and counterbodies were measured.

Keywords: powder coating, counterbody, wear, friction temperature, low climatic temperatures, profiles.

Введение

Постановка и решение фундаментальных задач трибологии направлены на создание научных основ обеспечения работоспособности, высокой производительности и надежности техники. Вследствие интенсивного износа узлов трения машин и механизмов большое внимание и значительные средства в современной промышленности направляются на изготовление запасных частей, ремонт и восстановление изношенных деталей. Как показывают фундаментальные трибологические исследования, повышенный расход топлива и низкие показатели эффективности техники обусловлены, в основном, потерями на трение ее деталей и узлов [1].

Особенно актуальны проблемы трибологии для обеспечения работоспособности и надежности техники, эксплуатирующейся в экстремальных климатических условиях. Постоянный запуск техники в условиях низких температур Крайнего Севера приводит к преждевременному износу деталей узлов трения. Дело в том, что низкая температура на начальной стадии трения обуславливает повторные термические расширения уже приработанных сопряженных деталей с изменением их

геометрических размеров. Повышение вязкости масел и смазок при низких климатических температурах также существенно снижает износостойкость деталей узлов трения. Таким образом, как показывает практика, в природно-климатических условиях Крайнего Севера производительность техники на открытых работах зимой снижена почти в 2 раза, наработка на отказ сокращается в 2—3 раза, фактический срок службы уменьшается в 2,5—3,5 раза; этим обусловлены ежегодные существенные убытки предприятий [2—4].

В настоящее время одним из перспективных направлений обеспечения работоспособности техники в условиях Крайнего Севера является восстановление изношенных деталей узлов трения в ремонтном производстве. Для этого широко используются апробированные технологии газотермического напыления износостойких порошковых покрытий (плазменное и газопламенное напыление, электродуговая металлизация и наплавка порошковых проволок и др.) [5—9]. Как известно, состав, структура и свойства порошковых покрытий определяют износостойкость восстановленной и упрочненной поверхности деталей узлов трения. Поэтому следует установить, как низкие климатические температуры влияют

на процессы изнашивания узлов с порошковым покрытием. В частности, актуальными задачами являются исследование изменения температуры контактных поверхностей на холоде и испытания на износ пары трения "покрытие — металлическое контртело" в условиях низких климатических температур внешней среды.

Цели работы — выявить закономерности установления рабочей температуры узла трения и исследовать процессы изнашивания модифицированных порошковых покрытий в условиях низких температур внешней среды.

Создание стенда для испытаний на износ при низких климатических температурах

Уровень износостойкости покрытия зависит от состава, структуры и свойств порошкового материала, технологических режимов получения материала и условий трения [5—9]. Поэтому актуально исследование триботехнических свойств износостойких порошковых покрытий, а также технических смазочных материалов при трении скольжения в условиях низких климатических температур районов Крайнего Севера.

Для данного направления исследований разработан и изготовлен стенд для испытаний на износ порошковых покрытий в условиях низких климатических температур внешней среды, проведения профилометрических и теплофизических измерений контактных поверхностей трения. Экспериментальный стенд изготовлен на основе машины трения СМЦ-2 с теплоизолированной камерой типа "обратный балкон"; обеспечение температуры наружного воздуха предусмотрено открытием окна при низких температурах в зимний период г. Якутска (рис. 1). При этом в рабочей части машины трения СМЦ-2, которая находится в холо-

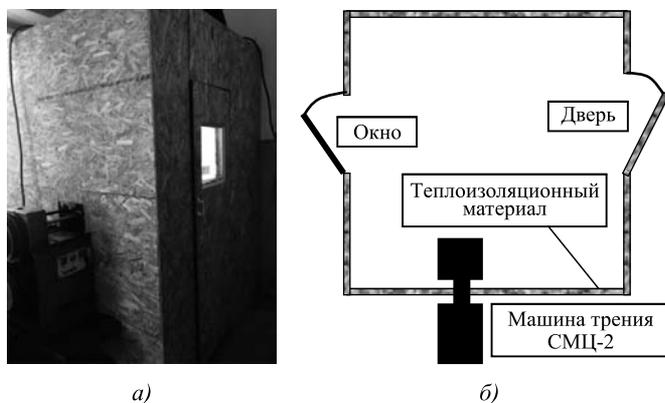


Рис. 1. Низкотемпературный стенд на основе машины трения СМЦ-2:

a — общий вид; *б* — схема теплоизоляции

де, возможно проведение испытаний на износ и теплофизических измерений поверхности порошковых покрытий.

Для создания низкотемпературной камеры сначала изготовили каркас из деревянных брусков размером 100 × 100 см (длина и ширина), который придает устойчивость всей конструкции (рис. 1, *a*). Далее деревянный каркас обшили ориентированно-стружечной плитой толщиной 11 мм. Данный материал использовали как основание для крепления теплоизоляционных слоев стенда. Затем низкотемпературную камеру полностью покрыли четырьмя слоями современных строительных теплоизоляционных материалов (рис. 1, *б*):

- в первом слое теплоизоляции использовали ветровлагозащитную пленку, которая не позволяет конденсату проникать извне в конструкцию и обеспечивает выветривание влаги;

- в качестве второго слоя был использован утеплитель на основе минеральной ваты толщиной 100 мм, который отличается высоким уровнем теплозащиты;

- в третьем слое теплоизоляции для защиты утеплителя от конденсата также использовали ветровлагозащитную пленку;

- в качестве четвертого слоя использовали материал на основе вспененного полиэтилена, покрытого алюминиевой фольгой, который отличается эффективной паро- и теплоизоляцией (см. рис. 1).

Материалы и методика экспериментальных исследований

На созданном низкотемпературном стенде проведены триботехнические и теплофизические исследования изнашивания износостойких покрытий из порошковой проволоки с тугоплавкими модифицирующими добавками, нанесенных при различных режимах электродуговой металлизации. Также исследованы процессы изнашивания износостойких покрытий с ультрадисперсными модифицирующими добавками. Данные модифицированные порошковые покрытия разработаны Институтом физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН (ИФТПС СО РАН) [10—12]. Для модифицирования износостойких покрытий использовали порошок корунда Al_2O_3 и ультрадисперсные порошки шпинелей $CoAl_2O_4$ и $CuAl_2O_4$, получаемые методом плазмохимического синтеза (порошки шпинелей производства Латвии, средний размер частиц ~ 100 нм).

Порошковая проволока с модифицирующими тугоплавкими добавками состоит из стальной оболочки с шихтой из смеси порошков феррохрома и корунда; элементный состав, % мас.: углерод

~ 0,47...0,51; хром ~ 2...4; оксид алюминия ~ 10...15; остальное — железо [10]. Диаметр порошковой проволоки 2,0 мм; технологический коэффициент заполнения 0,35...0,40. Износостойкие покрытия с добавками корунда Al_2O_3 нанесены на установке электродуговой металлизации ЭДУ-500 (ООО "Вега-1", г. Комсомольск-на-Амуре) при следующих технологических режимах: ток $I = 280...300$ А, дистанция напыления $L = 130$ мм, напряжение дуги $U = 30, 35$ и 40 В.

Выбор ультрадисперсных шпинелей $CoAl_2O_4$ и $CuAl_2O_4$ для модифицирования покрытий был обоснован тем, что они почти не активируются в контакте при трении и повышение износостойкости происходит как за счет модифицирования структуры, так и вследствие образования упрочняющих фаз. Основу порошкового материала покрытий с ультрадисперсными модифицирующими добавками составляет промышленный самофлюсующийся порошок ПР-Н70ХТ7С4Р4 системы Ni—Cr—Si—В [11, 12].

Для испытаний на износ порошковые покрытия были нанесены на поверхность цилиндрических образцов-дисков диаметром 50 и толщиной 10 мм. На основе анализа методик испытаний на износ была выбрана схема трения "диск—колодка" (рис. 2). По данной схеме трения одному циклу машины трения СМЦ-2 соответствует путь трения, равный $1,96 \cdot 10^{-2}$ м. По требуемым размерам были изготовлены контртела—колодки из обычной и закаленной стали марки ШХ15. Твердость контртел из стали ШХ15 составляет 42...45 HRC; твердость контртел из закаленной стали ШХ15 — 62...64 HRC.

Испытания на износ проведены на машине трения СМЦ-2 низкотемпературного стенда при следующих режимах: нагрузка 147 Н, частота вра-

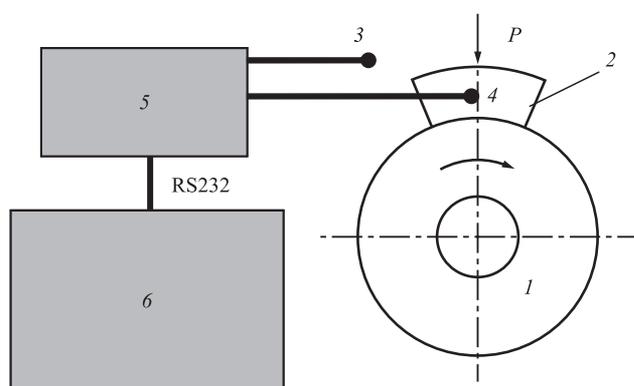


Рис. 2. Схема испытаний на износ "диск—колодка" и теплофизические измерения узла трения:

1 — образец-диск с покрытием; 2 — контртело-колодка; 3 и 4 — термопары; 5 — преобразователь сигналов Теркон; 6 — компьютер

щения вала 4 с^{-1} , трение сухое. Массовый износ измеряли взвешиванием образцов-дисков с покрытиями и контртел-колодок на электронных весах Vibra и "ПетВес" с точностью до $\pm 0,001$ г. Измерения массового износа покрытий и контртел на низкотемпературном стенде проводили через 3600 циклов машины трения.

В работе изучена микрогеометрия поверхностей в узлах трения "модифицированное покрытие — стальное контртело". Профили контактных поверхностей модифицированных покрытий и стальных контртел исследовали профилометром SJ-201P и на стереоскопическом микроскопе Stemi 2000C. Измерения профилей порошковых покрытий проводили на четырех маркированных противоположных участках образца, затем полученные результаты усредняли по всей поверхности трения. При испытаниях на износ на низкотемпературном стенде измерены параметры шероховатости Ra , Rq и Rz . По известным формулам трибологии определены автокорреляционные функции профилей поверхностей трения. Обработку данных профилометрии проводили в электронных таблицах Excel с использованием программы на языке Visual Basic.

Для определения температуры узла трения при низких климатических температурах внешней среды применяли кабельные термоэлектрические преобразователи производства ПК "Тесей" типа КТХА (см. рис. 2). Для компенсации температуры холодного спая использовали платиновый термометр сопротивления ТСП-100. Термопара 3 установлена в несквозное отверстие контртела-колодки 1, просверленное до половины толщины образца; термопара 4 предназначена для измерения температуры внешней среды. Для преобразования и обработки сигналов термопар использовали прецизионный преобразователь сигналов 5 "Теркон". Регистрацию данных осуществляли с помощью компьютера 6 через интерфейс RS232 с периодом регистрации данных 2...3 с. Дальнейшую обработку данных производили в MS Excel.

Результаты теплофизических исследований и испытаний на износ на низкотемпературном стенде

Испытания на износ и теплофизические исследования на стенде были проведены в зимний период (декабрь—январь 2021 г., температура около -50 °С). Для сопоставления и анализа результатов испытания на износ были выполнены при одинаковых режимах трения и различных температурах внешней среды: комнатной ($+24$ °С) и низкой (от -3 до -45 °С). Таким образом, диапазон температур составил около 70 °С.

На рис. 3 представлены результаты исследования образцов с покрытием, содержащим ультрадисперсные модифицирующие добавки шпинели CoAl_2O_4 0,2 % мас., взаимодействующим с контртелом из закаленной стали ШХ15; продолжительность трения составила 20 мин.

На графиках показано изменение температуры узла трения в течение большого интервала вре-

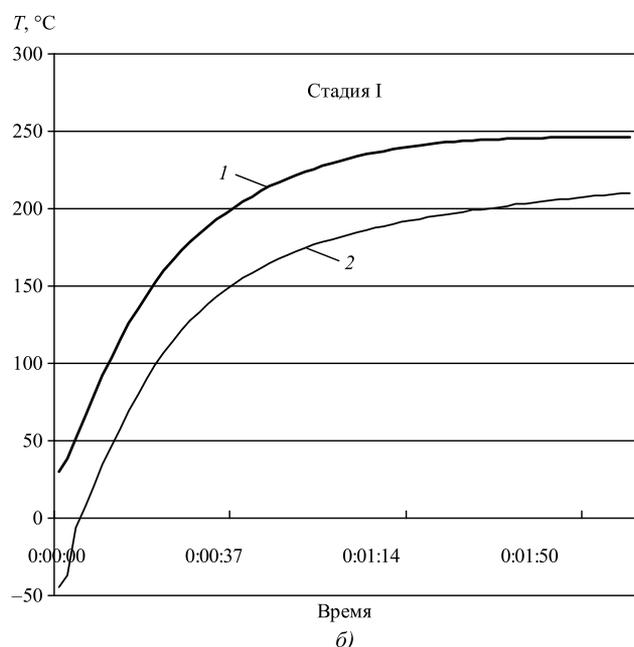
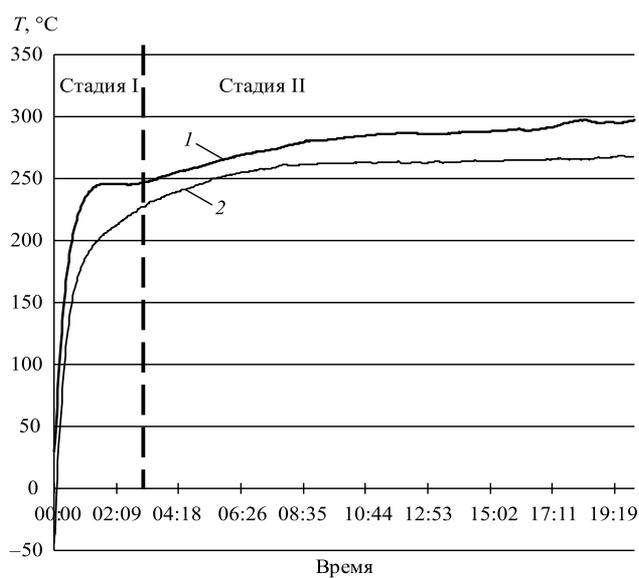


Рис. 3. Изменение температуры узла трения во времени (а) и в начальной стадии I испытаний (б) при температуре окружающей среды:

1 — +24 °C; 2 — -43 °C; покрытие с ультрадисперсными модифицирующими добавками шпинели CoAl_2O_4 0,2 % мас., контртело из закаленной стали ШХ15; продолжительность трения скольжения 20 мин

мени и в начальной стадии испытаний в широком диапазоне температур. Как видно из графиков рис. 3, а, при обоих температурных режимах (+24 и -43 °C) изменение температуры узла трения состоит из двух качественно различных стадий I и II. В начальной стадии I (до ≈ 2 мин) наблюдается интенсивное повышение температуры узла трения до $\approx 220...250$ °C.

Причем повышение температуры узла трения в начальной стадии I происходит практически параллельно с разницей температур примерно в 50 °C (рис. 3, б). Интенсивное повышение температуры в начальной стадии I изнашивания обусловлено ее преобладающим фактором — работой сил трения, которые быстро нагревают узел трения.

Далее, начиная примерно со 2-й минуты, наступает стадия II: рост температуры узла трения резко снижается, наблюдается ее более равномерное медленное повышение. При этом сохраняется разница температур в 20...30 °C, измеренных при комнатной (+24 °C) и при отрицательной температурах (-43 °C) (рис. 3, а). Как известно, при трении скольжения происходит изменение фактической площади контакта, которая к началу режима установившегося изнашивания увеличивается и стабилизируется. Отсутствие заметных колебаний температуры узла трения на рис. 3, а, видимо, свидетельствует о быстрой стабилизации фактической площади контакта.

В дальнейшем температуры узла трения при температурах +24 и -43 °C монотонно возрастают и к 20-й минуте постепенно стабилизируются на уровне +300 и +270 °C соответственно, также без существенных колебаний (рис. 3, а).

На рис. 4, а приведены данные массового износа покрытия с модифицирующими добавками Al_2O_3 и контртела из стали ШХ15 при комнатной температуре (+24 °C) и при отрицательной (-45 °C). Как видно из графиков, при температуре -45 °C массовый износ покрытия практически в 2 раза выше, чем при комнатной температуре; а массовый износ контртела из стали ШХ15 возрастает незначительно — примерно на 12 % (рис. 4, а).

На рис. 4, б представлены характерные профили поверхности трения покрытия с модифицирующими добавками Al_2O_3 при комнатной температуре (+24 °C) и при отрицательной (-45 °C). Как видно из графиков, профили покрытия для обоих температурных режимов имеют практически одинаковый характер, заметных отличий не наблюдается.

Аналогичными профилометрическими измерениями установлено, что у контртела из стали ШХ15 наблюдается больший размах профиля при отрицательной температуре (рис. 4, в). Таким образом,

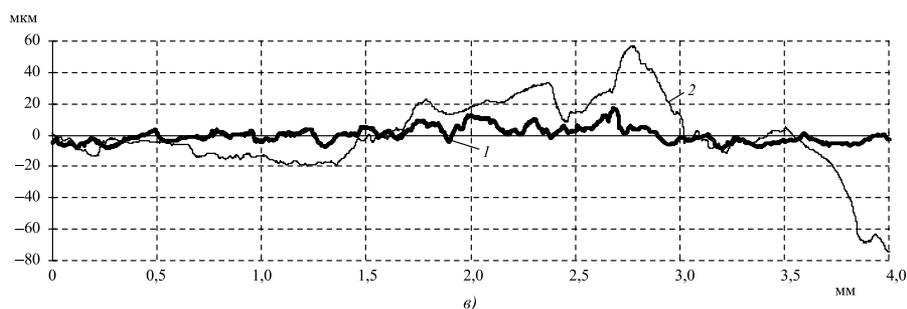
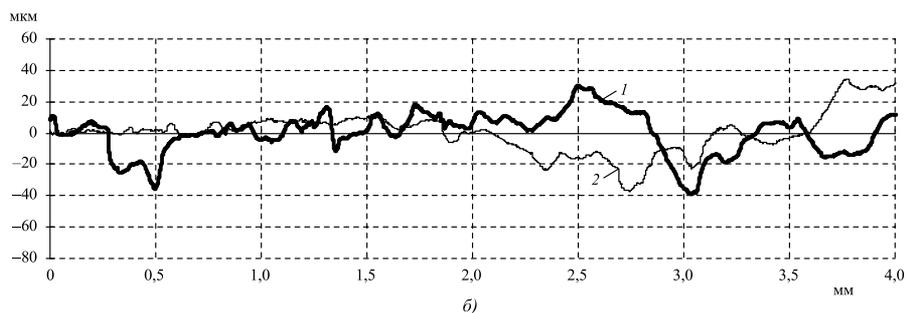
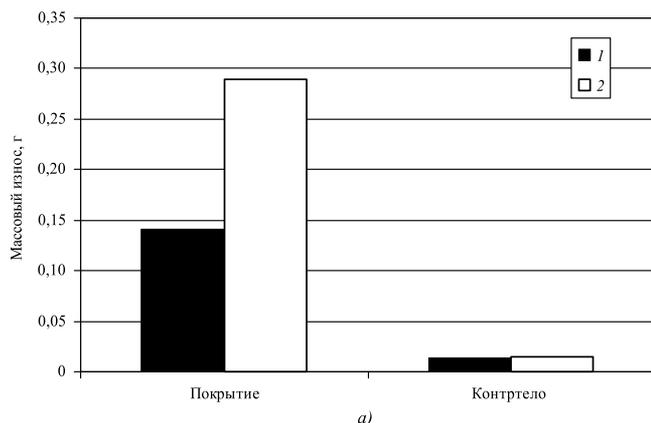


Рис. 4. Массовый износ узла трения (а) и профили поверхностей трения покрытия (б) и контртела (в) при температуре окружающей среды: 1 — +24 °С; 2 — -45 °С; покрытие с модифицирующими добавками Al_2O_3 , контртело из стали ШХ15; продолжительность трения скольжения 15 мин

изменение микрогеометрии поверхности трения контртела показывает большую чувствительность процессов трения контртела — колодки из стали ШХ15 к снижению температуры окружающей среды.

Как показывают многочисленные исследования, влияние температуры внешней среды на процессы трения скольжения неоднозначно отражается на значениях коэффициента трения и массового износа контактных поверхностей материалов узла трения [13—16]. В данной работе также установлено, что для покрытия с модифицирующими добавками шпинели $CoAl_2O_4$ массовый износ при комнатной температуре значительно (примерно на порядок) больше, чем при трении скольжения в условиях низкой климатической температуры окружающей среды.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ишлинский А.Ю., Белый В.А. Развитие науки о трении и износе в СССР // Трение и износ. 1980. Т. 1. № 1. С. 7—12.
2. Исследование триботехнических систем в условиях холодного климата. Сборник научных трудов. Якутск: изд. ЯФ СО АН СССР, 1990. 120 с.
3. Черский И.Н. О критериях работоспособности и прогнозирования долговечности металлополимерных узлов трения // Трение и износ. 1980. Т. 1. № 6. С. 1021—1026.
4. Ларионов В.П., Ковальчук В.А. Хладостойкость и износ деталей машин и сварных соединений. Новосибирск: Наука, 1976. 206 с.
5. Нанесение покрытий плазмой / В.В. Кудинов и др. М.: Наука. 1990. 408 с.
6. Методы исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский и др. М.: Мир, 2004. 384 с.
7. Бороненков В.Н., Коробов Ю.С. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: изд-во Уральского университета, 2012. 268 с.
8. Архипов В.Е. Газодинамическое напыление. Структура и свойства покрытий. М.: Издательство Красанд. 2017. 239 с.
9. Исследование качества металла, наплавленного порошковыми проволоками системы Fe—C—Si—Mn—Cr—Ni—Mo / А.А. Усольцев и др. // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2018. № 1 (23). С. 4—9.
10. Пат. 2048273 РФ. Порошковая проволока для получения покрытий / Н.П. Болотина и др. Опубл. 20.11.1995.
11. Пат. 2040570 РФ. Порошковый материал для газотермического напыления / Н.П. Болотина и др. Опубл. 25.07.1995.
12. Пат. 2042728 РФ. Порошковый материал для газотермического напыления / Н.П. Болотина и др. Опубл. 27.08.1995.
13. Крагельский И.В., Щедров В.С. Развитие науки о трении. Сухое трение. М.: изд-во АН СССР. 1956. 236 с.
14. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение. 1977. 526 с.
15. Справочник по триботехнике / под ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение. 1989. Т. 1. 400 с.
16. Анализ факторов, определяющих интенсивность износа двигателя при низких температурах / С.С. Пернебеков и др. // Молодой ученый. 2017. № 1 (135). С. 76—77.

¹Н.М. Суслов, д-р техн. наук, ²Д.Н. Суслов, д-р техн. наук,
¹С.А. Чернухин, ¹И.Ю. Иванов, канд. техн. наук
 (¹Уральский государственный горный университет, Екатеринбург,
²АО "Завод № 9", г. Екатеринбург)
 E-mail: stas_chernuhin@mail.ru

Разработка математической модели трехопорного шагающего механизма со скользящими опорами

Представлены результаты аналитического исследования механизмов шагания экскаваторов-драглайнов. Рассмотрены достоинства и недостатки механизма шагания с гидравлическим приводом. Предложены конструктивные изменения в виде установки скользящих опор и горизонтального расположения тяговых гидроцилиндров на опорных башмаках. Приведена методика расчета сил, действующих на скользящие опоры, позволяющая определить требования к физико-механическим свойствам материала скользящих опор, в том числе к твердости и износостойкости их рабочих поверхностей. Показаны примеры использования математической модели трехопорного механизма шагания со скользящими опорами, созданной в программной среде MATLAB Simulink.

Ключевые слова: гидропривод, MATLAB Simulink драглайн, трехопорный механизм шагания, дифференциальные уравнения в форме Коши, моделирование, твердость материала.

The results of an analytical study of the walking mechanisms of dragline excavators are presented. The advantages and disadvantages of the hydraulically driven walking mechanism are considered. Constructive changes are proposed in the form of installation of sliding supports and horizontal arrangement of traction hydraulic cylinders on support shoes. A method for calculating the forces acting on sliding bearings is presented, which makes it possible to determine the requirements for the physical and mechanical properties of the sliding bearings material, including the hardness and wear resistance of their working surfaces. Examples of using the mathematical model of a three-bearing walking mechanism with sliding supports, created in the MATLAB Simulink software environment, are shown.

Keywords: hydraulic drive, MATLAB Simulink dragline, three-bearing walking mechanism, differential equations in Cauchy form, simulation, material hardness.

Введение

Правительством Российской Федерации намечен курс на увеличение объемов добычи сырья [1]. Наиболее распространенным способом разработки месторождений является открытый способ, поскольку он обладает рядом преимуществ: низкие финансовые затраты, высокая производительность, отсутствие ограничения габаритных размеров машин, занятых при ведении горных работ.

Основным этапом разработки карьеров является ведение вскрышных работ. Ввиду отсутствия ограничения по габаритным размерам для машин, задействованных на карьерах, предоставляется возможность использования мощных экскаваторов-драглайнов. Такие машины, в свою очередь, являются распространенной единицей на карьерах многих стран [2]. Например, в Соединенных Штатах Америки на 45 карьерах штатов Монтана, Вайоминг и Северная Дакота на сегодня эксплуатируются 32 экскаватора-драглайна с объемом ковша 100 и более метров кубических [3]. На территории нашей страны на сегодня насчитывается более 350 драглайнов ЭШ-10.70А и более 70 драглайнов ЭШ-11.70 [4].

Применение мощных шагающих экскаваторов-драглайнов вызвано их большой технологической гибкостью и способностью эффективного перемещения пород. К достоинствам также относится самоходность машин, которая обеспечивается механизмом шагания. На рис. 1 представлен трехопорный шагающий механизм [5], получивший наибольшее распространение благодаря простоте конструкции, высокой маневренности и эффективности. Применение именно такого механизма для

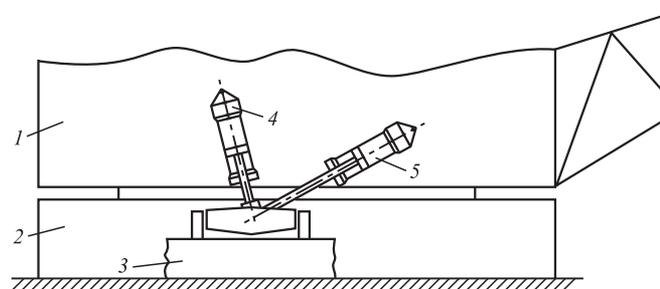


Рис. 1. Трехопорный механизм шагания экскаватора-драглайна с гидравлическим приводом:

1 — корпус экскаватора; 2 — база; 3 — опорный башмак; 4 — подъемный гидроцилиндр; 5 — тяговый гидроцилиндр

перемещения связано с огромными массами машин и низкими несущими способностями грунтов, преобладающих в карьерах. Благодаря большим площадям опорных поверхностей, а именно базы и опорных башмаков, достигается низкое удельное давление на грунт, что позволяет экскаватору-драглайну перемещаться по таким грунтам. В общем случае приводом для осуществления шага механизма хода может служить как механика (принцип эксцентрика), так и гидравлическая система. Однако на практике приоритет отдается гидравлическому приводу, так как он позволяет обеспечить плавность хода, что исключает ударную нагрузку на металлоконструкции, а также предоставляет возможность регулировать длину шага, что не менее важно при движении по карьерным грунтам.

Работа по перемещению драглайна, оснащенного трехопорным шагающим механизмом с гидравлическим приводом, осуществляется за счет двух подъемных и двух тяговых гидроцилиндров. Функция подъемных цилиндров — подъем передней кромки базы за счет опускания опорных башмаков на грунт и передачи на них части массы машины. Тяговые гидроцилиндры выполняют выброс опорных башмаков в направлении движения и непосредственное перемещение машины [6, 7].

Описанный механизм шагания был представлен Т.Е. Исаевым и Б.И. Сатовским [5] в 1949 г. и с тех пор не претерпел существенных конструктивных изменений. Однако он имеет значительные недостатки: необходимость подъема передней кромки базы драглайна на большую высоту для обеспечения шага, пригрузке задней кромки базы при перемещении тяговыми гидроцилиндрами и нагребание так называемой призмы волочения под базой. Описанные недостатки приводят к значительным энергозатратам и возможности возникновения аварийных ситуаций. Исключить эти недостатки позволяет трехопорный механизм шагания со скользящими опорами [8], схематично изображенный на рис. 2. Установка скользящих опор на опорных башмаках позволяет разместить тяговые гидроцилиндры горизонтально. Причем, будучи размещенными на опорных башмаках с противоположной движению машины стороне, тяговые гидроцилиндры обеспечивают перемещение с минимальным отрывом передней кромки базы и в соответствии с заданной длиной шага машины. Кроме того, горизонтальное размещение тяговых гидроцилиндров позволяет избавиться от дополнительного пригружения задней кромки базы и нагребания грунта под ней.

В целях исключения возможных ошибок при конструировании нового типа механизма шагания необходимо разработать математическую модель его работы. На основе пакета графической среды

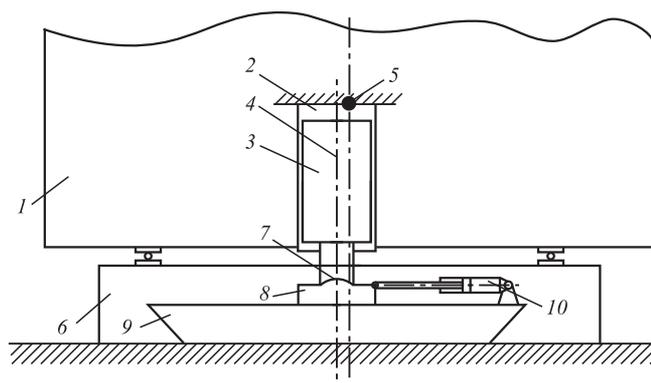


Рис. 2. Трехопорный механизм шагания со скользящими опорами:

1 — корпус машины; 2 — подъемный гидроцилиндр; 3 — плунжер подъемного гидроцилиндра; 4 — ось подъемного гидроцилиндра; 5 — центр масс машины; 6 — база; 7 — шарнир; 8 — скользящая опора; 9 — опорный башмак; 10 — тяговый гидроцилиндр

моделирования и проектирования Simulink компьютерной программы MATLAB создана компьютерная модель гидравлической системы привода механизма шагания, которая поможет заменить физические модели гидросистемы виртуальными. Важной задачей при проектировании гидравлической системы является определение скорости движения машины и необходимой прочности металлоконструкции. Перед внедрением нового элемента в механизм шагания — скользящих опор, для исключения аварийных ситуаций необходимо определить требуемую прочность материала элемента. В момент осуществления шага до 90 % массы экскаватора драглайна приходится на скользящие опоры. Работа скользящих опор осуществляется по принципу гидростатических подшипников. В целях определения необходимого материала для изготовления скользящих опор требуется расчет несущей способности.

Расчет параметров несущей способности производится для условий наибольших нагрузок, возможных в процессе эксплуатации (расчетных нагрузок). При этом максимально возможная сила, приложенная к опорным частям или конструкции, не должна превышать минимальной несущей способности этих элементов:

$$N \leq \Phi, \quad (1)$$

где N — максимальная сила, зависящая от нагрузок и расчетной схемы;

Φ — минимальная несущая способность, зависящая от материала и геометрических параметров сечения.

Максимальная сила, приложенная к скользящей опоре при осуществлении подъема передней кромки базы драглайна, рассчитывается по формуле:

$$N = F_3 = (m - m_6 - m_{т.ц})gk_6,$$

где m — масса машины;

m_6 — масса опорных башмаков;

$m_{т.ц}$ — масса тягового гидроцилиндра;

g — ускорение силы тяжести;

k_6 — коэффициент, учитывающий, какая часть веса экскаватора передается на опорные башмаки при шагании; ввиду минимального расстояния от центра масс машины до точки крепления подъемных башмаков в механизме [8] $k_6 = 0,9$.

Масса опорных башмаков рассчитывается согласно формуле:

$$m_6 = 0,009m^{1,2}.$$

Масса тягового гидроцилиндра:

$$m_{т.ц} = k_1mp^{-1},$$

где k_1 — коэффициент пропорциональности, $k_1 = 0,18$, p — давление рабочей жидкости в гидроциindre.

Следовательно, формула (1) примет вид:

$$(m - 0,009m^{1,2} - k_1mp^{-1})gk_6 \leq \Phi. \quad (2)$$

На основании формулы (2) можно составить требования к прочности материала для изготовления скользящих опор механизма шагания экскаватора-драглайна и к износостойкости поверхностей, участвующих в скольжении.

При шагании машины часть времени тратится на совершение манипуляций опорными башмаками. Для изучения динамики этого движения написана математическая модель.

В механизме [8] подача опорных башмаков перед началом шага в направлении движения машины осуществляется при помощи тяговых гидроцилиндров. При подаче опорных башмаков в направлении движения тяговые цилиндры преодолевают силу трения, рассчитываемую по формуле:

$$F_{тр} = k(m_6 + m_{т.ц})g,$$

где k — коэффициент трения скольжения.

Если принять x как координату поршня, то производная от нее \dot{x} равна скорости поршня в гидроциindre, вторая производная \ddot{x} — ускорению, следовательно:

$$(m_6m_{т.ц})\ddot{x} = p_{ш}(S_{п} - S_{ш}) - F_{тр} - p_{п}S_{п} - F_{тр1} - F_{тр2}, \quad (3)$$

где \ddot{x} — ускорение движения штока тягового гидроцилиндра;

$p_{ш}$ — давление рабочей жидкости в штоковой полости;

$S_{п}$, $S_{ш}$ — площади поперечного сечения поршневой полости и штока тягового гидроцилиндра соответственно;

$p_{п}$ — давление рабочей жидкости в поршневой полости;

$F_{тр1}$ — сила трения между поршнем и стенками гидроцилиндра;

$F_{тр2}$ — сила трения между уплотнителями и штоком.

Давление рабочей жидкости в поршневой полости зависит от геометрических параметров сливной магистрали, скорости движения жидкости в ней и местных сопротивлений:

$$p_{п} = \lambda_{сл} \frac{L_{сл}}{d_{сл}} \rho \frac{v_{сл}^2}{2} + \sum \varepsilon \frac{v_{сл}^2}{2} \rho,$$

где $L_{сл}$ — длина сливной магистрали;

$v_{сл}$ — скорость течения жидкости в сливной магистрали;

$d_{сл}$ — диаметр сливной магистрали;

$\lambda_{сл}$ — коэффициент гидравлического сопротивления в сливной магистрали;

ρ — плотность рабочей жидкости;

ε — коэффициент местных сопротивлений.

Давление жидкости в штоковой полости равно давлению, создаваемому насосом $p_{н}$, с учетом потерь напора по длине $p_{дл}$ трубопровода и местных сопротивлений $p_{м.с}$:

$$p_{ш} = p_{н} - p_{дл} - \sum p_{м.с}.$$

Потери по длине определяются как

$$p_{дл} = \lambda_{н} \frac{L_{н}}{d_{н}} \rho \frac{v_{н}^2}{2},$$

где $v_{н}$ — скорость жидкости в напорной магистрали; $L_{н}$ и $d_{н}$ — длина и диаметр напорной магистрали соответственно;

ρ — плотность рабочей жидкости;

$\lambda_{н}$ — коэффициента гидравлического сопротивления в напорной магистрали.

Потери на местные сопротивления в напорной магистрали определяются:

$$p_{м.с} = n_{м.с} \varepsilon \frac{v_{н}^2}{2} \rho,$$

где $n_{м.с}$ — число элементов, создающих местные сопротивления;

ε — коэффициент местного сопротивления.

Для нахождения соотношения скоростей движения жидкости в напорной магистрали и поршня тягового гидроцилиндра запишем:

$$v_{н} \Delta t S_{тр} = (S_{п} - S_{ш}) v_p \Delta t, \quad (4)$$

где Δt — отрезок времени, за который поршень проходит необходимое расстояние;

$S_{тр}$ — площадь поперечного сечения трубопровода;

v_p — скорость движения поршня.

Соотношение скорости вытеснения жидкости из поршневой полости через сливную магистраль и скорости движения поршня:

$$v_{\text{сл}} \Delta t S_{\text{тр}} = S_{\text{п}} v_p \Delta t, \quad (5)$$

где Δt — отрезок времени, за который поршень проходит расстояние;

$v_{\text{сл}}$ — скорость течения жидкости в сливной магистрали.

Из уравнения (4) выразим скорость жидкости в напорной магистрали:

$$v_{\text{н}} = v_p \frac{S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}}{S_{\text{тр}}}. \quad (6)$$

Выразив скорость течения жидкости в напорной магистрали через скорость движения поршня, из уравнения (6) получим:

$$v_{\text{н}} = \dot{x} \frac{S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}}{S_{\text{тр}}}, \quad (7)$$

где \dot{x} — производная от координаты положения поршня.

Из уравнения (5) выразим скорость движения жидкости в сливном трубопроводе:

$$v_{\text{сл}} = v_p \frac{S_{\text{п}}}{S_{\text{тр}}}. \quad (8)$$

Разделив (6) на (8), получим следующее соотношение скоростей:

$$\frac{v_{\text{н}}}{v_{\text{сл}}} = \frac{S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}}{S_{\text{п}}}, \quad (9)$$

откуда скорость движения жидкости в сливной магистрали:

$$v_{\text{сл}} = v_{\text{н}} \frac{S_{\text{п}}}{S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}}. \quad (10)$$

Скорость жидкости в сливной магистрали (10) запишем через скорость движения поршня, подставив формулу (7):

$$v_{\text{сл}} = \dot{x} \frac{S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}}{S_{\text{тр}}} \frac{S_{\text{п}}}{S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}} = \dot{x} \frac{S_{\text{п}}}{S_{\text{тр}}}.$$

Расход жидкости в штоковой полости равен:

$$Q_{\text{ш}} = \dot{x}(S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}).$$

Так как все известные программные системы решают только уравнения первого порядка (вид Коши), то введем переменную u , равную производной от координаты поршня тягового гидроцилиндра [9]:

$$u = \dot{x}.$$

Следовательно, выразив ускорение производной от u и подставив в (3), получим следующую зависимость:

$$\dot{u} = \frac{p_{\text{ш}}(S_{\text{п}} - S_{\text{ш}}) - F_{\text{тр}2} - F_{\text{тр}} - F_{\text{тр}1} - p_{\text{п}}S_{\text{п}}}{m_{\text{б}} + m_{\text{т.ц}}},$$

с начальными условиями: $x_0 = 0$; $u_0 = \dot{x}_0 = v_{p0} = 0$.

Для расчета необходимо определить коэффициент гидравлического трения, сопротивления между трущимися деталями гидроцилиндра и давление жидкости, создаваемое насосом.

Для нахождения коэффициента гидравлического сопротивления в напорной магистрали необходимо определить режим течения жидкости, зависящий от числа Рейнольдса:

$$\text{Re}_{\text{н}} = \frac{v_{\text{н}} d_{\text{г}}}{\mu},$$

где μ — кинематическая вязкость жидкости;

$d_{\text{г}}$ — гидравлический диаметр напорной магистрали.

При ламинарном режиме ($\text{Re}_{\text{н}} < 2300$) коэффициент гидравлического трения рассчитывается согласно формуле:

$$\lambda_{\text{н}} = \frac{64}{\text{Re}_{\text{н}}};$$

при нестабильном и турбулентном режимах ($\text{Re}_{\text{н}} \geq 2300$):

$$\lambda_{\text{н}} = \frac{0,3164}{\text{Re}_{\text{н}}^{0,25}}.$$

Аналогично выполняются расчеты для сливного трубопровода.

Сила трения между поршнем и стенкой гидроцилиндра рассчитывается по формуле [10]:

$$F_{\text{тр}1} = \delta_1 \pi b D_p (zk + p_{\text{ш}}),$$

где δ_1 — коэффициент трения скольжения между резиновым уплотнителем и металлом, $\delta_1 = 0,15$;

b — ширина кольца, $b = 0,005$;

z — число колец, $z = 4$;

k — давление кольца на стенки цилиндра, $k = 9000$ Па;

D_p — диаметр поршня.

Сила трения, возникающая между уплотнительными кольцами и штоком тягового гидроцилиндра, рассчитывается [10]:

$$F_{\text{тр}2} = \delta_1 \pi b D_{\text{ш}} (zk + p_{\text{ш}}),$$

где $D_{\text{ш}}$ — диаметр штока.

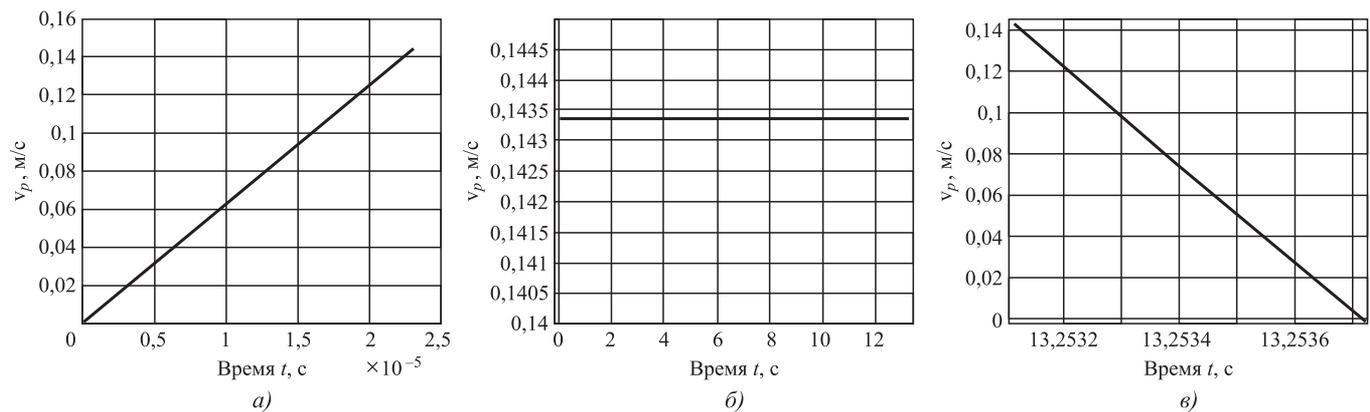


Рис. 3. Графики скорости движения поршня тягового гидроцилиндра: а — в режиме разгона; б — в установившемся движении; в — в режиме торможения

Для решения уравнений в математической среде MATLAB зададим следующие условия [9]:

$$p_{ш} = p_{рх1} - p_{дл}, \text{ если } Q_{ш} < Q_n;$$

$$p_{ш} = p_{ур}, \text{ если } Q_{ш} = Q_n;$$

$$p_{ш} = 0, \text{ если } Q_{ш} > Q_n,$$

где $Q_{ш}$ — расход жидкости в штоковой полости;
 Q_n — подача насоса;
 $p_{ур}$ — уравновешенное давление, создаваемое насосом и обеспечивающее движение опорных башмаков, рассчитывается по формуле

$$p_{ур} = \frac{F_{тр} - F_{тр2} - F_{тр1} - p_{п}S_{п}}{S_{п} - S_{ш}}.$$

По представленным расчетам в программе MATLAB была создана математическая модель. По результатам расчетов получены три графика, представленных на рис. 3, а–в: разгон поршня, установившееся движение и торможение поршня.

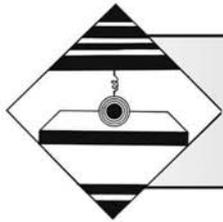
Выводы

При выборе материала для изготовления скользящих опор по критериям прочности и износостойкости необходимо руководствоваться приведенной методикой расчета максимальных нагрузок на скользящие опоры в момент подъема передней кромки базы драглайна.

Представленная математическая модель позволяет исследовать динамику механизма шагания со скользящей опорой, в частности выполнять расчеты скорости движения штоков тяговых гидроцилиндров при подаче опорных башмаков в направлении движения, что может быть использовано при проектировании трехопорного механизма шагания, а также при разработке систем автоматического управления параметрами гидравлической системы механизма шагания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Долгосрочная программа развития угольной промышленности России на период до 2030 года: утверждена Правительством РФ 24.01.2012.
2. Кантемиров В.Д., Титов Р.С., Яковлев А.М. Анализ эксплуатационных показателей горнодобывающего оборудования ведущих железорудных карьеров России // Известия высших учебных заведений. Горный журнал. 2019. № 2. С. 40–50. DOI: 10.21440/0536-1028-2019-2-40-50.
3. Зеньков И.В. Организация и экономика горного производства на угольных разрезах в странах Восточной Европы // Уголь. 2017. № 4 (1093).
4. Исследование открытых горных работ на угольных месторождениях в центральной части США по данным дистанционного зондирования / И.В. Зеньков и др. // Уголь. 2021. № 2. С. 53–57. DOI: 10.18796/0041-5790-2021-2-53-57.
5. А. с. 76031 SU. Двигатель для моторных повозок, преимущественно для экскаваторов / Т.Е. Исаев, Б.И. Сатовский. 379023; заявл. 24.05.1948; опубл. 1949.
6. Суслов Н.М., Чернухин С.А., Суслов Д.Н. Особенности гидравлического привода механизма шагания драглайнов // Горное оборудование и электромеханика. 2019. № 3 (143). С. 39–42.
7. Клементьева И.Н., Кузиев Д.А. Выемочно-погрузочный драглайн с ковшом инновационной конструкции // Горный информационно-аналитический бюллетень. 2019. № 7. С. 149–157. DOI: 10.25018/0236-1493-2019-07-0-149-157.
8. Пат. 2021104345. Российская Федерация. Ходовое оборудование шагающих машин / С.А. Чернухин, Н.М. Суслов, Д.Н. Суслов, В.С. Великанов. Опубл. 19.04.2021; бюл. № 11.
9. Vähä P.K., Skibniewski M.J. Dynamic Model of Excavator // Journal of Aerospace Engineering. 1993. Vol. 6. No. 2. P. 148–158.
10. Свешников А.Г. Станочные гидроприводы. М.: Машиностроение. 2004. 512 с.



Б.Я. Мокрицкий, д-р техн. наук
(Комсомольский-на-Амуре государственный университет),
Е.Б. Мокрицкая, канд. техн. наук
(Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток)
E-mail: boris@knastu.ru

Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 2*. Управление обработкой высокотвердой инструментальной стали X12M с наплавками

Показаны возможности обработки материалов твердостью до 65 HRC твердосплавными концевыми фрезами. Приведены примеры фрезерования закаленных инструментальных сталей и многослойных материалов на основе конструкционных сталей с наплавками повышенной твердости. Рассмотрены результаты использования различных типов и марок инструментов. Описан метод управления динамическими параметрами системы резки высокотвердых материалов на основе контролируемой акустической эмиссии.

Ключевые слова: фрезерование, инструментальные стали, концевые фрезы, твердые наплавки, период стойкости, режущий инструмент, оценка обработки по параметрам акустической эмиссии.

The possibilities of processing materials with hardness up to 65 HRC with carbide end mills are shown. Examples of milling hardened tool steels and sandwich-type materials based on structural steels with high-hardness surfacing are given. The results of the use various types and brands of tools are considered. A method for controlling the dynamic parameters of a cutting system for high-hardness materials based on controlled acoustic emission is described.

Keywords: milling, tool steels, end mills, hard surfacing, life, cutting tool, evaluation of processing by acoustic emission parameters.

Введение

Востребованность материалов, имеющих высокую твердость, возрастает [1–3]. В специфических условиях эксплуатации изделий к материалу, помимо высокой твердости, предъявляется ряд других требований, например высокая коррозионная стойкость. Механическая обработка лезвийным инструментом таких материалов затруднена.

Цель работы — выбор концевых твердосплавных фрез, пригодных для обработки специализированной коррозионно-стойкой нержавеющей высокотвердой (52 HRC) стали X12M.

*Часть I опубликована в журнале "Упрочняющие технологии и покрытия", № 9, 2021.

Полученные результаты и их обсуждение

В предшествующей публикации [1] приведен частный пример применения концевых фрез при обработке закаленной стали твердостью 52...60 HRC на трехкоординатном станке с ЧПУ модели DMG MORI DMU 50 ecoline. В данной статье задача обработки стали X12M рассматривается более широко с позиции повышения ее эффективности. На рисунке (см. обложку) показан процесс обработки заготовки: на инструментальную сталь (прямоугольный брусок) марки X12M (твердость 52 HRC) нанесено пять валков (твердость 65 HRC) методом наплавки порошковой специализированной проволокой ПП-АН167 по ТУ У28.7-21459243-021.2008 (существует также порошковая проволока с таким же названием, но

Таблица 1

Результаты измерения твердости на заготовке

Место измерения	Твердость HRC	Место измерения	Твердость HRC
Валок № 1	65	Между валками № 1 и № 2	54
Валок № 2	65	Между валками № 2 и № 3	54
Валок № 3	64	Между валками № 3 и № 4	53
Валок № 4	63	Между валками № 4 и № 5	53
Валок № 5	65	За валком № 5 в зоне цвета побежалости	51

Примечания: 1. Неполный валок обозначен номером 1 (см. рисунок). Последующие валки обозначены соответственно № 2—5.

2. Расстояние между валками варьировалось. В данном случае оно равно в среднем 4 мм, т.е. половине ширины вала. Высота валков примерно 4 мм. Сверху на поверхности валков видны углубления (насечки), они выполнены путем пластической деформации ударником сразу же после их наплавки. Твердость в углублениях соизмерима с твердостью на поверхности вала. В поперечном сечении вала твердость изменялась линейно от 65 до 52 HRC.

3. Для наплавки использовали сварочный аппарат модели WF23A.

Таблица 2

Сводная таблица результатов обработки концевыми фрезами стали X12M с наплавками

Сведения о фрезе	Параметры режима резания	Период стойкости фрезы до износа 0,5 мм, мин
Фреза концевая монолитная (обозначение на хвостовике фрезы: SGS T87429ATAA; на упаковке: 9FL CUTTER 16MM X 92MM 3CR TA), 9 зубьев, длина фрезы 92 мм, длина режущей части 30 мм, диаметр 16 мм, производство корейской фирмы Korloy	Скорость резания 50 м/мин, подача 0,03 мм/зуб, глубина резания 0,5 мм. С применением СОТС	12
	Скорость резания 100 м/мин, подача 0,05 мм/зуб, глубина резания 0,5 мм. С применением СОТС	9
	Скорость резания 200 м/мин, подача 0,05 мм/зуб, глубина резания 0,5 мм. С применением СОТС	4
Фреза концевая монолитная твердосплавная (обозначение M.A. Ford 135 00393 0017 135 10-030 180(60)-0.5r), 2 зуба, диаметр 10 мм	Скорость резания 50 м/мин. Подача 0,08 мм/зуб. Глубину резания изменяли от 0,5 мм до 1 мм. Без применения СОТС	10
Фреза концевая монолитная (обозначение на упаковке T73748QTA, обозначение на хвостовике Z16MCR), 10.0mm C/R 0.38-0.51 TIN-A (SGS), 2 зуба, диаметр 10 мм		8
Фреза концевая монолитная MS4RXP 100 072 005 d1 = 10 d2 = 10 h6 l1 = 72 l2 = = 22 R = 0,5 Alcrona Pro		6
Фреза сборная (модель 115021188 K5 BC, производство "Sandvik coromant", с механическим креплением винтом 5 штук круглых пластин марки KENNAMETAL RDPX 1003MOSHР KC725M INSERT SFOR D&M Oty:5 2263057 CHINA 113598658 F4TJ. Диаметр фрезерной головки 50 мм	Скорость резания 50 м/мин, 0,05 мм/зуб, глубина резания от 0,5 до 1,0 мм, ширина прохода фрезой 20...30 мм. С применением СОТС	16

изготовленная по другому ТУ У28.7-21459234-021.2008 и имеющая другие характеристики). Такое изделие в виде сэндвича обладает уникальными свойствами из-за градиента физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств [3, 4].

Отмечена стабильность твердости валков и промежутков между ними (табл. 1). Основные результаты, полученные после обработки материала концевыми фрезами, приведены в табл. 2.

Анализ данных, приведенных в табл. 2, позволяет сделать следующие выводы:

1. Наиболее работоспособной (16 мин) по периоду стойкости до достижения износа 0,5 мм оказалась фреза сборная производства Sandvik coromant, с пятью круглыми пластинами марки KENAMETAL RDPX 1003MOSHPC KC725M. Вероятно, это объясняется большим числом (пять) режущих зубьев круглой формы (площадка износа пластин позволяла 3–4 раза проворачивать их вокруг своей оси для последующей эксплуатации).

2. Несколько ниже (12 мин) работоспособность фрезы концевой монолитной SGS T87429ATAA фирмы Korloy. Во многом это объясняется тем, что фреза имеет девять зубьев и относительно большой диаметр (16 мм).

3. Остальные фрезы показали значительно меньшую (6...10 мин) работоспособность.

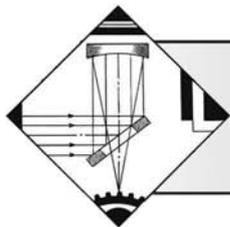
4. Форсирование скорости резания (с 50 до 200 м/мин) показало резкое падение работоспособности концевой монолитной фрезы SGS T87429ATAA фирмы Korloy.

Заключение

Показана возможность обработки концевыми твердосплавными фрезами инструментальной коррозионно-стойкой стали марки X12M, имеющей высокую (52 HRC) твердость с нанесенными на нее наплавками материала, имеющего еще более высокую твердость (65 HRC). Из рассмотренных примеров применения концевых фрез наиболее рациональными по периоду стойкости оказались фрезы, имеющие большое число режущих зубьев, а именно фреза сборная с пятью круглыми пластинами и монолитная фреза с девятью зубьями. Их периоды стойкости (16 и 12 мин соответственно) приемлемы для машиностроительных предприятий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мокрицкий Б.Я., Мокрицкая Е.Б. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 1. Обработка материалов, упрочненных статико-импульсным нагружением // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. № 9. С. 405–407.
2. Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. Классификация способов поверхностного динамического упрочнения // Информационные и социально-экономические аспекты создания современных технологий. Межвуз. сб. научн. тр. Набережные Челны, КПИ. 1997. С. 22–27.
3. Киричек А.В., Лазуткин А.Г., Соловьев Д.Л. Статико-импульсная обработка и оснастка для ее реализации // СТИН. 1999. № 6. С. 20–24.
4. Bryansky A.A., Bashkov O.V., Bashkov I.O., Solovlev D.B. PCM Bearing Capacity Prediction Criteria Development Based on Registered AE Parameters IOP Conference Series: Earth and Environmental Science 459(6), 062104. DOI: 10.1088/1755-1315/459/6/062104.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.785

DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-10-455-460

В.Е. Архипов, канд. техн. наук, **Г.В. Москвитин**, д-р техн. наук, проф., **М.С. Пугачев**
(Институт машиноведения имени А.А. Благонравова РАН, г. Москва)
E-mail: gvmoskvitin@yandex.ru

Влияние технологических параметров газодинамического напыления на формирование покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и корунда

Приведены результаты исследования влияния температуры напыления и коэффициента перекрытия на формирование структуры покрытия на основе смеси частиц Cu , Zn и Al_2O_3 , нанесенного методом холодного газодинамического напыления. Методами рентгеноструктурного анализа показано уменьшение размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) с 200 до 90 нм для меди и до 64 нм для цинка при использовании коэффициента перекрытия 55 % и более значительного (до 22 нм) при перекрытии 64 %. Размеры ОКР соединений электронного типа CuZn_3 (ϵ -фаза) и Cu_5Zn_8 (γ -фаза) достаточно близки к размеру ОКР цинка. Микродеформация меди снижается с 187 до 119 % при повышении температуры напыления и не зависит от коэффициента перекрытия. Для электронного соединения ϵ -фазы значение микродеформации возрастает, а γ -фаза снижается в 2 раза (с 0,31 до 0,17 %). Массовая доля оксида алюминия (корунда) снижается с 5,4 до 2,2 % при повышении температуры напыления. Использование максимальной температуры напыления 450 °C сопровождается формированием оксида цинка, массовая доля которого составляет 4,3 % при перекрытии 64 %.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, покрытие, структура, фазы, микродеформации, области когерентного рассеяния (ОКР).

The results of a study of the effect of the spraying temperature and the overlap coefficient on the formation of the coating structure based on a mixture of Cu , Zn and Al_2O_3 particles applied by cold gas-dynamic spraying are presented. X-ray diffraction analysis has shown a decrease in the size of coherent scattering regions (CSR) from 200 nm to 90 nm for copper and to 64 nm for zinc when using an overlap coefficient of 55 % and more significant (up to 22 nm) with an overlap of 64 %. The CSR sizes of electronic type compounds CuZn_3 (ϵ -phase) and Cu_5Zn_8 (γ -phase) are quite close to the CSR size of zinc. The microdeformation of copper decreases from 187 to 119 % with an increase in the deposition temperature and does not depend on the overlap coefficient. For the electronic compound of the ϵ -phase, the microstrain value increases, and the γ -phase decreases by 2 times (from 0.31 to 0.17 %). The mass fraction of aluminum oxide (corundum) decreases from 5.4 to 2.2 % with an increase in the spraying temperature. The use of the maximum spraying temperature of 450 °C is accompanied by the formation of zinc oxide, the mass fraction of which is 4.3 % with 64 % overlap.

Keywords: gas-dynamic spraying, coating, structure, phases, microstrains, coherent scattering regions (CSR).

Введение

При газодинамическом напылении покрытия на подложку из стали с использованием механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда), несмотря на незначительное время процесса и достаточно низкие температуры потока воздуха (270...450 °C), происходит диффузия с формированием соединений электронного типа.

Рентгеноструктурным фазовым и микро-рентгеноспектральным анализом выявлено, что

структура покрытия состоит из металлов (меди, цинка) и соединений электронного типа на основе ϵ - и γ -фаз, присущих сплавам меди и цинка (латуням) (табл. 1) [1]. Хотя в наносимом покрытии присутствуют соединения, характерные для сплавов меди и цинка, их нельзя по ГОСТ 15527–2004 отнести к латуням и поэтому используют определение: покрытие типа латуни.

Формирование фаз — соединений электронного типа — происходит за счет диффузии атомов меди в цинк. Проведенные расчеты показывают, что ко-

Фазовый состав покрытия

T, °C	Содержание металлов и фаз, % мас.							
	Cu		Zn		ε-фаза		γ-фаза	
	Смещение сопла, мм							
	2	3	2	3	2	3	2	3
270	87,9 ± 1,0	83,8 ± 0,8	1,44 ± 0,17	1,3 ± 0,1	5,3 ± 0,9	8,5 ± 0,9	—	—
360	62,0 ± 0,9	69,0 ± 0,7	7,9 ± 0,6	12,6 ± 0,6	7,9 ± 0,8	10,4 ± 0,5	17,0 ± 2,0	—
540	40,5 ± 0,8	56,0 ± 0,8	9,0 ± 0,6	24,0 ± 0,6	11,4 ± 0,7	12,0 ± 0,7	33,0 ± 0,2	—

эффицент диффузии меди в цинк при температуре напыления 450 °C составляет $\approx 0,11 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$ [2]. Во многих работах при анализе процессов диффузии в системе медь — цинк было выявлено, что значение коэффициента диффузии меди в цинк больше коэффициента диффузии цинка в медь, а иногда это соотношение имеет аномальный характер — до 45 раз. Например, коэффициент диффузии цинка в медь при исследовании процесса диффузии в жидком расплаве цинка (427 °C) составляет $\approx 0,45 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$, а для γ-фазы при температуре 350 °C он равен $\approx 1,3 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$ [3, 4].

В результате исследования изменения фазового состава покрытия, в зависимости от схемы его напыления на образец из железоуглеродистого сплава, было установлено, что на скорость диффузии и процесс формирования фазового состава покрытия существенное влияние оказывает деформация пластичных частиц меди твердыми частицами корунда [1].

Технологическими параметрами обработки можно существенно влиять на фазовый состав покрытия и, например, получить при аналогичной температуре напыления (450 °C) твердый раствор меди в цинке (η-фаза), массовая доля которого может достигать 19 %. Последующая термическая обработка такого покрытия в печи при температуре 405...415 °C позволяет изменить фазовый состав за счет диффузии цинка в медь и после выдержки в течение 180 мин получить покрытие со структурой латуни, а именно твердый раствор цинка в меди (α-фаза — 58 %) и соединения электронного типа CuZn и Cu₅Zn₈ (β'- и γ-фазы), массовая доля которых составляет $\approx 15\%$ [5].

Результаты испытания покрытия типа латуни, нанесенного при температуре потока воздуха 450 °C на подложку из стали 40X с использованием смеси частиц порошков меди, цинка и оксида алюминия (корунда), в условиях сухого трения

при комнатной температуре показали, что его износ в 4 раза меньше износа покрытия из меди [6]. При этом интенсивность изнашивания контртела на порядок ниже в паре с покрытием типа латуни. Полученные результаты исследователи связывают с наличием эффекта массопереноса меди и цинка.

На работоспособность пары трения существенное влияние может оказать не только наличие фаз и их количество, но и размеры микродеформаций, возникающих в процессе соударения частиц металлов с поверхностью и частицами корунда, а также размер областей (блоков) когерентного рассеяния (ОКР), т.е. мелких фрагментов, на которые могут дробиться частицы при ударе о поверхность и соударении между собой.

Цель работы — исследование влияния технологических параметров газодинамического напыления, а именно температуры потока газа и коэффициента перекрытия, на размеры микродеформаций и ОКР, а также на содержание оксида алюминия (корунда) в покрытии.

Материалы, методики исследования и оборудование

Покрытие на подложку из стали 40X напыляли с использованием газодинамической установки "ДИМЕТ—404" при температуре потока воздуха 270, 360 и 450 °C, скорости перемещения сменного сопла относительно поверхности образца 10 мм/с и расстоянии от среза сопла до поверхности напыления 10 мм. При нанесении покрытия применяли в состоянии поставки механическую смесь марки С-01-11 производства Обнинского центра порошкового напыления [7] состава, % мас.: 35 Cu; 35 Zn; 30 Al₂O₃.

Напыление покрытия на поверхность осуществляли за счет перемещения сопла параллельно одной из сторон образца размером 15 × 15 мм. В по-

перечном сечении нанесенный слой металла имел форму сегмента круга и его ширина у основания не превышает 6 мм. Напыление на всю поверхность подложки проводили при последовательном смещении образца относительно ранее нанесенного слоя металла на расстояние L и возвратно-поступательном движении сопла (рисунок, см. обложку). Цветом выделен каждый из слоев, нанесенных за один проход сопла. В зависимости от L меняется коэффициент перекрытия соседних слоев $K_{пер}$.

При проведении данного эксперимента сопло смещали на $L = 2$ мм ($K_{пер} \approx 64$ %) и $L = 3$ мм ($K_{пер} \approx 55$ %). Время нанесения покрытия на всю поверхность ($S = 225$ мм²) в первом случае составляло ≈ 14 с, а во втором — ≈ 12 с. Графическая оценка влияния коэффициента перекрытия на характер воздействия потока воздуха с частицами показывает, что при смещении сопла на 2 мм ($K_{пер} \approx 64$ %) существуют участки поверхности, которые дополнительно подвергаются воздействию потока воздуха и частиц во второй и третий раз (табл. 2). При смещении сопла на $L = 3$ мм ($K_{пер} \approx 55$ %) поверхность имеет более равномерную обработку, около 66 % площади образца подвергается повторному воздействию частиц и нагретого воздуха.

Фазовый состав покрытий системы Cu—Zn исследовали на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием $Cu K_{\alpha}$ -излучения в геометрии параллельного пучка. Для формирования параллельного пучка использовали рентгеновскую оптику в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимали в симметричном режиме, диапазон сканирования $2\theta = 20...120^{\circ}$, шаг $0,05^{\circ}$, скорость детектора $3^{\circ}/мин$.

Анализ дифрактограмм выполняли на основе программного продукта PDXL (Rigaku) с использованием базы данных PDF-2. Количественный анализ проводили с использованием метода Ритвельда, реализованного в пакете программ PDXL (Rigaku).

Анализ уширения дифракционных линий в целях определения параметров тонкой кристалличе-

ской структуры (размер блоков, микродеформации) проводили с использованием программного продукта PDXL (Rigaku) методом Ритвельда. Учет инструментального уширения выполняли с помощью съемки эталона — гексаборида лантана (LaB_6), не обладающего физическим уширением.

Результаты исследования и их обсуждение

Исследование структуры покрытия и проведенные расчеты показывают существенное влияние технологических параметров напыления на величину областей когерентного рассеяния структурных составляющих покрытия на основе меди, цинка и корунда.

Частицы меди получают методом электрохимического осаждения, и они имеют вид дендритов с развитой осью первого порядка [5]. Поэтому можно считать, что частица состоит из зерен разных размеров, не превышающих 35 мкм. Напыление покрытия при минимальной температуре потока воздуха сопровождается измельчением частиц меди до размера более 200 нм. При этом смещение сопла на 3 мм приводит к более значительному измельчению исходного зерна — до 21,4 нм. Как было показано в ряде работ, при газодинамическом напылении на формирование структуры и свойств покрытий основное влияние оказывают два фактора. Это деформация и дробление частиц за счет соударения с поверхностью и между собой, а также влияние нагрева на изменение механических свойств используемых материалов и структуры покрытия в целом. Расчеты позволили выявить, что частицы до попадания на поверхность не имеют высокой температуры — не более $80^{\circ}C$ и поэтому повышение температуры частиц металлов происходит после их закрепления на поверхности. Температура покрытия в зоне непосредственного воздействия нагретого воздуха может достигать 80...90 % от температуры потока воздуха [8].

При смещении сопла на 2 мм количество соударений частиц с поверхностью и между собой больше (см. табл. 1), что должно приводить к большей деформации, но в то же время возрастает влияние нагретого потока воздуха, что приводит к нагреву меди и повышению ее пластичности. Процессы деформации и нагрева происходят одновременно и результат их влияния на структуру может зависеть от незначительных нюансов процесса напыления. Поэтому при напылении покрытия со смещением сопла на 3 мм фактор времени меньше влияет на нагрев металлов и формируется более дисперсная структура.

Таблица 2

Характеристики процесса напыления

L , мм	$K_{пер}$, %	Площадь поверхности, мм ² , подвергнутая одно-, двух- и трехкратному воздействию частиц		
		1	2	3
2	64	20	90	112,5
3	55	74	148,5	—

Таблица 3

Результаты расчета размеров структурных составляющих

L, мм	Размер ОКР, нм			
	Cu	Zn	ε-фаза	γ-фаза
<i>T</i> = 270 °C				
2	> 200	> 100	70,5 ± 4,7	—
3	21,4 ± 0,4	22,4 ± 1,6	36,2 ± 3,6	—
<i>T</i> = 360 °C				
2	> 200	> 200	82,8 ± 41,5	> 200
3	61,9 ± 3,6	19,9 ± 0,7	30,4 ± 3,0	—
<i>T</i> = 450 °C				
2	89,8 ± 19,5	63,7 ± 6,2	86,5 ± 76,7	62,0 ± 15,3
3	20,8 ± 0,6	23,5 ± 0,7	21,2 ± 1,2	—

Увеличение температуры напыления с 270 до 360 °C не влияет на размер ОКР при смещении сопла на 2 мм и сопровождается увеличением размеров частиц с 21,4 до 61,9 нм при смещении сопла на 3 мм. Дальнейшее повышение температуры напыления резко снижает размер ОКР при смещении сопла на 2 мм с более чем 200 до 89,8 нм и с 61,9 до 20,8 нм при другом варианте обработки (табл. 3).

Влияние параметров напыления на размер областей когерентного рассеяния частиц цинка незначительно отличается от рассмотренного выше. При низкой и средней температуре напыления и смещении сопла на 2 мм размер ОКР более 100 нм и только при температуре потока воздуха 450 °C он уменьшается значительно и составляет 63,7 нм. Однако при смещении сопла на 3 мм температура потока воздуха не влияет на размер ОКР, который находится в пределах 19,9...23,5 нм.

Теоретически и практически показано, что скорость диффузии по границам зерен или их фрагментов значительно больше, чем по телу (объему) частицы [9]. Расчет коэффициента диффузии меди в цинк при исследовании покрытия с использованием схемы напыления с перекрытием 64 % (смещение 3 мм) показал, что он равен $1,14 \cdot 10^{-12}$ м²/с [2], что значительно больше значения коэффициента диффузии меди в цинк ($\approx 0,11 \cdot 10^{-13}$ м²/с) при смещении сопла на 2 мм [1]. Поэтому можно однозначно утверждать, что на скорость диффузии существенное влияние оказывает диффузия, которая проходит по границам зерен и их частям в ОКР.

У электронного соединения ε-фазы размер ОКР находится в интервале 70,5...86,5 нм при смещении сопла на 2 мм и имеет тенденцию к незначительному увеличению при повышении температуры напыления (см. табл. 3). При смещении сопла на 3 мм размер областей когерентного рассеяния значительно меньше (36,2...21,2 нм), что, собственно, соответствует изменению размеров ОКР, выявленному при рассмотрении цинка, и имеет некоторую тенденцию к уменьшению от 36,2 до 21,2 нм при повышении температуры напыления от 270 до 450 °C. Размер ОКР γ-фазы резко уменьшается с более чем 200 до 62 нм при увеличении температуры напыления с 360 до 450 °C, что практически совпадает с размером ОКР цинка при этих температурах.

Величина микродеформаций частиц меди при напылении с минимальной температурой потока воздуха (270 °C) не меняется при разных вариантах смещения сопла относительно поверхности (табл. 4).

Повышение температуры напыления с 270 до 360 °C приводит к существенному снижению микродеформаций меди. Напыление покрытия при смещении сопла на 2 мм сопровождается уменьшением микродеформаций меди от 0,187 до 0,149 %, а при напылении со смещением сопла относительно поверхности на 3 мм снижение микродеформаций меди более существенно от 0,187 до 0,129 %.

Увеличение температуры потока воздуха с 270 до 360 °C сопровождается хоть и незначительным, но повышением энергии потока частиц, которое должно приводить к увеличению деформации [8]. Поэтому уменьшение микродеформаций обу-

Таблица 4

Деформация металлов и фаз

Пере- смещение сопла, мм	Микродеформация, %			
	Cu	Zn	ε-фаза	γ-фаза
<i>T</i> = 270 °C				
2	0,187 ± 0,04	0,10 ± 0,11	0,11 ± 0,08	—
3	0,189 ± 0,011	0,00 ± 0,016	0,10 ± 0,04	—
<i>T</i> = 360 °C				
2	0,149 ± 0,040	0,03 ± 0,12	0,13 ± 0,04	0,307 ± 0,016
3	0,129 ± 0,003	0,00 ± 0,12	0,18 ± 0,03	—
<i>T</i> = 450 °C				
2	0,119 ± 0,010	0,004 ± 0,008	0,21 ± 0,03	0,17 ± 0,02
3	0,130 ± 0,002	0,005 ± 0,10	0,20 ± 0,03	—

Таблица 5

Параметры решетки металлов и фаз

Перемещение сопла, мм	Период решетки, нм			
	Cu	Zn	ε-фаза	γ-фаза
<i>T</i> = 270 °С				
2	0,3619	0,2667/0,4953	0,2760/0,4303	—
3	0,3617	0,2666/0,4945	0,2759/0,3870	—
<i>T</i> = 360 °С				
2	0,3620	0,2666/0,4953	0,2757/0,430	0,8888
3	0,3615	0,2666/0,4944	0,2759/0,4505	—
<i>T</i> = 450 °С				
2	0,3617	0,2666/0,4946	0,2754/0,4296	0,8900
3	0,3620	0,2665/0,4943	0,2753/0,4298	—

словлено нагревом покрытия воздухом и протеканием в структуре процессов возврата (отдыха). Как правило, чем значительней деформация, тем ниже температура, при которой проходят процессы миграции атомов и перестройка границ [10].

Повышение температуры напыления до 450 °С приводит к дальнейшему снижению микродеформаций при смещении сопла на 2 мм и не влияет на их величину при другом варианте обработки (3 мм) (см. табл. 4).

Величину микродеформаций цинка с учетом погрешности можно считать близкой к нулю. Цинк является хрупким металлом и становится пластичным при повышении температуры, например, при нагреве выше 160 °С его можно деформировать (прокатывать). Исходя из результатов исследования субструктуры (ОКР) и микродеформаций, можно предположить, что при газодинамическом напылении покрытий деформация металлов происходит при их минимальном нагреве. В результате этого цинк, подвергаясь ударам твердых частиц корунда, разрушается на мелкие части за счет смещения объемов металла относительно друг друга по определенным кристаллографическим плоскостям (экстра-плоскостям) и микродеформации отсутствуют [10].

Микродеформации ε-фазы имеют тенденцию к увеличению с ростом температуры напыления и при максимальной температуре 450 °С повышается практически в два раза (см. табл. 4). Микродеформации γ-фазы при повышении температуры напыления с 360 до 450 °С уменьшаются практически в два раза: с 0,307 до 0,17 %.

В соответствии с литературными данными чистая медь в отожженном состоянии имеет гранцентрированную кубическую решетку с периодом 0,36074 нм, цинк — гексагональную с параметрами *a* = 0,2665 нм и *c* = 0,4947 нм, γ-фаза имеет объемно-центрированную кубическую решетку с периодом 0,883 нм и ε-фаза — гексагональную плотноупакованную с периодом 0,275 нм [11].

Исследование параметров решетки меди показало, что ее период незначительно увеличен при всех вариантах обработки (табл. 5).

Параметр решетки цинка *c* изменяется в зависимости от технологических режимов напыления. При напылении с использованием смещения сопла относительно поверхности на 2 мм параметр *c* значительно увеличен и только после напыления при максимальной температуре потока воздуха 450 °С он снижается практически до табличных значений. При смещении сопла на 3 мм значения параметра *c* значительно ниже табличного. Увеличение параметра может указывать на наличие

внедренного (дополнительного) атома, а уменьшение — на наличие вакансии (дырки), что в целом обусловлено процессами деформации и диффузии.

У соединения электронного типа ε-фазы значение параметра *c* существенно отличается при использовании температуры 270 и 360 °С и смещении сопла на 2 и 3 мм (см. табл. 5). Данное отличие обусловлено различным отношением (содержанием) атомов меди и цинка. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что существуют две области с разными соотношениями меди и цинка: одна более значительная, где количество меди находится в диапазоне 7...10 % ат. (90...93 % ат. цинка), другая менее значительная, где содержание меди составляет 18...20 % ат. (80...82 % ат. цинка). При таком варианте напыления покрытия за счет процесса диффузии меди в цинк формируются два соединения электронного типа ε-фазы. При повышении температуры напыления до максимальной процессы диффузии при смещении сопла на 2 и 3 мм проходят полностью, и формируется соединение электронного типа с содержанием меди и цинка соответственно 20 и 80 % ат. [12].

Параметр решетки γ-фазы соответствует приведенному в литературе и не зависит от температуры напыления — 0,8888 нм.

Массовая доля оксида алюминия (корунда) в покрытии уменьшается с 5,4 до 2,2 % при напылении со смещением сопла на 2 мм и увеличивается с 5,9 до 8,0 % при смещении сопла на 3 мм и повышении температуры напыления до максимальной (450 °С). Выявленные тенденции изменения содержания корунда в покрытии можно

объяснить следующим образом. Повышение температуры напыления с 270 до 450 °С сопровождается увеличением толщины наносимого слоя металла практически в два раза — с 200 до 400 мкм. Нанесенный слой металла имеет форму сегмента окружности. При смещении сопла на 2 или 3 мм изменяется угол направления потока частиц к поверхности ранее нанесенного слоя металла, в результате чего часть частиц корунда отражается и не фиксируется в металле поверхности покрытия.

Кроме того, при максимальной температуре напыления 450 °С в покрытии рентгеноструктурным фазовым анализом выявляется оксид цинка, массовая доля которого составляет 4,3 %.

Выводы

1. Газодинамическое напыление покрытия на основе смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда) сопровождается деформацией и измельчением частиц металлов, в результате чего:

— размер ОКР меди уменьшается с 200 до 90 нм при смещении сопла на 2 мм и повышении температуры напыления с 270 до 450 °С. При смещении сопла на 3 мм температура напыления не оказывает существенного влияния на размер ОКР, который находится в диапазоне 21...62 нм;

— размер ОКР цинка уменьшается с 200 до 64 нм при смещении сопла на 2 мм и повышении температуры напыления с 270 до 450 °С. При смещении сопла на 3 мм температура напыления не оказывает влияния на размер ОКР, который находится в диапазоне 20...24 нм;

— размер ОКР соединения электронного типа на базе CuZn_3 (ϵ -фаза) имеет некоторую тенденцию к повышению от 71 до 87 нм при увеличении температуры напыления и смещении сопла на 2 мм и снижается с 36 до 21 нм при использовании смещения сопла на 3 мм;

— размер ОКР соединения электронного типа на базе Cu_5Zn_8 (γ -фаза) снижается значительно: с 200 до 62 нм при увеличении температуры напыления с 360 до 450 °С.

2. Величина микродеформаций меди снижается с 187 до 119 % при повышении температуры напыления и практически не зависит от расстояния, на которое смещается сопло.

3. Величина микродеформаций соединения электронного типа на базе CuZn_3 (ϵ -фаза) имеет некоторую тенденцию к повышению от 0,11 до 0,21 % с ростом температуры потока воздуха и

не зависит от расстояния, на которое смещается сопло. У соединения электронного типа на базе Cu_5Zn_8 (γ -фаза) микродеформации снижаются практически в два раза с 0,307 до 0,17 % при увеличении температуры напыления с 360 до 450 °С.

5. Массовая доля оксида алюминия (корунда) в покрытии уменьшается с 5,4 до 2,2 % при напылении со смещением сопла на 2 мм и увеличивается с 5,9 до 8,0 % при смещении сопла на 3 мм при повышении температуры напыления.

6. При максимальной температуре напыления 450 °С в покрытии, которое напыляется при смещении сопла на 2 мм рентгеноструктурным фазовым анализом выявляется оксид цинка, массовая доля которого составляет 4,3 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Влияние** технологических параметров газодинамического напыления на структурно-фазовые превращения в покрытии типа "латуни" / В.Е. Архипов и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. № 12. С. 554—560.
2. **Нанесение** покрытия латуни методом газодинамического напыления / В.Е. Архипов и др. // ФИХОМ. 2020. № 2. С. 18—25.
3. **Зайт В.** Диффузия в металлах. Процессы обмена мест. М.: Иностранная литература, 1958, 378 с.
4. **Смитлз К.Дж.** Металлы: справочник. М.: Металлургия, 1980. 447 с.
5. **Структурно-фазовые превращения** в покрытии на основе частиц меди и цинка, нанесенном газодинамическим напылением / В.Е. Архипов и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 4. С. 32—36.
6. **Модифицирование** поверхностей трибосопряженных напылением металлических покрытий как средство повышения их фреттингостойкости / Б.Я. Сачек и др. // Трение и износ. 2018. Т. 39. № 4. С. 24—28.
7. **Димет.** Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> (Дата обращения 01.07.2021).
8. **Газодинамическое напыление:** структура и свойства покрытий / В.Е. Архипов и др. М.: КРАСАНД. 2017. 240 с.
9. **Бокштейн Б.С.** Диффузия в металлах. М.: Металлургия. 1978. 248 с.
10. **Гуляев А.П.** Металловедение. М.: Металлургия. 1986. 566 с.
11. **Миркин Л.И.** Рентгеноструктурный анализ. Индексирование рентгенограмм: справочное руководство. М.: Наука. 1981. 496 с.
12. **Ефремов Б.Н.** Латуни: от фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М. 2016. 314 с.

А.В. Бровер, канд. техн. наук
(Донской государственной технической университет, г. Ростов-на-Дону)
E-mail: brover@mail.ru

Структурно-трибологические аспекты процесса лазерной обработки инструментальной стали

Определены возможности целенаправленного использования явления структурной приспособляемости изделий из инструментальной стали Р6М5 к температурно-силовым условиям эксплуатации для повышения эффективности упрочняющей лазерной обработки. Экспериментально установлены параметры лазерной обработки стали, способствующие созданию на рабочих поверхностях изделий структурного состояния, индифферентного к температурно-силовому нагружению, т.е. длительное время устойчивого к разупрочнению.

Ключевые слова: лазерная обработка стали, приспособляемость изделий, устойчивость к разупрочнению.

The possibilities of purposeful use of the phenomenon of structural adaptability of products made of tool steel P6M5 to temperature-force operating conditions to increase the efficiency of strengthening laser processing are determined. The parameters of laser processing of steel that contribute to the creation of a structural state on the working surfaces of products that is indifferent to temperature and force loading, that is, resistant to softening for a long time, have been experimentally established.

Keywords: laser treatment of steel, adaptability of products, resistance to softening.

Введение

Работоспособность сталей с термообработанной поверхностью во многом определяется возможностью самоорганизации структуры поверхностных слоев в условиях напряженно-деформированного нагружения при эксплуатации.

При лазерной обработке возможны нескольких путей улучшения свойств материалов:

— повышение дисперсности структуры при локальной пластической деформации в результате динамической полигонизации в аустените, формирование микрообластей (фрагментов) высокой плотности дислокаций, наследуемых при ускоренном охлаждении, а также в результате фазового наклепа при полиморфном превращении;

— использование нанопреципитации (образования наноразмерных выделений) под влиянием пластической деформации в процессе термического воздействия;

— образование в облученных зонах мартенсита деформации при внешнем температурно-силовом нагружении.

Необходимо учитывать, что мартенситное превращение, с одной стороны, является механизмом деформационного упрочнения, обусловленного возрастанием объема мартенсита, а с другой — механизмом релаксации микронапряжений и использования мартенситного превращения для

достижения пластической деформации. Эти два фактора действуют одновременно, но являются конкурирующими [1–3].

Усилением роли первого фактора в структуре стали обеспечивается ее высокая прочность при удовлетворительной пластичности. При доминировании второго фактора в сталях существенно возрастает пластичность при сохранении на достаточном уровне предела прочности. Оптимальное сочетание первого и второго процессов мартенситного превращения обеспечивает получение наилучшего комплекса механических свойств [4] для конкретных условий нагружения.

Изменением режимов облучения достигаются разные соотношения мартенсита и аустенита в закаленных лазером зонах и устанавливается связь между развитием фазовых превращений и свойствами сталей.

Методика эксперимента

В работе проводили металлофизические исследования образцов из инструментальной стали Р6М5. Лазерное облучение осуществляли на технологической установке "Квант-16" с плотностью мощности излучения 80...150 МВт/м². Для лазерного легирования использовали покрытия, содержащие карбиды вольфрама.

Испытания на трение проводили на установке "МИ-1М" по схеме "диск—колодка" с нагрузкой 500 Н и линейной скоростью скольжения 190 м/мин. Диски из стали Р6М5 подвергали стандартной термической обработке (объемной закалке и трехкратному отпуску). Часть дисков облучали по боковой контактной поверхности шириной 10 мм. Парой трения являлись вкладыши из стали ШХ15 с твердостью 50...55 НРС. Износ дисков до и после лазерного облучения определяли по потере массы путем периодического взвешивания на аналитических весах с точностью до 0,0001 г.

Фазовый состав исследуемых образцов сталей и сплавов после различных видов тепловой обработки определяли на дифрактометрах типа "ДРОН" в фильтрованном Fe K_α -излучении. Регистрацию интенсивности рефлексов фаз осуществляли сцинтилляционным счетчиком. Скорость съемки профилей рентгеновских линий в режиме непрерывной записи составляла 1 °/мин.

Результаты исследования

Исследования показали, что лазерную обработку стали Р6М5 необходимо проводить с плотностью мощности излучения в пределах 80...120 МВт/м², что позволяет получать в облученных зонах твердость на уровне 10...11,5 ГПа и повышать износостойкость. На поверхности создавались структуры, способные рассеивать подводимую энергию, особенно в момент достижения пика напряжений, путем преобразований на различных структурных уровнях. Вследствие этого появлялась возможность управлять поверхностной твердостью и износостойкостью материалов, используя концепцию структурной приспособляемости трибосопряжений, что расширяет диапазон процессов нормального трения и изнашивания [5].

Металлографический и дюрометрический анализы облученных дисков показали, что после лазерной обработки на их поверхности формируется закаленный слой глубиной 80...120 мкм.

Результаты испытаний на износостойкость, приведенные на рис. 1, подтверждают явное преимущество сталей после поверхностной лазерной обработки. Причем с увеличением времени испытаний за счет структурной адаптации лазерно-упрочненной стали к условиям трения их преимущество увеличивается в 13 раз. Еще больший эффект, как видно на рис. 1, дает лазерное легирование контактирующих поверхностей. Особенно значимо понижает коэффициенты трения проведение лазерного легирования с использованием карбидов вольфрама или титана.

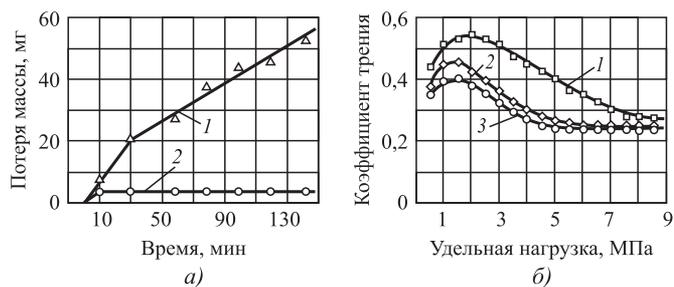


Рис. 1. Кривые износа (а) и коэффициенты трения (б) образцов из стали Р6М5 после закалки и трехкратного отпуска (1), лазерной закалки (2), лазерного легирования (3)

Рассмотрим особенности фазовых превращений и структурообразования в лазерно закаленных поверхностных слоях, протекающих в процессе трения и приводящих к повышению износостойкости материала. С этой целью были проведены рентгеноструктурные исследования облученных лазером образцов стали Р6М5 до и после испытаний на износостойкость в течение 15 и 150 мин.

Поверхностные слои стали до испытаний на износостойкость имели двухфазное аустенитно-мартенситное строение (рис. 2, кривая 1). При этом интенсивность рефлексов аустенита, а следовательно и его количество в структуре, значительно уменьшается с увеличением времени испытаний на трение (рис. 2, кривые 2, 3). Мартенсит лазерной закалки под действием температурно-силового нагружения в зонах трения также трансформируется за счет деформационного упрочнения. На рентгенограммах это выража-

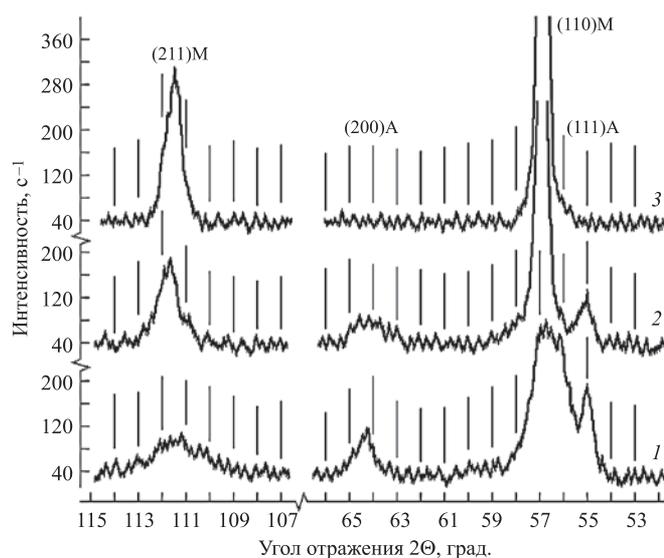


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм стали Р6М5: 1 — лазерная закалка; 2 — ЛО + испытания на трение в течение 15 мин; 3 — ЛО + испытания на трение в течение 150 мин

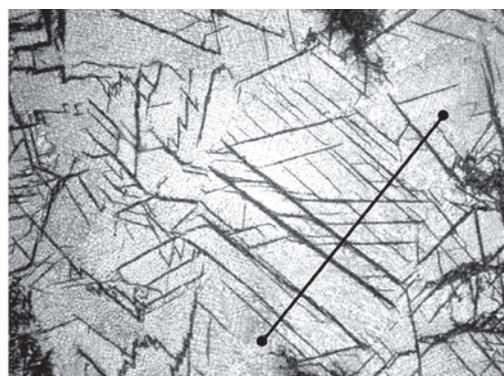
ется в уширении рефлексов α -фазы, вызванном повышением плотности дислокаций и измельчением блоков его тонкого строения.

Результатом перечисленных процессов приспособляемости структуры поверхностных слоев стали к условиям трения является дополнительное повышение твердости и эксплуатационных характеристик лазерно облученного материала.

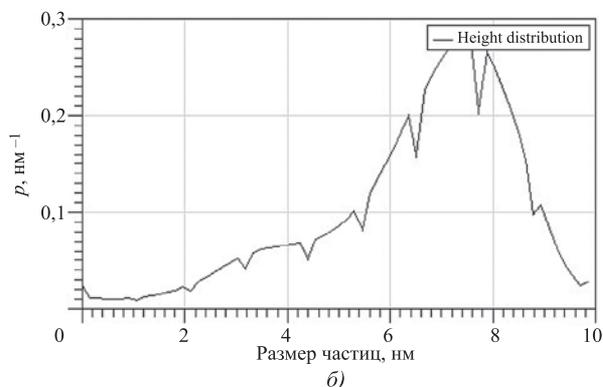
Изменением режимов облучения в работе достигали разного количества мартенсита и аустенита в лазерно закаленных зонах и устанавливали связь между развитием фазовых превращений в процессе самоорганизации структур и свойствами сталей.

Металлофизическими методами установлено, что в лазерно облученном металле под действием высоких температур и давлений в зонах контакта наблюдается выделение дисперсных карбидов упрочняющего действия. Этому процессу способствует высокая плотность дислокаций в закаленных лазерным излучением сталях как исходных после лазерной обработки, так и возникающих в процессе температурно-силового нагружения при трении.

На рис. 3 представлена микроструктура облученной стали Р6М5 после испытаний на трение



а)



б)

Рис. 3. Микроструктура облученной поверхности стали Р6М5 после испытаний на износ (а) ($\times 500$); распределение высот профиля поверхности (б)

и гистограмма распределения высот профиля поверхности вдоль отмеченной на рис. 3, а маркерной линии, пересекающей измеряемые дисперсные выделившиеся карбиды. Анализ рельефа облученной в обозначенной линии поверхности проводился с использованием компьютерной программы анализа и обработки изображений Gwyddion. Как видно, карбиды имеют размеры 2...10 нм.

Обращает на себя внимание ориентированное, как и при отпуске стали, выделение дисперсной карбидной фазы по линиям скольжения в зонах упрочненного слоя после проведения испытаний на трение. Образующаяся таким образом текстура дисперсных выделений способствует понижению коэффициентов трения при эксплуатации облученных лазером изделий различного функционального назначения.

Формирование текстуры происходит из-за направленного охлаждения поверхностного слоя в процессе лазерной закалки. Текстурные эффекты способствуют дополнительному понижению коэффициентов трения облученных сталей и повышают их износостойкость.

Таким образом, в зависимости от условий эксплуатации для повышения износостойкости необходимо конструировать адаптируемую к условиям эксплуатации структуру облученных лазером изнашиваемых участков изделий из сталей и сплавов с определенным соотношением объемов мартенсита, аустенита и карбидов путем выбора оптимального режима лазерной обработки [6, 7].

Выводы

В работе экспериментально установлено, что выявленные особенности структурного состояния облученных поверхностных слоев сталей и сплавов позволяют путем варьирования параметров режима лазерного излучения получать в них структуры, обладающие разной степенью адаптации к условиям внешнего нагружения и оказывающие положительное влияние на износостойкость обработанных изделий.

Облучение с плотностью мощности излучения 80...120 МВт/м² (без оплавления) способствует созданию на рабочих поверхностях изделий структурного состояния, индифферентного к температурно-силовому нагружению, т.е. длительное время устойчивого к разупрочнению.

При облучении с плотностью мощности 120...170 МВт/м² (с оплавлением) на поверхности формируются структуры, адаптируемые к внешнему воздействию. Аустенит лазерной закалки при термосиловом воздействии превращается в мар-

тенсит деформации, одновременно происходит деформационный наклеп мартенсита в зонах лазерного облучения. Дисперсные карбиды выделяются при этом на дефектах кристаллического строения с образованием текстуры выделений. В результате теплостойкость материалов после лазерного облучения повышается на 50...100 °С, износостойкость — в 2—4 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Белый А.В., Карпенко Г.Д., Мышкин Н.К.** Структура и методы формирования износостойких поверхностных слоев. М.: Машиностроение. 1991. 207 с.
2. **Бекренев А.Н., Безуглов А.Ю.** Самоорганизация металлической системы при ее неквазистационарной релаксации // Физика и химия обработки материалов. 1995. № 2. С. 122—127.

3. **Бровер А.В.** Эффекты структурно-энергетической приспособляемости поверхностно термоупрочненной стали при трении // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 5. С. 43—47.

4. **Белашова И.С., Бобылев А.А., Фетисов Г.П.** Критерии эффективности технологий поверхностного упрочнения // Технология металлов. 2013. № 12. С. 12—17.

5. **Бирюков В.П.** Влияние распределения плотности мощности лазерного луча на повышение износостойкости поверхностей трения // Вестник машиностроения. 2008. № 3. С. 33.

6. **Тарасова Т.В.** Перспективы использования лазерного излучения для повышения износостойкости коррозионно-стойких сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 6 (660). С. 54—57.

7. **Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В.** Разработка технологии непрерывного лазерного воздействия на титановольфрамовые твердые сплавы // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 6 (150). С. 243—246.

УДК 621.791.92

DOI: 10.36652/1813-1336-2021-17-10-464-469

¹Г.С. Жетесова, *д-р техн. наук*, ²Е. Шкамат, *канд. техн. наук*,
¹Т.Ю. Никонова, *канд. техн. наук*, ¹Д.С. Жунуспеков, ¹А.К. Матешов
 (¹Карагандинский технический университет, г. Караганда, Казахстан,
²Вильнюсский технический университет имени Гедиминаса, г. Вильнюс, Литва)
 E-mail: zhynuspekov_darkhan@mail.ru

Анализ современных материалов для нанесения покрытий*

Рассмотрены основные материалы для нанесения покрытий. Приведены результаты исследований эксплуатационных характеристик покрытий из этих материалов.

Ключевые слова: нанесение покрытия, материал, композиционные покрытия, напыление.

The main materials for application of coatings are considered. The results of investigations of the performance characteristics of coatings made of these materials are presented.

Keywords: coating, material, composite coatings, spraying.

Введение

Горнодобывающее оборудование эксплуатируется в условиях повышенного абразивного износа в сочетании с давлением, вибрацией, ударами, химически агрессивной средой, что может приводить не только к снижению производительности и потере прибыли, но и к авариям. Интенсивному изнашиванию твердыми абразивными частицами

подвергаются участки ковшей экскаваторов и погрузчиков, режущие кромки бульдозеров, шарошечных долот и бурильных головок, детали узлов дробильно-сортировочных комплексов и т.д.

Наиболее нагруженными и ответственными элементами крупногабаритной спецтехники являются штоки гидроцилиндров. Работа штоков в условиях постоянного контакта с абразивной средой, при случайных контактах с другими деталями и конструкциями, при попадании кусков породы, камней, абразива от работающих рядом других агрегатов во время транспортировки техники и выполнения работ приводит к неизбежному общему износу поверхностей и образованию

*Статья подготовлена в рамках грантового финансирования проектов Комитетом науки Министерства образования и науки Республики Казахстан ИРН проекта № AP08856371.

локальных повреждений на них; частыми также являются случаи повреждения штоков под воздействием электродуги при соприкосновении с электропроводом под напряжением.

В результате на поверхности образуются повреждения разного характера и размера — от небольших рытвин до глубоких царапин по всей длине штока.

Одним из наиболее эффективных технологических путей ремонта и повышения надежности работы гидрооборудования является нанесение на рабочую поверхность изделий различных покрытий.

Обзор литературных источников и их обсуждение

Обычные конструкционные материалы не всегда способны удовлетворять требованиям, предъявляемым к деталям машин и механизмов, работающих в экстремальных условиях эксплуатации. Конструкционные материалы повышенного качества, если и отвечают таким требованиям, могут оказаться слишком дорогостоящими для их использования в массовом производстве.

Эта проблема в значительной степени устраняется при использовании современных материалов для создания покрытий, большой выбор которых позволяет обеспечить заданные свойства поверхности практически для любых деталей машиностроения. В научной литературе широко представлены результаты исследований упрочняющих покрытий, различающихся как по исходным материалам, так и по способам нанесения. В работе [1] рассматриваются покрытия из порошков состава Cr_3C_2 (75 %) + NiCr20 (25 %) с различными размерами частиц — покрытия из стандартного порошка с размером частиц ~ 30...50 мкм (WOKA 7204 сферический, агломерированный и спеченный) сравниваются с покрытиями из дополнительно обработанных (агломерирование, спекание, плазменное уплотнение) и измельченных (размалывание) порошков с размером частиц ~5 и 10 мкм. Напыленные покрытия также сравниваются с гальваническим хромовым. Покрытия нанесены на стальную подложку; средняя толщина напыленных покрытий 150 мкм.

Показано, что твердость покрытия из порошков с мелкими частицами меньше, чем покрытия из стандартного порошка, что связывают с более интенсивным обезуглероживанием мелких частиц в процессе напыления за счет большей удельной поверхности. Но при этом их износостойкость гораздо выше, чем покрытий из стандартного порошка и гальванического хромового покрытия. Этот эффект объясняют более прочной связью

карбидных частиц в металлической матрице, что в свою очередь уменьшает риск их выпадания во время трения и влияние абразивного механизма изнашивания. Все порошковые покрытия показали высокие трибологические и износостойкие качества в сравнении с хромовым покрытием.

Композиционные покрытия систем WC—10Co—4Cr и WC—20CrC—7Ni на основе карбида вольфрама (WC) с двумя различными металлическими матрицами, нанесенные методом высокоскоростного газопламенного напыления. Используются агломерированные и спеченные порошки марок Amperit 551.074 и Amperit 558.074 с размером частиц 15...45 мкм. Покрытия нанесены на нержавеющую сталь 410. Показано, что во время напыления в покрытии системы WC—10Co—4Cr происходит частичное обезуглероживание WC, в системе WC—20CrC—7Ni — обезуглероживание фазы CrC, при этом ухудшается износостойкость покрытий. Средняя твердость покрытий мало отличается и составляет ~ 1072 ± 160,1 HV_{0,5} для WC—20CrC—7Ni и ~ 1069 ± 203,8 HV_{0,5} для WC—10Co—4Cr. Установлено, что при сухом трении и трех различных нагрузках (96, 240 и 318 Н) износостойкость покрытий WC—10Co—4Cr выше; при этом коэффициент трения меньше, за исключением испытания с наибольшей нагрузкой — в этом случае наблюдалось значительное увеличение коэффициента трения и были установлены наибольшие его значения среди всех испытаний обоих покрытий [2].

Покрытия системы WC—Cr₃C₂—Ni. Используется агломерированный и спеченный порошок марки PRAXAIR 1356VM (79 % WC — 13,7 % Cr₃C₂ — 7,3 % Ni) с размером частиц 15...45 мкм и средним размером частиц ~ 37 мкм. Применялся высокоскоростной метод напыления; средняя температура частиц 2210 °С, средняя скорость 534 м/с; толщина покрытий 350 мкм; средняя твердость 13,9 ГПа. Исследовали механизм износа в парах трения с различными материалами. Установлено, что в паре с нитридом кремния покрытие обеспечивает наименьший коэффициент трения [3].

Влияние титана на микроструктуру и свойства термически напыленных (Ni + WC)-покрытий. Для напыления использовали порошки карбида вольфрама двух типов — атомизированный сферический 99 % WC с размером частиц 74...149 мкм, а также литой и измельченный порошок WC/W₂C неправильной формы с размером частиц от 74 до 149 мкм. Также использовали порошок 99 % Ti с частицами неправильной формы размером от 44...74 мкм и атомизированный сферический Ni50 порошок с размером частиц от 44...74 мкм и химическим составом, % мас.: 0,9 C; 16 Cr; 4,5 Si; 3,6 B; 3,5 Fe ; Ni —

баланс. Покрытия наносили на низкоуглеродистую сталь методом плазменного термического напыления (РТА). Для формирования покрытий использовали смеси никелевого порошка с 40 % мас. WC и 2...4 % мас. Ti (Ni — баланс). Толщина покрытий ~ 2000 мкм.

Установлено, что разные добавки титана (2 и 4 %) по-разному влияют на растворение разных карбидов вольфрама в металлической матрице и их концентрацию по толщине покрытия. Твердость верхней части покрытия, где концентрация WC меньше, находится в диапазоне 450...600 HV_{0,1}; ближе к субстрату, где концентрация WC больше, достигает 750...800 HV_{0,1}. Коэффициент трения ~ 0,5...0,6. Показано, что при увеличении концентрации титана в порошке до 4 % (при начальном значении 2 %), интенсивность износа уменьшается в разы. Наилучшую стойкость к износу показали покрытия, нанесенные с использованием порошка, содержащего 40 % сферического WC и 4 % Ti [4].

Композиционные покрытия на основе NiCrBSi металлической матрицы с различным содержанием WC/Co (0...30 % мас.), нанесенных высокоскоростным плазменным методом. Предварительно, на подложку из сплава Inconel 718 нанесен подслой из сплава NiAl. Для напыления покрытий использовали порошки марок Metco 480NS (95 % мас. Ni, 5 % мас. Al; размер частиц 45...90 мкм), Metco15E (% мас.: 1,0 C; 3,5 W; 4 Si; 4 Fe; 17 Cr; Ni — баланс; размер частиц 45...106 мкм), WOKA 3106 (% мас.: 12 Co, 88 WC; размер частиц 15...53 мкм). Показано, что покрытие, содержащее 15 % мас. WC/Co, обладает наиболее гомогенной и компактной микроструктурой, наименьшей пористостью (0,6 %), наивысшей адгезией (44,7 МПа) и максимальной твердостью (910,6 HV) [5].

Анализ новейших научных работ в области нанесения защитных покрытий показывает, что наиболее перспективными покрытиями в качестве альтернативы гальваническому хрому считаются *композиционные покрытия на основе карбидной керамики* с добавлением металлических сплавов на основе никеля и кобальта в качестве связующей матрицы — в основном это системы CrC—NiCr, WC—Co, WC—Co—Cr. При этом система CrC—NiCr более эффективна при высокотемпературном износе в условиях коррозии (максимальная температура эксплуатации в коррозионных условиях может достигать 800...900 °С). Покрытия системы WC—Co обладают наиболее высокой твердостью и износостойкостью, однако, из-за процессов обезуглероживания и растворения карбидов вольфрама в металлической ма-

трице при высоких температурах, температура их эксплуатации ограничена 450...530 °С. В условиях коррозионного воздействия при умеренных температурах эксплуатации покрытия системы WC—CoCr зарекомендовали себя хорошо.

В общем случае для напыления композиционных металлокерамических покрытий в основном применяются: в качестве пластической матрицы — металлические сплавы на основе железа, никеля и кобальта, включая самофлюсующиеся, в качестве упрочняющей фазы — карбиды, бориды (WC, TiC, Cr₂C₂, CrB₂ и др.); также добавляют чистые металлы (алюминий, титан и т.д.), способные формировать интерметаллиды.

Покрытия системы WC—CoCr входят в группу наиболее износо- и коррозионно-стойких композиционных покрытий на основе карбидов. В таких покрытиях объемная доля металлической матрицы обычно составляет 20...30 % [6]. Такое количество металлической матрицы обеспечивает достаточную деформируемость частиц напыляемого порошка, чтобы при соударении частиц с поверхностью субстрата или с напыленным слоем частицы хорошо растекались и формировали достаточно плотный слой с высокой адгезией и когезией [7]. Использование кобальта в качестве одной из основных составляющих матрицы основано на хорошей смачиваемости карбида вольфрама расплавом кобальта — контактный угол при температуре 1420 °С близок к нулю [8, 9], и работа адгезии высокая. Высокая адгезионная связь между карбидами и матрицей обеспечивает превосходное сочетание высокой твердости и вязкости разрушения, которое характерно для сплавов WC—Co [10]. Присутствие значительного количества Cr в Co-матрице повышает коррозионную стойкость нанесенных покрытий [7]. В литературных источниках предложены два возможных механизма объяснения повышенной коррозионной стойкости, наблюдаемой при использовании матриц Co—Cr. С одной стороны, сплав Co—Cr создает достаточно устойчивую псевдопассивную пленку [11], которая препятствует активному растворению матрицы (даже покрытие с чистой Co-матрицей способно образовывать псевдопассивный слой). Эта способность частично обусловлена присутствием некоторого количества вольфрама и углерода, которые диффундируют в матрицу во время напыления [12]. Добавление хрома обеспечивает определенное улучшение способности к псевдопассивации по сравнению с чистой Co(W, C)-матрицей. С другой стороны, было также высказано предположение, что хром благоприятствует образованию карбидов типа

M6C (где M = Co, Cr, W), также известных под названием η -фаза [7]. Данная фаза химически более стабильна, чем фаза металлической матрицы, хотя может ухудшать пластичность и ударную вязкость.

Покрyтия из (WC + Ni)-порошков двух разных марок — Amperit 547 (12Ni—WC, агломерированный и спеченный, средний размер частиц ~ 34,49 мкм) и Amperit 544 (17Ni—WC, средний размер частиц ~ 12,83 мкм). Продемонстрирована возможность нанесения покрытий методом холодного напыления, а также установлено влияние параметров процесса на параметры покрытий. Покрытия нанесены на нержавеющую сталь. Максимальная твердость покрытия 6,19 ГПа [13].

Покрyтия на основе TiC, содержащие металлическую Ni—20 %Cr-матрицу. Порошковые смеси для напыления изготовлены промышленным методом High energy ball milling (HEBM) с использованием элементного титана и углерода, а также сплава Ni — 20%Cr. Для напыления использовали отсеянные порошки с размером частиц 10...38 мкм. Два метода использовали для нанесения покрытий — HVOF и HVOF. Полученные покрытия сравнивали с покрытиями, изготовленными с использованием стандартных порошков марок WOKA 3652 (WC—10Co—4Cr) и WOKA 7102 (Cr3C2—25 % мас. (Ni—20 % мас. Cr)). Средняя твердость покрытий, в зависимости от метода и параметров процесса, находится в диапазоне 627...901 HV0,3 для TiC—25NiCr и в диапазоне 763...933 HV0,3 для TiC—40NiCr. Так, установлено, что твердость TiC—40NiCr немного выше, при этом покрытия TiC—25NiCr более хрупкие. Испытания на износ при комнатной температуре показали, что предложенные в работе экспериментальные покрытия (TiC—25NiCr и TiC—40NiCr) обладают более высокой износостойкостью по сравнению с покрытиями Cr3C2—NiCr, но являются менее износостойкими, чем WC—10Co4Cr; коэффициент трения покрытий TiC—NiCr находится в диапазоне ~ 0,65...0,75. Эти значения сравнимы со значениями для покрытия Cr3C2—NiCr (~ 0,65) и превышают значения для покрытия WC—10Co4Cr (~0,55). При повышенной температуре испытаний (400 °C) более высокую износостойкость и меньший коэффициент трения показало покрытие TiC—25NiCr. При этом установлен переход к более выраженному абразивному механизму износа для обоих вариантов покрытий, а также выраженные признаки трибооксидации. Коррозионные испытания показали, что ни одно из покрытий не обеспечивает такую коррозионную стойкость, как непокрытый образец — поли-

рованная нержавеющая сталь AISI 304; WC—CoCr показало худшую стойкость к электрохимической коррозии. Обобщая все представленные результаты, авторы утверждают, что предложенное покрытие TiC—40NiCr может быть использовано в качестве альтернативы покрытиям WC—CoCr и Cr3C2—NiCr при комнатной температуре [14].

Покрyтия WC—NiMoCrFeCo и WC—FeNiCrMoCu обладают такой же износостойкостью при трении, как и покрытие WC—CoCr. Механизм износа в большей степени зависит от начального размера частиц WC, чем от состава металлической матрицы покрытия. Повторное деформирование абразивными частицами вызывает распространение трещин в покрытии и выкрашивание крупных частиц. Покрытия WC—NiMoCrFeCo и WC—FeNiCrMoCu менее устойчивы к износу крупными абразивными частицами, однако более коррозионно-устойчивы в растворе 3,5%-ного NaCl, чем покрытие WC—CoCr [15].

Керамические покрытия системы SiC—WC—Cr3C2, нанесенные высокоскоростным методом на предварительно напыленный на подложку (сталь 304) никель-хромовый металлический слой. Общая толщина покрытия ~ 240 мкм; использовали порошки с размером частиц ~ 40 мкм; твердость покрытия 1058 HV0,1. Покрытие предлагается для улучшения стойкости против эрозии [16].

Керамические покрытия Al2O3, полученные путем напыления суспензий методами плазменного (SPS) и высокоскоростного газопламенного напыления (S-HVOF). Показано, что оба метода позволяют получить низкопористые (1...4 %) покрытия с преобладанием α -Al2O3 фазы (до 47 % об. для S-HVOF и до 62 % об. для SPS). Перед напылением керамического покрытия был нанесен промежуточный слой Ni—Cr толщиной 70 мкм. Толщина керамических покрытий составила ~ 250...330 мкм. Твердость покрытий ~ 670...1000 HV0,2, в зависимости от метода и используемой суспензии; коэффициент трения ~ 0,7. Приведены данные по износу и показано, что полученные покрытия обладают хорошей износостойкостью [17].

Многослойное керамическое покрытие, нанесенное методом плазменного напыления и состоящее из чередующихся слоев Al2O3 и TiOx/Cr2O3 показало, что можно получить довольно толстое керамическое (~ 200 мкм) покрытие на инструментальной стали, однако механические свойства покрытия не исследовали — покрытие предлагается как эффективный полупроводниковый слой, способный равномерно распределять тепло и трансформировать электрическую энергию в тепловую.

Результаты исследований показывают, что керамические покрытия обладают высокой твердостью и износостойкостью, однако их существенным недостатком является хрупкость, низкая ударная вязкость, высокий уровень остаточных растягивающих напряжений, склонность к растрескиванию. Поэтому применение таких покрытий обосновано лишь в случае, когда наряду с высокой твердостью необходимо обеспечить другие специфические свойства.

В условиях, когда требуется высокая механическая стойкость к износу, композиционные покрытия на основе металлических сплавов и керамики являются наиболее рациональными. Ниже приведен обзор работ по композиционным покрытиям, которые рассматриваются авторами, в том числе и в качестве альтернативы хромовым электролитическим покрытиям.

Сравнение покрытий WC—Co—Cr, нанесенных высокоскоростным газопламенным методом с использованием коммерческих агломерированных порошков марок Sulzer 5847 и Woka 3653 различной морфологии и включающие частицы карбида вольфрама различных размеров — от 2 до 8 мкм (Sulzer 5847) и от 100 нм до 3 мкм (Woka 3653). Покрытия нанесены на субстраты из низколегированной стали 4340 (0,41C—0,73Mn—0,8Cr—1,74Ni—0,25Mo—0,25Si, % мас.). Толщина покрытий ≈ 150 мкм. Проведена оптимизация параметров напыления по пористости, остаточным напряжениям и твердости, обеспечивая твердость в приемлемом диапазоне (при слишком низких значениях твердости не обеспечивается нужный уровень износостойкости; слишком высокая твердость покрытий затрудняет финишную обработку деталей). Напыленные покрытия сравнивали с гальваническим твердым хромом (850 HV_{0,3}). Твердость покрытий составила ~ 1200 HV_{0,3} при температуре пламени на расстоянии напыления 1870 °C и 1000 HV_{0,3} при температуре пламени 1310 °C (при сопоставимых скоростях напыления 520 и 600 м/с в случае высокой температуры и 584 м/с — в случае низкой температуры пламени). Установлено, что размер частиц карбида вольфрама не оказывает существенного влияния на микроструктуру и микротвердость покрытий, однако эффективность напыления при использовании мелкого порошка гораздо выше. Понижение энергии пламени в целях уменьшения нагрева субстрата приводит к значительным структурным изменениям в нанесенном слое и уменьшению твердости. Испытания на коррозионную и износостойкость показали, что все напыленные покрытия не уступают гальваническому хромовому,

включая покрытия, полученные с пламенем более низкой температуры [18].

Исследования покрытий из плакированного порошка 80 % мас. Cr₃C₂—20 % мас. NiCr со средним размером частиц ~ 25 мкм, нанесенных на сталь UNS—G41350 методом высокоскоростного напыления. Подготовка субстрата включала промывку в ацетоне и дробеструйную обработку дробью из Al₂O₃ (средний параметр шероховатости полученной поверхности $Ra \approx 5$ мкм). Полученные покрытия сравнивались с электролитическими хромовыми. Твердость покрытий составила (1150 \pm 21) HVN300 для напыленного (толщина 220 мкм) и (1100 \pm 28) HVN300 для хромового электролитического (толщина 100 мкм) покрытия. В напыленном покрытии, кроме изначальных фаз, обнаружены фазы Cr₇C₃ и Cr₂O₃, образование которых обусловлено частичным обезуглероживанием и оксидацией частиц порошка во время напыления. В испытании на износ трением лучшие результаты показало напыленное покрытие, в испытании на абразивный износ — электролитическое. Указывается, что путем оптимизации параметров напыления можно улучшить этот показатель [20].

Выводы

1. При эксплуатации штоков гидроцилиндров крупногабаритной горнодобывающей техники преобладает абразивный износ поверхностей в условиях постоянного контакта с абразивом и случайных контактов с другими деталями, конструкциями, попадания кусков породы, камней, абразива от работающих рядом других агрегатов и т.п.

2. Электролитические хромовые покрытия обеспечивают работоспособность и приемлемую долговечность оборудования за счет их высокой твердости наряду с высокой прочностью сцепления с субстратом, достаточной прочностью, пластичностью, прирабатываемостью и низким коэффициентом трения.

3. Учитывая имеющиеся данные по условиям эксплуатации штоков и свойствам термически напыленных покрытий на основе различных неметаллических соединений, сплавов различных систем легирования и их смесей, целесообразно, в качестве альтернативы хромовому покрытию, рассматривать в первую очередь системы на основе карбида вольфрама (WC). Принимая во внимание дефицитность кобальта, высокую стоимость продуктов на его основе и риски, связанные с их применением (потенциальная канцерогенность), целесообразно использовать системы на основе никелевых сплавов, немного уступающих по ко-

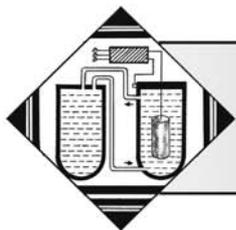
розионной и износостойкости кобальту, но обладающих высокими прочностными, трибологическими и антикоррозионными характеристиками, обеспечивающими хорошую смачиваемость частиц WC, высокую прочность сцепления с субстратами на железной основе и являющимися более дешевой альтернативой кобальту.

4. Наряду с системами на основе WC, высокой стойкостью к абразивному износу традиционно обладают покрытия на основе кислородсодержащей керамики (Al_2O_3 , TiO_2 , Cr_2O_3). Свойства покрытий во многом зависят от условий нанесения используемого подслоя, конкретного оборудования и ряда других факторов, при оптимальном подборе которых возможно получить эффективные износостойкие покрытия и с использованием данных материалов. Целесообразно на первом этапе проекта провести экспериментальные исследования по нанесению покрытий с применением оксидной керамики и оценить их эффективность при использовании намеченного оборудования.

5. Научные исследования показывают, что наноструктурные покрытия могут обладать повышенными эксплуатационными характеристиками. Целесообразно в рамках проекта провести экспериментальные исследования нанесения покрытий с использованием нанодобавок и оценить возможность и рациональность их применения для достижения целей данного проекта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Picas J.A., Forn A., Matthaus G.** HVOF coatings as an alternative to hard chrome for pistons and valves // *Wear*. 2006. Vol. 261. P. 477–484. DOI: 10.1016/j.wear.2005.12.005.
2. **Dry sliding** wear behaviour of HVOF thermal sprayed WC—Co—Cr and WC—CrxCy—Ni coatings / Bo Song et al. // *Wear*. 2020. Vol. 442–443. Art. 203114.
3. **Digvijay G. Bhosale, Walmik S. Rathod, Sanjay W. Rukhande.** Effect of counter faces on sliding wear behavior of WC—Cr₃C₂—Ni composite coating deposited by high velocity oxy fuel // *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 41. P. 780–785. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.466>.
4. **Effect** of Ti on microstructure characteristics, carbide precipitation mechanism and tribological behavior of different WC types reinforced Ni-based gradient coating / Zhang Mingyang et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2019. Vol. 374. P. 645–655.
5. **Effect** of WCeCo content on the microstructure and properties of NiCrBSi composite coatings fabricated by supersonic plasma spraying / Guo Hongjian et al. // *Journal of Alloys and Compounds* 2019. Vol. 789. P. 966–975.
6. **Berger L.-M.** Coatings by thermal spray // *Compr. Hard Mater.* by V.K. Sarin et al. Elsevier, Amsterdam. 2014. Vol. 1. P. 471–506. URL: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096527-7.00017-9>.
7. **Berger L.-M.** Application of hardmetals as thermal spray coatings // *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2015. Vol. 49. P. 350–364. 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.029.
8. **Lay S., Missiaen J.-M.** Microstructure and morphology of hardmetals // *Compr. Hard Mater.* 2014. Vol. 1. P. 91–120. URL: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096527-7.00003-9>.
9. **Kurlov A.S., Gusev A.I.** Tungsten Carbides. Springer International Publishing. 2013. 242 p. DOI 10.1007/978-3-319-00524-9.
10. **Fang Z.Z., Koopman M.C., Wang H.** Cemented Tungsten Carbide Hardmetal — An Introduction // *Compr. Hard Mater.* 2014. P. 123–137. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096527-7.00004-0>.
11. **Corrosion Mechanism** of HVOF Thermal Sprayed WC—CoCr Coatings in Acidic Chloride Media Surf / J.A. Picas et al. // *Surface and Coatings Technol.* 2019. Vol. 371. P. 378–388. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2018.10.025.
12. **Human A., Roebuck B., Exner H.** Electrochemical polarisation and corrosion behaviour of cobalt and Co(W,C) alloys in 1 N sulphuric acid. *Mater. Sci. Eng.: A*. 1998. Vol. 241. P. 202–210. URL: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00492-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00492-9).
13. **Effect** of thermal energy on the deposition behaviour, wear and corrosion resistance of cold sprayed Ni—WC cermet coatings / A. Sai Jagadeeswar et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 399. Art. 126138. URL: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126138>.
14. **TiC—NiCr thermal spray** coatings as an alternative to WC—CoCr and Cr₃C₂—NiCr / Giovanni Bolelli et al. // *Wear*. 2020. Vol. 450–451. Art. 203273. URL: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203273>.
15. **Alternative** metallic matrices for WC-based HVOF coatings / Veronica Testa et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 402. Art. 126308. URL: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126308>.
16. **Erosion Behaviour** of HVOF Sprayed SiC—WC—Cr₃C₂ Multilayer Coating on 304 Stainless Steel / K.V. Sreenivas Rao et al. // *Materials Today: Proceedings*. 2018. Vol. 5. P. 24685–24690. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.10.266>.
17. **Microstructural**, mechanical and tribological properties of finely grained Al_2O_3 coatings obtained by SPS and S—HVOF methods / Monika Michalak et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 404. Art.126463. URL: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126463>.
18. **Heating behaviour** of plasma sprayed TiOx/Cr₂O₃ coatings for injection moulding / K. Bobzin et al. // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 399. Art. 126199. URL: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.10.266>.
19. **HVOF—Deposited WCCoCr** as Replacement for Hard Cr in Landing Gear Actuators / A. Aguero et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2011. Vol. 20(6). P. 1292–1309.
20. **High—Velocity Oxyfuel** Cr₃C₂—NiCr Replacing Hard Chromium Coatings / J.M. Guilemany et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2005. Vol. 14 (3). P. 335–341.



А.И. Ковтунов, д-р техн. наук, **А.Г. Бочкарев**
(Тольяттинский государственный университет)
E-mail: a.bochkarev93@mail.ru

Исследование состава, структуры и свойств наплавленных сплавов системы титан—алюминий, легированных хромом*

Представлены результаты исследования процессов аргонодуговой наплавки сплавов на основе алюминидов титана, легированных хромом. Установлено влияние режимов наплавки на химический состав и структуру наплавленных сплавов. Представлены результаты испытания твердости, износостойкости и жаростойкости легированных хромом сплавов на основе алюминидов титана.

Ключевые слова: алюминиды титана, легирование, твердость, хром, жаростойкость износостойкость, аргонодуговая наплавка.

The results of the study of the processes of argon-arc surfacing of alloys based on titanium aluminides doped with chromium are presented. The effect of surfacing modes on the chemical composition and structure of the deposited alloys has been established. The results of testing the hardness, wear resistance and heat resistance of chromium-alloyed alloys based on titanium aluminide are presented.

Keywords: titanium aluminides, alloying, hardness, chromium, heat resistance, wear resistance, argon arc surfacing.

Введение

Сплавы на основе алюминидов титана представляют практический интерес для различных областей машиностроения благодаря сочетанию высоких показателей коррозионной стойкости, износо- и жаростойкости и жаропрочности [1, 2]. Такие сплавы могут успешно применяться как в качестве конструкционных материалов [3], так и в качестве защитных покрытий на изделиях, работающих в условиях высоких температур и абразивного износа [4].

Наиболее устойчивыми интерметаллидными фазами, обладающими высокими показателями физико-механических свойств, являются фазы γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al [5]. При этом алюминиды титана обладают низкими пластичностью и технологическими свойствами при комнатной температуре, что усложняет их получение и применение [5, 6].

Для повышения пластичности и снижения хрупкости интерметаллида широко применяют легирование компонентами, растворимыми в алюминиде титана. Легирующие элементы замещают или титан, или алюминий, или оба компонента в интерметаллиде. В качестве легирующих целесообразно использовать элементы с максимальной растворимостью в указанных интерметаллидных фазах [6].

Хром является одним из перспективных легирующих элементов для сплавов на основе алюминидов титана. В алюминиде титана Ti₃Al растворяется до 2 % хрома, а в TiAl — до 8 % хрома [7, 8].

Цель работы — исследовать влияние легирования хромом на состав, структуру и свойства наплавленных покрытий на основе алюминидов титана.

Методика исследования

Аргонодуговую наплавку интерметаллидных сплавов системы титан—алюминий проводили на автоматической двухкоординатной установке

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90097.

со сварочным источником тока "Сварог TIG 315 AC/DC" [9, 10]. Наплавку осуществляли при постоянном токе прямой полярности с применением вольфрамового электрода (WP $d_{эл} = 3,2$ мм) и присадочной проволоки СВА5. Режимы наплавки: диаметр присадочной проволоки $d_{п.п} = 1,2$ мм, ток сварочного источника $I_{св} = 270$ А, напряжение электрической дуги $U_{д} = 15$ В, скорость наплавки $v_{н} = 0,15$ м/мин. Скорость подачи присадочной проволоки ($v_{п.п}$) изменяли в пределах 1,0...4,0 м/мин, расход защитного газа — 10...15 л/мин. Наплавку выполняли на образцах из титана ВТ1-0 толщиной 10 мм.

Присадочную проволоку подавали в хвостовую часть сварочной ванны для уменьшения разбрызгивания алюминия и снижения его угара в покрытиях [10].

Для легирования сварочной ванны применяли порошок хрома Х99Н4 по ГОСТ 5905—2004, который засыпали в специальные пазы, выполненные в титановых образцах (рис. 1). Порошок засыпали в один или два ряда, что позволяло изменять степень легирования металла шва.

Качество наплавленного покрытия определяли путем визуально-измерительного контроля. Склонность к образованию трещин оценивали по наличию трещин на участке наплавки длиной 150 мм.

Исследование химического состава металла наплавленных швов проводили методами растровой электронной микроскопии на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300

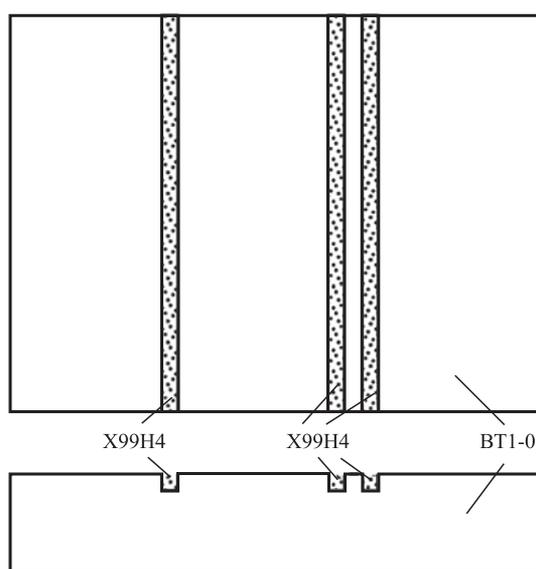


Рис. 1. Схема легирования хромом титановых образцов

и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500.

Твердость покрытий определяли методом Роквелла с помощью стационарного универсального твердомера HBRV-187.5.

Износостойкость наплавленного покрытия определяли как способность его поверхностных слоев противостоять внедрению абразивных частиц при абразивном изнашивании от воздействия закрепленных частиц и оценивали по формуле относительной износостойкости [9]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta I_{э}}{\Delta I_{м}},$$

где $\Delta I_{э}$ — линейный износ эталона; в качестве эталона использовали сталь 45;

$\Delta I_{м}$ — линейный износ испытуемого материала.

Жаростойкость покрытия находили по относительному изменению массы образцов с одинаковой площадью поверхности, выдерживаемых в печи сопротивления при 800 °С. Температуру испытаний выбирали исходя из максимальной температуры эксплуатации алюминидов титана [6]. Массу образцов измеряли через каждые 100 ч выдержки после предварительного удаления продуктов высокотемпературной коррозии с поверхности образцов.

Результаты исследования

Визуальный анализ поверхности наплавленных образцов показал, что в исследуемом диапазоне режимов формируются мелкочешуйчатые швы со стабильными геометрическими параметрами.

Химический состав наплавленного металла в поперечном сечении отличаются неоднородностью по содержанию алюминия и хрома. Причина неоднородности — высокие скорости охлаждения и кристаллизации жидкометаллической ванны и, как следствие, недостаточность времени для выравнивания распределения легирующих элементов в ее объеме. Содержание алюминия уменьшается сверху вниз по сечению наплавленного валика, а содержание хрома, наоборот, увеличивается в этом направлении (рис. 2, а, таблица).

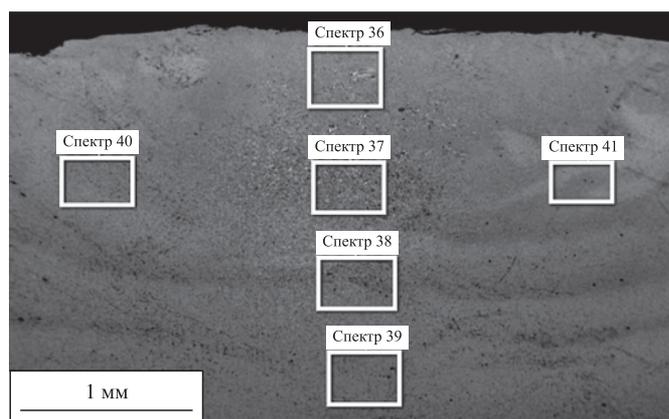
Увеличение скорости подачи присадочной проволоки привело к увеличению неоднородности содержания алюминия и хрома по сечению наплавленных валиков. Валики, наплавленные со скоростью подачи присадочной проволоки 3...4 м/мин, содержащие алюминия более 25 % мас., имеют значительную химическую неоднородность: в поперечном сечении наплавленных валиков наблю-

даются участки, отличающиеся по содержанию алюминия на 5...10 % мас. (рис. 2, б).

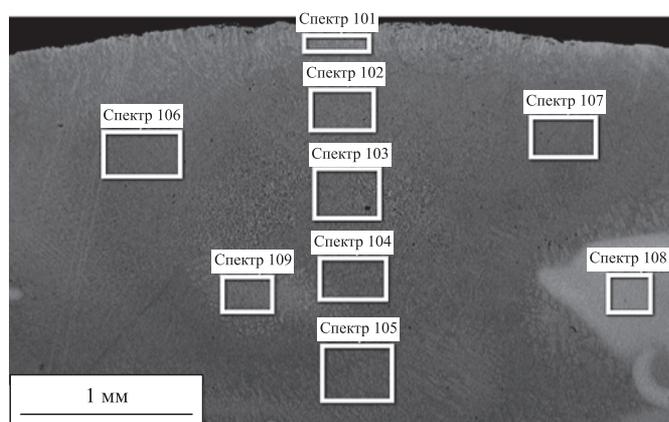
Среднее содержание химических элементов в наплавленных валиках: 11,9...33 % мас. алюминия и 2,4...10,1 % мас. хрома (рис. 3).

Увеличение скорости подачи присадочной проволоки при прочих равных условиях приводит к незначительному уменьшению содержания хрома, что связано с увеличением доли участия алюминия, переходящего в сварочную ванну при плавлении присадочной проволоки (рис. 3, б). Содержание алюминия зависит от скорости подачи присадочной проволоки (рис. 3, а): увеличение скорости подачи с 1 до 4 м/мин приводит к увеличению среднего содержания алюминия в металле шва практически в 3 раза (с 11,9 до 32,8 %). При легировании хромом содержание алюминия в наплавленных валиках снижалось.

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что фазовый состав зависит от скорости подачи



а) а)



б) б)

Рис. 2. Химический состав наплавленных валиков при введении порошка хрома в один паз и скорости подачи присадочной проволоки:

а — 2 м/мин; б — 4 м/мин

**Химический состав, % мас.,
в контрольных точках наплавленных валиков**

Номер спектра	Al	Ti	Cr
$v_{пп} = 2$ м/мин; введение порошка хрома в 1 паз; рис. 2, а			
Спектр 36	27,77	69,18	3,05
Спектр 37	24,30	72,32	3,39
Спектр 38	21,24	75,03	3,72
Спектр 39	19,50	76,68	3,82
Спектр 40	21,66	74,74	3,60
Спектр 41	22,67	74,17	3,16
$v_{пп} = 4$ м/мин; введение порошка хрома в 1 паз; рис. 2, б			
Спектр 101	33,82	63,68	2,50
Спектр 102	35,23	62,33	2,44
Спектр 103	35,08	62,47	2,45
Спектр 104	34,35	63,23	2,42
Спектр 105	33,47	63,94	2,59
Спектр 106	34,45	63,07	2,48
Спектр 107	36,02	61,47	2,51
Спектр 108	28,96	68,37	2,68
Спектр 109	32,03	65,43	2,54
$v_{пп} = 1$ м/мин; двухфазная область α -Ti + α_2 -Ti ₃ Al; рис. 4, а			
Спектр 14	11,35	80,25	8,40
Спектр 15	16,70	76,89	6,41
Спектр 16	14,27	79,14	6,59
$v_{пп} = 2$ м/мин; фаза α_2 -Ti ₃ Al; рис. 4, б			
Спектр 50	19,51	76,83	3,66
Спектр 51	19,97	76,29	3,73
Спектр 52	23,08	74,09	2,83
$v_{пп} = 4$ м/мин; двухфазная область α_2 -Ti ₃ Al + γ -TiAl; рис. 4, в			
Спектр 137	22,01	72,62	5,37
Спектр 138	31,98	63,27	4,75

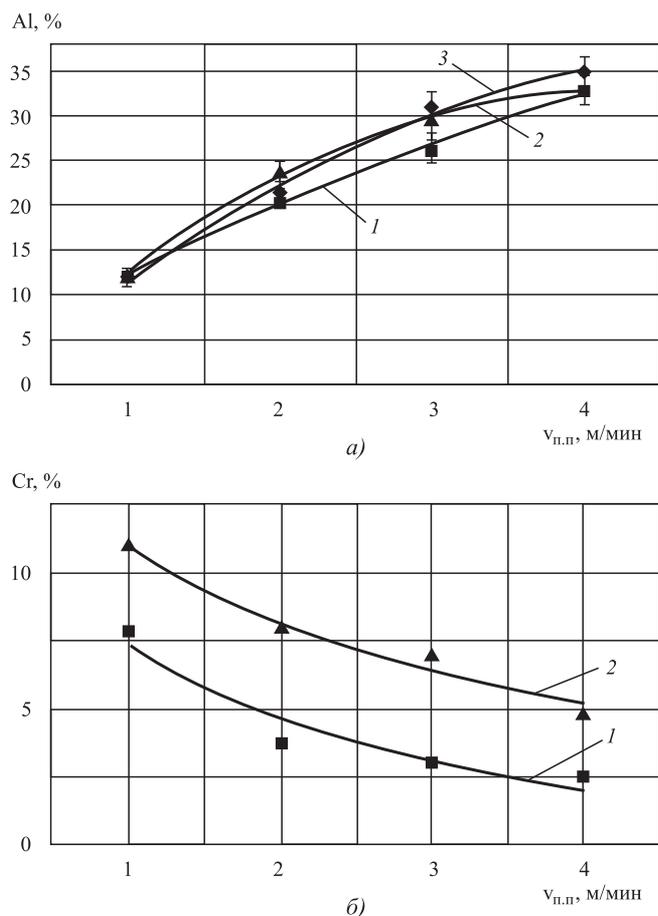


Рис. 3. Зависимость среднего содержания алюминия (а) и хрома (б) в наплавленных валиках от скорости подачи присадочной проволоки:
 1 — легирование порошком хрома (1 паз); 2 — легирование порошком хрома (2 паз); 3 — без легирования (проволока СВА5 Ø1,2 мм)

присадочной проволоки и количества порошка хрома, вводимого в жидкометаллическую ванну при наплавке. Фазовый состав определяется химическим составом наплавленного металла и, исходя из содержания элементов в фазах, представлен в основном легированными хромом фазами: α -Ti; α -Ti + α_2 -Ti₃Al; α_2 -Ti₃Al; α_2 -Ti₃Al + γ -TiAl [11, 12].

При содержании алюминия в наплавленном металле 11,5...13 % мас. (скорость подачи присадочной проволоки 1 м/мин) структура наплавленного металла, исходя из химического состава фаз и диаграмм состояний Ti—Al и Ti—Al—Cr, представлена фазами α -Ti + α_2 -Ti₃Al, пересыщенными хромом (рис. 4, а) [7, 8, 11]. Содержание хрома в фазе α -Ti составило 8,4...10,5 % мас., а в фазе α_2 -Ti₃Al — 6,4...9 % мас.

Увеличение содержания алюминия до 20...24 % мас. (скорость подачи проволоки 2 м/мин)

позволило сформировать наплавленные валики с практически однофазной структурой на основе фазы α_2 -Ti₃Al, пересыщенной хромом (рис. 4, б).

Валики, наплавленные со скоростями подачи присадочной проволоки 3...4 м/мин, содержащие

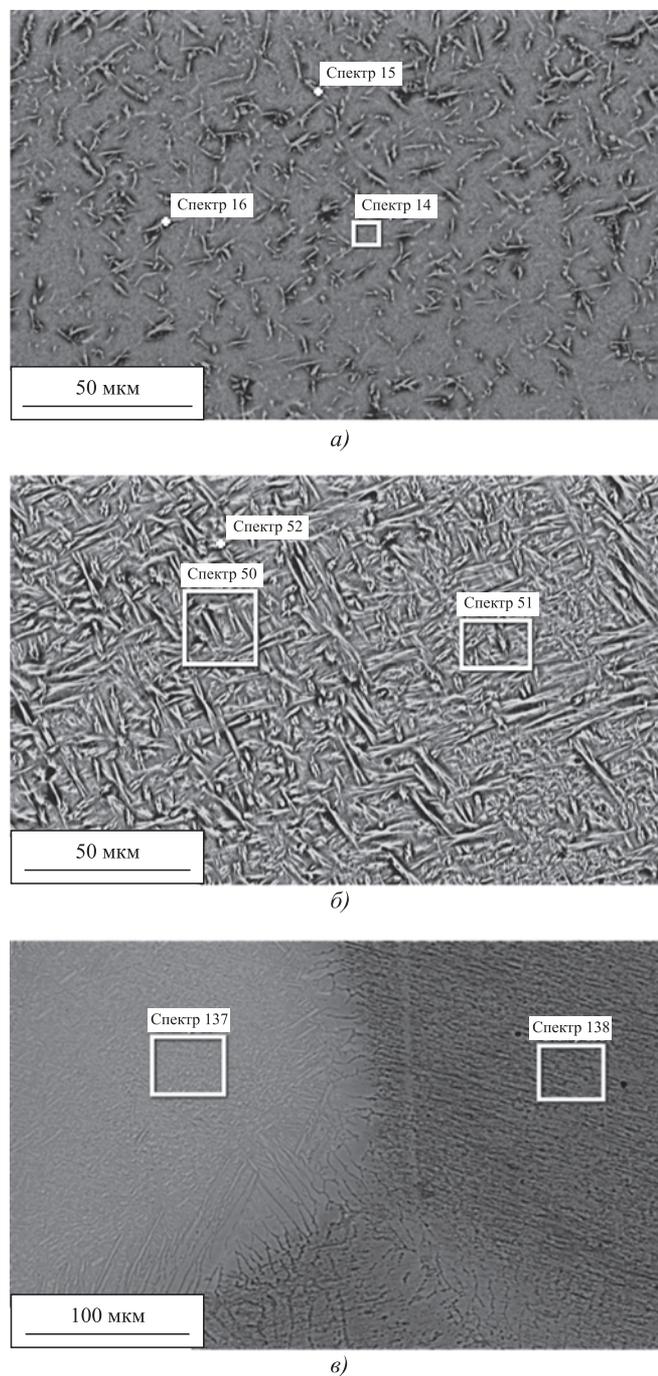


Рис. 4. Структура наплавленных валиков, среднее содержание компонентов, % мас.:

а — при скорости подачи присадочной проволоки 1 м/мин: Al — 11,9, Cr — 7,8; б — при скорости подачи присадочной проволоки 2 м/мин: Al — 20,8, Cr — 5; в — при скорости подачи присадочной проволоки 4 м/мин: Al — 32,8, Cr — 4,85

алюминий в среднем более 25 % мас., отличаются макронеоднородностью по фазовому составу. В структуре наплавленного валика явно выделяются участки с содержанием алюминия до 23 % мас., что соответствует области существования легированной хромом фазы $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, участки с содержанием алюминия более 31 % мас., что соответствует области существования фазы $\gamma\text{-TiAl}$ и участки с содержанием алюминия в среднем 23...31 % мас., что соответствует двухфазной области $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al} + \gamma\text{-TiAl}$ (рис. 4, в).

Твердость наплавленного нелегированного металла изменяется в пределах 22...35 HRC. Максимальное значение твердости наблюдается у сплавов, наплавленных со скоростями подачи про-

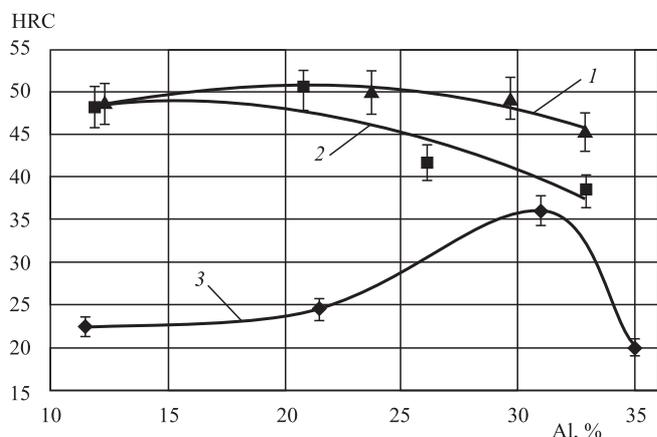


Рис. 5. Зависимость твердости наплавленных сплавов от содержания алюминия:

1 — легирование хромом (2 паса); 2 — легирование хромом (1 паз); 3 — без легирования (проволока SvA5 $\varnothing 1,2$ мм)

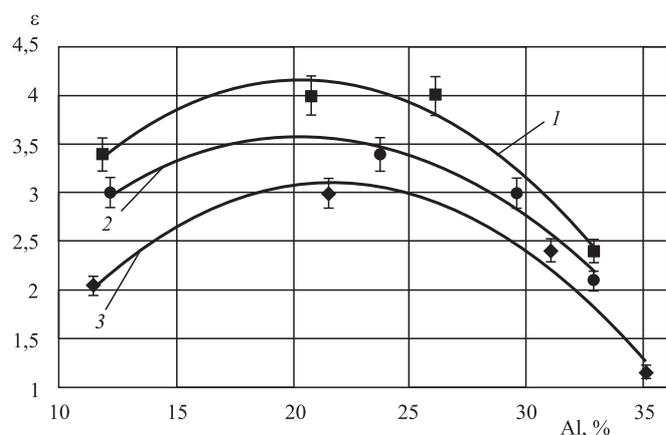


Рис. 6. Зависимость относительной износостойкости от содержания алюминия в наплавленном сплаве:

1 — легирование хромом с одним пазом; 2 — легирование хромом с двумя пазами; 3 — без легирования (проволока SvA5 $\varnothing 1,2$ мм)

волок 2...3 м/мин и содержанием алюминия в пределах 20...30 % мас. При более высоком содержании алюминия в структуре наплавленных валиков начинает преобладать фаза $\gamma\text{-TiAl}$, которая отличается более высокой хрупкостью, что и влияет на значения твердости сплавов.

Легирование хромом повышает твердость наплавленных валиков на 15...25 HRC. Значения твердости в зависимости от режимов наплавки и химического состава наплавленного металла изменяются в пределах 38...50 HRC (рис. 5).

Значение относительной износостойкости наплавленных валиков находится в пределах 1,1...4,0 (рис. 6). Относительная износостойкость нелегированных хромом наплавленных сплавов не превышала 3, а легирование хромом позволило повысить износостойкость до 4. Максимальное значение износостойкости наблюдалось в сплавах, содержащих алюминий в пределах 20...27 % мас. и хром 3,7...7 % мас.

Исследования жаростойкости при выдержке в течение 600 ч при температуре 800 °С показали, что потеря массы образцов из наплавленных сплавов системы титан—алюминий зависит от химического состава наплавленного металла, определяемого режимами наплавки (рис. 7). При наплавке нелегированных сплавов системы титан—алюминий со скоростью подачи присадочной алюминиевой проволоки 1 м/мин и содержании алюминия порядка 11,5 % мас. потеря массы составила 18 %, а при скорости подачи 4 м/мин и содержании алюминия 35 % масса образца уменьшилась на 2 % (рис. 7).

Легирование хромом значительно снизило жаростойкость наплавленного металла, особенно

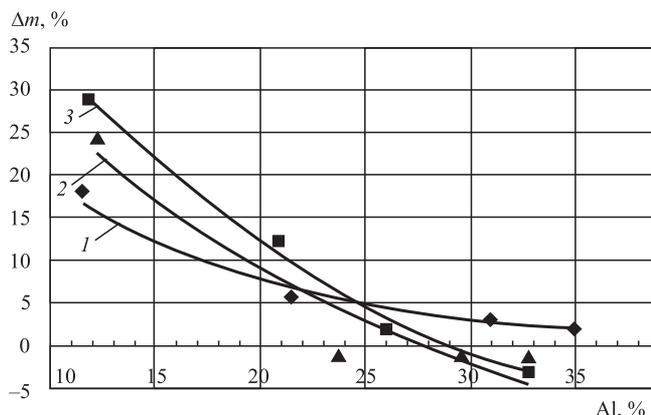


Рис. 7. Зависимость изменения массы наплавленных образцов от содержания алюминия:

1 — без легирования (проволока SvA5 $\varnothing 1,2$ мм); 2 — легирование хромом (2 паса); 3 — легирование хромом (1 паз)

при скоростях подачи алюминиевой проволоки 1...2 м/мин и содержании алюминия 11,5...20 % мас. Потеря массы образцов доходила до 27 % (см. рис. 7). При содержании алюминия более 25 % мас. легирование хромом незначительно изменяло жаростойкость наплавленного металла, а валики, содержащие более 5 % хрома, отличались более низкой потерей массы образцов. Кроме того, при таком содержании алюминия наблюдалось увеличение массы образцов, что связано с более высокой прочностью окисленного слоя, сцепления его с основным металлом и сложностью его механического удаления.

Количественная оценка трещиностойчивости показала, что легирование хромом наплавленных сплавов незначительно повлияло на трещиностойчивость наплавленного металла. Число трещин уменьшилось на 10...15 % при содержании алюминия в пределах 20...30 % мас.

Выводы

1. Установлено, что легирование хромом в количестве 2,4...10,1 % мас. наплавленных сплавов системы титан—алюминий с содержанием алюминия 11,9...32,8 % мас. повышает твердость и износостойкость сплавов.

2. Легирование хромом наплавленных сплавов системы титан—алюминий снижает их жаростойкость при содержании алюминия до 25 % мас. При содержании алюминия более 25 % мас. жаростойкость наплавленных сплавов, содержащих более 5 % мас. хрома, повышается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Полькин И.С., Гребенюк О.Н., Саленков В.С.** Интерметаллиды на основе титана // *Технология легких сплавов*. 2010. № 2. С. 5—15.

2. **Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С.** Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. М.: ВИЛС-МАТИ. 2009. 520 с.

3. **Иванов В.И., Ясинский К.К.** Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti3Al и TiAl для работы при температурах 600—800 °С в авиакосмической технике // *Технология легких сплавов*. 1996. № 3. С. 7—12.

4. **Использование алюминидов титана** для создания электроискровых покрытий / С.А. Пячин и др. // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2015. № 1. С. 55—61. URL: <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2015-1-55-61>.

5. **Павлинич С.П., Зайцев М.В.** Применение интерметаллидных титановых сплавов при литье узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений // *Вест. Уфим. гос. авиац. техн. ун-та*. 2011. Т. 15. № 4. С. 200—202.

6. **Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А.** Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник. Москва: МИСИС, 2005. 432 с.

7. **Выбор** легирующих элементов для сплавов на основе алюминидов титана / А.О. Деменок и др. // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*. 2013. № 1. С. 95—102.

8. **Тройные диаграммы** на основе алюминидов титана. Анализ и построение / В.Д. Клопотов и др. // *Известия Томского политехнического университета*. 2013. Т. 323. № 2. С. 96—100.

9. **Ковтунов А.И.** Аргонодуговая наплавка сплавами на основе системы железо—алюминий. Тольятти: изд-во ТГУ. 2014. 140 с.

10. **Исследование** структуры и свойств наплавленных на медь сплавов системы Cu—Ti / А.И. Ковтунов и др. // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2020. Т. 16. № 8 (188). С. 366—370.

11. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение. 1996. 992 с.

12. **Raghavan V.** Al—Cr—Ti (Aluminum — Chromium — Titanium) // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2005. Vol. 26. No. 4. P. 349—356. DOI:10.1007/s11669-005-0087-3.

А.В. Филонович, д-р техн. наук, И.В. Ворначева, канд. техн. наук,
А.А. Чуйченко, Е.А. Болотников
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)
E-mail: vornairina2008@yandex.ru

Математическое моделирование процесса упрочняющей обработки титановых сплавов VT20 и OT4

Разработаны математические модели процесса поверхностного упрочнения титановых сплавов VT20 и OT4 электроискровым легированием, которые могут быть использованы при проектировании технологических процессов изготовления титановых лопаток паровых турбин.

Ключевые слова: титановые сплавы, лопатка паровой турбины, математическое моделирование, электроискровое легирование.

Mathematical models have been developed for the surface hardening of VT20 and OT4 titanium alloys by electrospark alloying, which can be used in the design of technological processes for the manufacture of titanium blades of steam turbines.

Keywords: titanium alloys, steam turbine blade, mathematical modeling, electrospark alloying.

Введение

Развитие энергетики, как в Российской Федерации, так и за рубежом, предполагает все более широкое использование турбинных агрегатов повышенной мощности, в которых давление пара достигает 25 МПа, скорость парового потока — 500 м/с, температура — 540 °С. Силовые нагрузки на лопатки турбины, работающие на изгиб и скручивание, растягивающие напряжения из-за центробежных сил, обусловленные большой скоростью вращения ротора, вызывают в материале лопаток сложные напряженные состояния.

Перспективными материалами для крупногабаритных лопаток в таких турбинах могут быть псевдо- α -титановые сплавы, в которых содержание нестабильной β -фазы значительно меньше, чем в двухфазных ($\alpha + \beta$)-титановых сплавах, что обеспечивает их более высокую теплостойкость. Известно, что электроискровые покрытия, нанесенные на псевдо- α -титановые сплавы, имеют высокую износостойкость при температурах до 500 °С и высокую коррозионную стойкость и могут быть использованы для повышения долговечности турбинных лопаток, работающих в потоке перегретого пара в условиях каплеударного эрозийного воздействия [1–21].

Особенности электроискрового легирования (ЭИЛ) позволяют считать этот метод перспективным. Варьируя параметры и условия ЭИЛ, можно изменять микрометаллургические процессы, протекающие в зоне электроискрового разряда,

осуществлять целенаправленный синтез высокопрочных и жаростойких соединений и формировать сложные композиционные покрытия.

На многих предприятиях ведутся разработки технологических процессов упрочнения (а также восстановления) входных и выходных кромок рабочих лопаток последних ступеней паровых турбин с использованием ЭИЛ [4–7]. Однако сведений об использовании электроискрового легирования для упрочнения турбинных лопаток из титановых сплавов в литературе крайне мало.

Важными задачами исследования ЭИЛ титановых сплавов является установление закономерностей электрической эрозии материалов электродов, особенно титанового катода, а также закономерностей формирования покрытий на катоде, максимально учитывая многофакторный характер ЭИЛ: энергетических параметров, особенностей материалов электродов, свойств межэлектродной среды [9–14].

Цель работы — исследование влияния факторов и условий технологического процесса электроискровой обработки на качество покрытий титановых лопаток паровых турбин методами математического моделирования.

Материалы и методы исследования

Электроискровые покрытия наносили на образцы из титановых сплавов VT20 и OT4 на установке "Элитрон-22" с использованием электрода ПГ-12Н-03 в воздушной среде. Использовали

квадратные образцы с размерами 10×10 мм вырезали из листов титановых сплавов ВТ20 и ОТ4 толщиной 2 мм. Перед нанесением покрытия образцы зачищали наждачной бумагой и обезжиривали ацетоном. На подготовленные поверхности наносили экспериментальные покрытия, позволившие выявить закономерности формирования структуры и свойств электроискровых покрытий из электрода ПГ-12Н-03 на титановых сплавах ВТ20 и ОТ4 и получить исходные данные для математического моделирования.

Установлено, что наибольшая удельная масса и наименьшая пористость покрытия достигаются при силе тока 8 А и емкости конденсатора, обеспечивающего электроискровой разряд, 0,6 мкФ. При этих параметрах формируются беспористые покрытия на основе никеля, упрочненные боридами и имеющие высокую твердость, износостойкость и коррозионную стойкость [9–21].

Для построения модели было использовано ротатбельное планирование второго порядка, которое позволяет представить исследуемый процесс с достаточно высокой достоверностью. В качестве независимых переменных факторов, в наибольшей степени определяющих ход процесса электроискрового легирования, были выбраны:

x_1 — удельное время нанесения покрытия, мин/см²;
 x_2 — сила тока в электрическом импульсе, А;
 x_3 — емкость электроискрового конденсатора, мкФ.

В качестве выходных параметров модели (критериев оптимизации) были выбраны две характеристики электроискровых покрытий, представляющие наибольшую ценность в технологическом процессе упрочнения лопаток паровых турбин. Первый параметр — толщина электроискрового покрытия, характеризующая производительность процесса электроискрового легирования. Второй параметр — износостойкость электроискрового покрытия, характеризующая долговечность покрытия, т.е. срок службы турбинных лопаток с электроискровыми покрытиями.

Таким образом, можно записать:

y_1 — толщина покрытия, мкм;

y_{II} — относительная износостойкость покрытия (эталон — титановый сплав ВТ20 без покрытия), отн. ед.

Для разрабатываемой модели были приняты некоторые ограничения. Максимальное удельное время нанесения электроискрового покрытия (x_1) было принято равным 1,8 мин/см² из соображений рациональной производительности процесса. Покрытие на турбинную лопатку наносится в области наружной кромки, где имеет место наибо-

лее интенсивное изнашивание. Зона, упрочняемая электроискровым покрытием, при этом имеет размеры 20×5 см, площадь 100 см².

При удельном времени нанесения покрытия, равном 1,8 мин/см², длительность обработки одной лопатки будет составлять 180 мин (3 ч). Очевидно, что при превышении удельного времени нанесения покрытия длительность упрочнения титановой лопатки превышает рациональные технологические нормативы.

Ограничение максимальной силы тока электроискрового разряда (x_2) значением 8 А принято из соображений допустимой пористости электроискрового покрытия ($\approx 25\%$). Превышение указанной силы тока приводит к значительному повышению пористости покрытия и к недопустимому снижению его механических свойств.

Значения емкости разрядного конденсатора x_3 , принятые в разрабатываемой модели, ограничивались возможностями установки "Элитрон-22".

Для экспериментов с толщиной покрытия использовали образцы в виде роликов из сплава ВТ20 (для машины трения "СМЦ-2"), на образующие поверхности которых наносили электроискровые покрытия легирующим электродом ПГ-12Н-03 в различных режимах. Измеряли диаметр ролика до и после эксперимента и таким образом определяли толщину покрытия.

Затем образцы с электроискровыми покрытиями испытывали на изнашивание при трении по поверхности твердосплавного ролика (контртела) с подачей в зону трения солевого раствора с мелкодисперсным кварцевым абразивом.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам эксперимента рассчитывали коэффициенты в уравнениях регрессии (математической модели исследуемого процесса) и проверяли их адекватность по критерию Фишера.

Адекватные уравнения регрессии имеют вид: для толщины электроискрового покрытия:

$$y_1 = 63,05 + 10,13x_1 + 6,81x_2 - 1,62x_1x_2 - 5,48x_1^2 - 1,22x_2^2; \quad (1)$$

для относительной износостойкости покрытия:

$$y_{II} = 2,46 + 2,44x_1 + 1,15x_2 + 0,19x_1x_2 + 1,32x_1^2 - 0,16x_2^2. \quad (2)$$

Эти уравнения представляют полиномиальные регрессионные модели процесса нанесения электроискрового покрытия ПГ-12Н-03 на титановый

сплав VT20, которые позволяют прогнозировать характеристики этого покрытия при изменении режимов нанесения.

Как видно из полученных уравнений регрессии (математической модели), наибольшее влияние как на толщину электроискровых покрытий, так и на их износостойкость оказывает удельное время нанесения покрытий (скорость перемещения легирующего электрода по упрочняемой поверхности).

Сила импульсного тока, которая определяет массу электродного материала, наносимого на подложку за один искровой разряд, также оказывает достаточно заметное влияние на выходные параметры полученной модели (на толщину и износостойкость покрытий). Как можно судить по коэффициентам в уравнениях регрессии, это влияние примерно в два раза меньше, чем влияние удельного времени нанесения покрытий.

Емкость разрядного конденсатора в исследованных пределах практически не влияет ни на толщину электроискрового покрытия, ни на его износостойкость. Расчеты показали, что все коэффициенты перед переменной x_3 (емкостью конденсатора) оказались незначимыми.

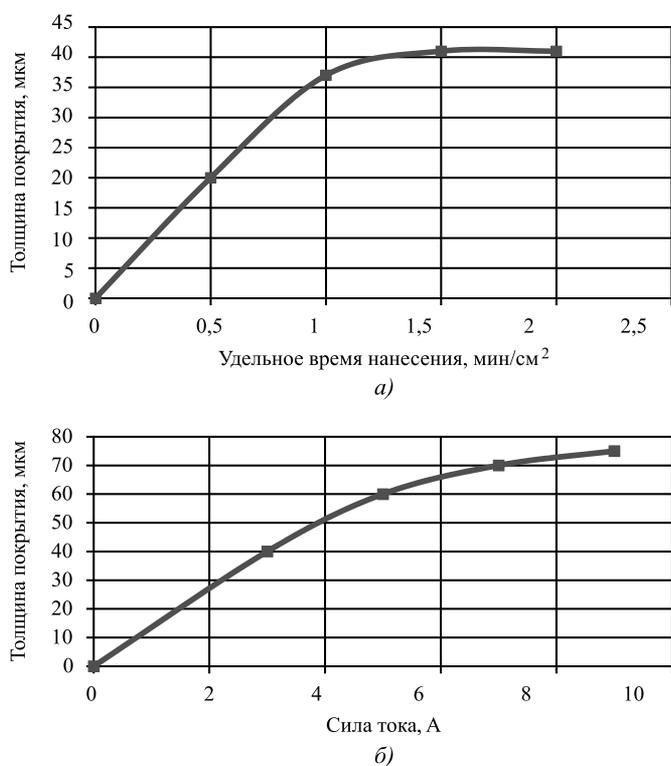


Рис. 1. Влияние удельного времени нанесения электроискрового покрытия (а) и силы тока искрового импульса (б) на толщину покрытия ПГ-12Н-03 на титановом сплаве VT20

Расчетные зависимости критериев оптимизации (выходные параметры модели) от независимых факторов, принятых в модели, представлены на рис. 1 и 2.

Полученные зависимости с 95%-ной вероятностью показывают особенности хода процесса электроискрового легирования титанового сплава при изменении условий — изменении удельного времени нанесения покрытия и силы тока искрового импульса.

Видно, что толщина электроискрового покрытия из никелевого сплава ПГ-12Н-03 на титановом сплаве VT20 при увеличении удельного времени легирования и при увеличении силы тока электроискрового разряда монотонно увеличивается, вначале весьма интенсивно, а в дальнейшем все более медленно. Полученные зависимости могут быть использованы при назначении режимов электроискрового упрочнения титановых лопаток паровых турбин.

Что касается относительной износостойкости электроискровых покрытий, то, как показывают

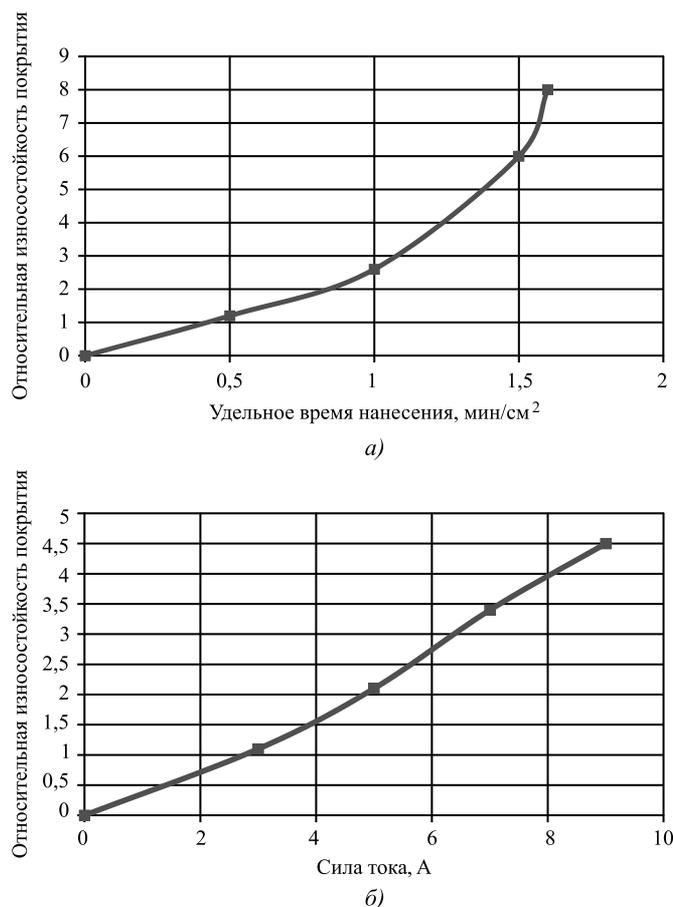


Рис. 2. Влияние удельного времени нанесения электроискрового покрытия (а) и силы тока искрового импульса (б) на износостойкость покрытия ПГ-12Н-03 на титановом сплаве VT20

расчеты по принятой модели, влияние удельного времени нанесения покрытия и влияние силы тока в искровом разряде на эту характеристику не одинаковы. При увеличении времени нанесения износостойкость покрытий резко увеличивается, при повышении силы тока износостойкость увеличивается не так значительно и практически линейно. Таким образом, повысить износостойкость титановых лопаток турбин в 10 и более раз можно путем увеличения удельного времени нанесения покрытия до 1,8...2,0 мин/см² при силе тока искрового разряда 8...9 А.

Правомерность использования математических моделей для практических целей зависит от их адекватности. В нашем случае адекватность модели электроискрового процесса составляет 95 %. Это свидетельствует о том, что расчетные величины, полученные по приведенным выше уравнениям (1) и (2), достаточно хорошо совпадают с экспериментальными данными. Такое совпадение позволяет по данным моделирования устанавливать рабочие параметры технологических процессов.

Представляет интерес визуализация графиков функций в трехмерном пространстве. Такие графики представляют собой поверхности в трехмерной системе координат. Строить трехмерное изображение функции (поверхности отклика) исследуемой модели удобно с использованием экспериментов, выполненных по алгоритму математического планирования эксперимента, в нашем случае — по ротатабельному плану второго порядка. С помощью таких экспериментов можно обнаружить сложные нелинейные взаимосвязи между переменными.

Визуализация функций двух переменных имеет эстетическое (наглядное) и практическое значение, поскольку такие функции выступают в качестве математических моделей различных процессов, например, процесса электроискрового легирования титанового сплава никелевым электродом. После того, как модель этого процесса становится зримой, ее гораздо проще анализировать, поскольку все закономерности исследуемого явления становятся видимыми и очевидными.

На рис. 3 и 4 (см. обложку) представлены трехмерные изображения, построенные с использованием компьютерной программы Scilab, математических моделей влияния удельного времени нанесения и силы тока электроискрового разряда на толщину электроискровых покрытий ПГ-12Н-03 на титановом сплаве ВТ20 и их износостойкость.

Выводы

1. Для проектирования технологических процессов поверхностного упрочнения титановых лопаток паровых турбин была разработана математическая модель электроискрового легирования. Для построения этой модели было использовано ротатабельное планирование эксперимента второго порядка, которое позволяет представить исследуемый процесс с достаточно высокой достоверностью ($\approx 90\%$).

2. Наибольшее влияние на производительность процесса (массоперенос электродного материала) оказывает удельное время нанесения покрытий, меньшее влияние — ток электроискрового разряда. Емкость разрядного конденсатора практически не влияет ни на толщину электроискровых покрытий, ни на их износостойкость.

3. Визуализация полученной модели, проведенная с использованием компьютерной программы MatLab, дает наглядное представление об исследуемом процессе. Хорошее согласование экспериментальных и расчетных (моделируемых) данных позволяет устанавливать параметры технологических процессов упрочнения турбинных лопаток по данным моделирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **The influence** of thermocyclic treatment on the structure and mechanical properties of pseudo-alpha titanium alloys for steam turbine blades / V. Gadalov et al. // *Materials Science Forum*. Switzerland. 2021. С. 117—124.
2. **Резинских В.Ф., Лебедева А.И., Богачев А.Ф.** Критерии эксплуатационной надежности коррозионно-поврежденных лопаток ЦНД паровых турбин // *Электрические станции*. 1991. № 7. С. 32—35.
3. **Failure analysis** of the final stage blade in steam turbine / W. Wei-Ze et al. // *Engineering Failure Analysis*. 2007. Vol. 437. P. 70—74.
4. **О восстановлении** ресурса рабочих лопаток и дисков паровых турбин / Л.А. Жученко и др. // *Электрические станции*. 2001. № 5. С. 21—24.
5. **Effects** of hydrogen exposure on the mechanical and tribological properties of α -titanium surfaces / V.I. Pokhmurskii et al. // *Wear*. 2013. Vol. 306. Is. 1—2. P. 47—50.
6. **Титановые сплавы** для лопаток паровых турбин / Ю.П. Белолипецкий и др. // *Теплоэнергетика*. 1971. № 8. С. 25—29.
7. **Гонсеровский Ф.Г., Силевич В.М.** Продление срока службы узлов и деталей проточной части турбин ТЭС и АЭС // *Тяжелое машиностроение*. 2002. № 10. С. 59—63.
8. **Разработка** и внедрение высокоэффективной технологии ремонта рабочих лопаток паровых турбин / А.Н. Карев и др. // *Электрические станции*. 1999. № 12. С. 16—20.

9. **Электроискровое** и комплексное упрочнение поверхности титана / И.А. Подчерняева и др. // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2014. № 1. С. 73—87.
10. **Hascalik A., Caydaş U.** Electrical discharge machining of titanium alloy (Ti—6Al—4V) // Applied Surface Science. 2007. Vol. 253 (22). P. 9007—9016.
11. **Severe-to-mild wear** transition of titanium alloys as a function of temperature / L. Wang et al. // Tribology Letters. 2014. Vol. 53(3). P. 511—520.
12. **Wear characteristics** of Ti—6Al—4V alloy at 20—400 °C / X.H. Cui et al. // Tribology Transactions. 2012. Vol. 55(2). P. 185—190.
13. **Описание процесса** электроискрового легирования (обобщенная модель) / В.Н. Гадалов и др. // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2016. № 4 (21). С. 58—66.
14. **Electroacoustic coating** application to improve the performance of composites based on heat-resistant nickel alloys / V.N. Gadalov et al. // Russian Engineering Research. 2017. T. 37. № 9. С. 751—753.
15. **Исследование** кинетики процесса формирования упрочненного поверхностного слоя, его структуры и фазового состава на спеченном сплаве ОТ4, полученного методом электроэрозионного диспергирования с локальным электроискровым нанесением покрытия / В.Н. Гадалов и др. // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2017. № 11-2. С. 153—163.
16. **Прогнозирование** надежности металлоконструкций методами статистического моделирования / В.Н. Гадалов и др. // Научная жизнь. 2019. Т. 14. № 4 (92). С. 457—462.
17. **Modeling** of cryogenic frictional behavior of titanium alloys using Response Surface Methodology approach / N.s.M. El-Tayeb et al. // Materials and Design. 2009. Vol. 30. Is.10. P. 4023—4034.
18. **Модернизация** процесса технологии электроискрового легирования / В.Н. Гадалов и др. // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2019. № 5. С. 41—48.
19. **О влиянии** режимов электроискрового легирования на кинетику массопереноса материала легирующего электрода на титановые сплавы для лопаток паровых турбин / В.Н. Гадалов и др. // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2020. № 10. С. 38—43.
20. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение; София: Техника. 1980. 304 с.
21. **Горяинов В.Б., Павлов И.В., Цветкова Г.М.** Математическая статистика. М.: изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2001. 424 с.

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

E-mail: utp@mashin.ru

Web-site: www.mashin.ru

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

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

Сдано в набор 05.08.2021 г. Подписано в печать 20.09.2021 г. Формат 60×88 1/8.

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

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

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

Сайт: **www.aov.ru**