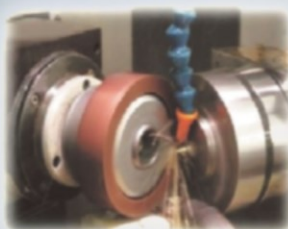


НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

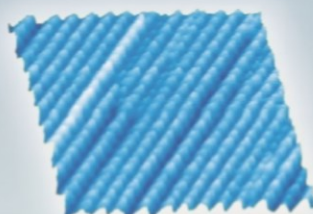
ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

12 ⁽¹⁶²⁾
2024

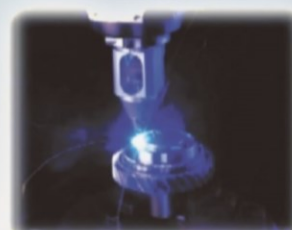
**ЭЛЕКТРО-ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ
И КОМБИНИРОВАННЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ**



**НАНОТЕХНОЛОГИИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ**



**ЛАЗЕРНЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ**



**ТЕХНОЛОГИИ
ПРОТОТИПИРОВАНИЯ**



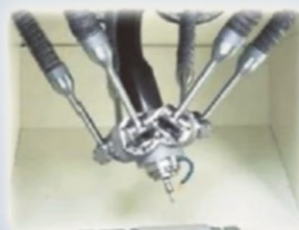
**НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В ЗАГОТОВИТЕЛЬНОМ
ПРОИЗВОДСТВЕ**



**НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СВАРОЧНОМ
ПРОИЗВОДСТВЕ**



**ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ
ЗАГОТОВОК НА СТАНКАХ С ЧПУ
И ОБРАБАТЫВАЮЩИХ ЦЕНТРАХ**



НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

№ 12 (162)

2024

Издается с июля 2011 г.

ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

Выходит при содействии Ассоциации технологов-машиностроителей

Главный редактор

Заслуженный деятель науки и техники РФ
д.т.н., проф. СУСЛОВ А.Г. (г. Москва)

Зам. главного редактора

д.т.н., доц. ШАЛЫГИН М.Г. (г. Брянск)

Председатель редакционного совета

д.т.н., чл.-корр. РАН ПРИХОДЬКО В.М.
(г. Москва)

Зам. председателя редакционного совета

д.т.н., проф. ГРИГОРЬЯНЦ А.Г. (г. Москва)

Редакционный совет:

д.т.н., проф. БАЗРОВ Б.М. (г. Москва)

д.т.н., проф. БУЯНОВСКИЙ И.А. (г. Москва)

д.н., доктор инженер ВАЛЬДЕНМАЙЕР Т.

(г. Штутгарт, Германия)

д.т.н., проф. ГУСЕЙНОВ Г.А. (г. Баку,
Азербайджан)

д.т.н., проф. ДЁМИН В.А. (г. Москва)

д.т.н., проф. КАВАЛЕК А.А. (г. Ченстохова,
Польша)

д.н., магистр наук КРЕХЕЛЬ Р. (г. Капушан,
Словакия)

д.т.н., проф. КУКСЁНОВА Л.И. (г. Москва)

д.т.н., проф. ЛАРИН С.Н. (г. Тула)

д.т.н., акад. РАН ЛЫСАК В.И. (г. Волгоград)

д.т.н., проф. МАКАРОВ В.Ф. (г. Пермь)

д.т.н., проф. МАЛИКОВ А.А. (г. Тула)

д.т.н., проф. МИХАЙЛОВ А.Н. (г. Донецк)

д.т.н., акад. НАН Беларуси МЫШКИН Н.К.
(г. Гомель, Беларусь)

д.т.н., проф. ОВЧИННИКОВ В.В. (г. Москва)

д.т.н., проф. ПЕТРОВА Л.Г. (г. Москва)

д.т.н., проф. СМОЛЕНЦЕВ В.П. (г. Воронеж)

д.т.н., проф. ФЕДОНИН О.Н. (г. Брянск)

д.т.н., проф. ХЕЙФЕЦ М.Л. (г. Минск, Беларусь)

д.т.н., проф. ЧИГИРИНСКИЙ Ю.Л. (г. Волгоград)

д.т.н., доц. ШОХИЁН А.Н. (г. Куляб, Таджикистан)

DOI:10.30987/issn.2223-4608

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить по интернет-
каталогу "Пресса по подписке".

Подписной индекс: **Э79195**.

Тел. редакции: 8-903-592-87-39, 8-903-868-85-68.

E-mail: editntm@yandex.ru

<https://www.tu-bryansk.ru/info/zhurnaly>

Журнал зарегистрирован Федеральной
службой по надзору в сфере связи,
информационных технологий и
массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

26 апреля 2019 года

рег. номер ПИ № ФС77-75524

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Куксенова Л.И., Савенко В.И. Методологические основы
материаловедческой оценки качества смазочных сред для нагруженных
сопряжений машин и механизмов. Сообщение 2. Влияние состава
смазочных сред на структурно-фазовое состояние зоны деформации
металлических трибосопряжений и их антифрикционные свойства 3

Жуйков И.В., Болобов В.И., Попов Г.Г. К влиянию растягивающих
напряжений на интенсивность язвенной коррозии низкоуглеродистых
трубных сталей 15

Латухин Е.И., Кондратьева Л.А. Получение кермета в режиме горения
инфильтрацией расплава $\text{Cu} + \text{Ti}$ в пористый карбид титана 25

КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ, ТРЕНИЕ И ИЗНОС ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Шилов М.А., Королёв П.В. Моделирование износа при трении
качения с проскальзыванием 31

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И ИХ СОЕДИНЕНИЙ

Тотай А.В., Нагоркин М.Н. Влияние финишной обработки на
интенсивность изнашивания в начальный период эксплуатации
цилиндрических трибоповрхностей. 39

Указатель статей за 2024 г. 46

*Журнал входит в перечень изданий ВАК, утвержденных для соискателей
ученых степеней по научным специальностям: 2.5.3 - Трение и износ в
машинах; 2.5.5 - Технология и оборудование механической и физико-
технической обработки; 2.5.6 - Технология машиностроения; 2.5.7 -
Технология и машины обработки давлением; 2.5.8 - Сварка, родственные
процессы и технологии; 2.6.17 - Материаловедение (по отраслям)
(технические науки).*

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов,
публикуемых в журнале «Наукоёмкие технологии в машиностроении»,
допускаются со ссылкой на источник информации и только
с разрешения редакции.

SCIENCE INTENSIVE TECHNOLOGIES IN MECHANICAL ENGINEERING

№ 12 (162)

2024

Publishes from July 2011

MONTHLY SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

Comes out with assistance of Engineering Technologists Association

Editor-in-chief

Honoured Scientist and Engineer of Russia
d.en.s., prof. SUSLOV A.G. (Moscow)

Deputy chief editor

d.en.s., assoc. prof. SHALYGIN M.G. (Bryansk)

Chairman of Editorial Committee

m.-corr. RAS PRIKHODKO V.M. (Moscow)

Chairman Assistant

d.en.s., prof. GRIGORYANTS A.G. (Moscow)

Editorial Committee:

d.en.s., prof. BAZROV B.M. (Moscow)

d.en.s., prof. BUYANOVSKII I.A. (Moscow)

PhD., Dr. Engineer WALDENMAIER T.

(Stuttgart, Germany)

d.en.s., prof. HUSEYNOV H.A. (Baku,
Azerbaijan)

d.en.s., prof. DEMIN V.A. (Moscow)

d.en.s., prof. KAWALEK A.A. (Czestochowa,
Poland)

PhD., Msc. KREHEL R. (Kapusany, Slovakia)

d.en.s., prof. KUKSENOVA L.I. (Moscow)

d.en.s., prof. LARIN S.N. (Tula)

d.en.s., Acad. RASLYSAK V.I. (Volgograd)

d.en.s., prof. MAKAROV V.F. (Perm)

d.en.s., prof. MALIKOV A.A. (Tula)

d.en.s., prof. MIKHAILOV A.N. (Donetsk)

d.en.s., MYSHKIN N.K. Acad. of NAS Belarus
(Gomel, Belarus)

d.en.s., prof. OVCHINNIKOV V.V. (Moscow)

d.en.s., prof. PETROVA L.G. (Moscow)

d.en.s., prof. SMOLENTSEV V.P. (Voronezh)

d.en.s., prof. FEDONIN O.N. (Bryansk)

d.en.s., prof. KHEIFETZ M.L. (Minsk, Belarus)

d.en.s., prof. TCHIGIR INSKY Ju.L. (Volgograd)

d.en.s., assoc. prof. SHOHYON A.N. (Kulob,
Tajikistan)

DOI:10.30987/issn.2223-4608

The magazine is distributed by subscription,
which can be issued through the online catalog
"Subscription Press".
Subscription index: **379195**.

Editorial office Ph: 8-903-592-87-39, 8-903-868-85-68.
E-mail: editntm@yandex.ru
<https://www.tu-bryansk.ru/info/zhurnaly>

**The journal is registered by the Federal
service for supervision of communications,
information technologies and mass
communications (Roskomnadzor)
26.04.2019 registration number
print publication № FS77-75524**

CONTENTS

MATERIALS SCIENCE IN MECHANICAL ENGINEERING

Kuksenova L.I., Savenko V.I. Methodological foundations of the materials science assessment of the quality of lubricants for loaded integrations of machines and mechanisms. Message 2. The influence of the composition of lubricants on the structural and phase state of the deformation zone of metal tribounits and their antifriction properties 3

Zhuikov I.V., Bolot'yov V.I., Popov G.G. In addition to tension stress having an effect on the intensity of pitting corrosion of low-carbon tubular steels. 15

Latukhin E.I., Kondratieva L.A. Production of cermet in a combustion mode by means of infiltration of Cu + Ti melt into porous titanium carbide 25

SURFACE LAYER QUALITY, CONTACT INTERACTION, FRICTION AND WEAR OF MACHINE PARTS

Shilov M.A., Korolev P.V. Wear simulation for rolling friction with sliding movement 31

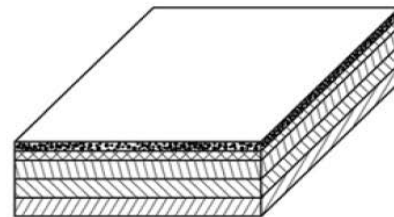
TECHNOLOGICAL SUPPORT OF OPERATIONAL PROPERTIES OF MACHINE PARTS AND THEIR CONNECTIONS

Totaly A.V., Nagorkin M.N. The effect of finishing on the wear rate in the initial period of operation of cylindrical tribosurfaces. 39

Index of articles 2024 46

The journal is included in the list of publications of the HAC approved for applicants of academic degrees in scientific specialties: 2.5.3 - Friction and wear in machines; 2.5.5 - Technology and equipment of mechanical and physico-technical processing; 2.5.6 - Mechanical engineering technology; 2.5.7 - Technology and pressure treatment machines; 2.5.8 - Welding, related processes and technologies; 2.6.17 - Materials Science (by industry) (technical sciences).

**Reprint is possible only with the reference to the journal
«Science intensive technologies in mechanical engineering»**



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. №12 (162). С.3-14.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №12 (162). P.3-14.

Научная статья
УДК 621.891
doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-14

МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА СМАЗОЧНЫХ СРЕД ДЛЯ НАГРУЖЕННЫХ СОПРЯЖЕНИЙ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ.

Сообщение 2. Влияние состава смазочных сред на структурно-фазовое состояние зоны деформации металлических трибосопряжений и их антифрикционные свойства

Лидия Ивановна Куксенова¹, д.т.н.

Владислав Ильич Савенко², к.ф.-м.н.

¹ Институт Машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

² Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, Москва, Россия

¹ lkukc@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

² visavenko@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3670-7716>

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований деформации и диффузии в поверхностных слоях металлических пар трения, составляющие экспериментально-теоретическую основу материаловедческого подхода к оценке смазочных сред. Сформулированы представления о роли составляющих смазочной среды в реализации пластифицирующего и упрочняющего трибозффекта. Описаны характеристики структурного состояния поверхностных слоев медных сплавов при трении по стали в режиме граничной смазки в поверхностно-активных смазочных средах. Установлены условия достижения минимальных энергосиловых потерь таких трибосистем на трение и износ. Наибольший ресурс работы трибосопряжения в смазочной среде, содержащей поверхностно-активных веществ, достигается в результате роста износостойкости медного сплава при относительном снижении твердости и повышении пластичности его поверхностного слоя. При этом снижение твердости, обусловленное пластифицирующим действием поверхностно-активных веществ, происходит только в приповерхностном деформированном слое трибоматериала; в его более глубоких слоях, не пластифицированных действием смазочной среды, механические характеристики антифрикционного сплава остаются на требуемом высоком уровне. Показано, что этим требованиям отвечают сплавы с однофазной структурой α -твердого раствора и широким концентрационным интервалом растворимости легирующего элемента в твердом состоянии. Обнаружено, что такие граничные условия обеспечиваются наличием в зоне контактной деформации поликомпонентного трибоматериала стационарных макроскопических диффузионных потоков легирующих элементов. Указана роль локальных диффузионных явлений в квазистационарных фазовых переходах. Приведены примеры реализации явления избирательного переноса при трении в промышленных смазочных материалах.

Ключевые слова: медные сплавы, граничное трение, поверхностно-активные смазочные материалы, микроструктура, контактная деформация, трение, износ, износостойкая структура

Для цитирования: Куксенова Л.И., Савенко В.И. Методологические основы материаловедческой оценки качества смазочных сред для нагруженных сопряжений машин и механизмов. Сообщение 2. Влияние состава смазочных сред на структурно-фазовое состояние зоны деформации металлических трибосопряжений и их антифрикционные свойства // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 12 (162). С. 3–14. doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-14

METHODOLOGICAL FOUNDATIONS OF THE MATERIALS SCIENCE ASSESSMENT OF THE QUALITY OF LUBRICANTS FOR LOADED INTEGRATIONS OF MACHINES AND MECHANISMS.

Message 2. The influence of the composition of lubricants on the structural and phase state of the deformation zone of metal tribounits and their antifriction properties

Lidiya I. Kuksenova¹, D.Eng.

Vladislav I. Savenko², Cand. Sc. Ph. and M.

¹ A.A. Blagonravov Institute of Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

² Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry of the Russian Academy of Sciences,
Moscow, Russia

¹ lkukc@mail.ru

² visavenko@rambler.ru

Abstract. The results of experimental studies of deformation and diffusion in the surface layers of metallic frictional couples, which form the experimental and theoretical basis of the materials science approach to the quality evaluation of lubricants, are presented. The concepts of the component's role for the lubricating medium in the implementation of the plasticizing and strengthening triboeffect are formulated. Structural condition characteristics for the surface layers of copper alloys during friction on steel in the mode of boundary lubrication in surface-active lubricants, are described. The conditions for achieving minimum power losses of such tribosystems for friction and wear have been found. The greatest service life of tribounit in a lubricating medium containing surfactants is resulted from wear resistance increase of a copper alloy with a relative decrease in hardness and increased plasticity of its surface layer. At the same time, a decrease in hardness due to the plasticizing effect of surfactants occurs only in the near-surface deformed layer of tribomaterial, while in its deeper layers with no plasticization resulted from a lubricating medium effect, the mechanical characteristics of the antifriction alloy remain at the required high level. It is demonstrated that alloys with a single-phase structure of an α -solid solution and a wide concentration range of solubility of the alloying element in the solid state meet these requirements. It is found that such boundary conditions are provided by the presence of stationary macroscopic diffusion flows of alloying elements in the zone of contact deformation of a polycomponent tribomaterial. The role of local diffusion phenomena in quasispinodal phase transitions is indicated. Examples of the selective transfer phenomenon during friction in industrial lubricants, are given.

Keywords: copper alloys, boundary friction, surfactants, microstructure, contact deformation, friction, wear, wear-resistant structure

For citation: Kuksenova L.I., Savenko V.I. Methodological foundations of the materials science assessment of the quality of lubricants for loaded integrations of machines and mechanisms. Message 2. The influence of the composition of lubricants on the structural and phase state of the deformation zone of metal tribounits and their antifriction properties / Science intensive technology in mechanical engineering. 2024. № 12 (162). P. 3–14. doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-14

Введение

Одним из эффективных путей обеспечения безопасности, надежности и долговечности нагруженных подвижных сопряжений машин и механизмов, а также минимизации энергосиловых потерь таких трибосистем при эксплуатации является применение смазочного материала в качестве конструкционного компонента сопряжения.

Согласно представлениям физико-химической механики контактного взаимодействия [1] механизм смазочного действия среды при граничном трении включает два ведущих процесса: экранирование контактирующих

поверхностей и прямое физико-химическое воздействие активных компонентов на свойства приповерхностных микрообъемов, нагруженных тел. В зависимости от материалов и внешних условий трения может преобладать одна из этих форм или проявляться их совместное действие.

Трение при граничной смазке представляет собой многостадийный механо-физико-химический процесс, включающий этапы адсорбции, модифицирования и разрушения, его конечным продуктом является формирование частиц износа. При изнашивании такая совокупность процессов является самоподдерживающейся (при формировании частиц износа

обнажаются новые металлические участки на поверхности трения и возобновляется создание модифицированного слоя с характерными ему экранирующими свойствами).

Наибольший триботехнический эффект достигается в результате формирования износостойкого модифицированного слоя при наличии в смазочных материалах поверхностно-активных веществ (ПАВ), компоненты которых в процессе контактной деформации вызывают его адсорбционное пластифицирование тончайшего поверхностного слоя (эффект Ребиндера) [2].

В физико-химической механике твердых тел рассматривают две основные формы эффекта Ребиндера: охрупчивающее действие активной среды, в результате которого снижается прочность твердого тела; пластифицирующее действие среды, которое проявляется в виде снижения макроскопического предела текучести и уменьшения коэффициента упрочнения материала (при возрастающем силовом нагружении образца), или в увеличении скорости деформации при испытаниях на ползучесть. В практике формирования износостойкого структурного состояния трибоматериала и, следовательно, повышения триботехнической эффективности смазочных сред наиболее важна вторая форма эффекта – пластифицирование.

Вместе с тем, известно, что поверхностно-активная среда может оказывать на реологическое поведение материала не только пластифицирующее, но и упрочняющее воздействие. Выражается это в повышении предела текучести и/или коэффициента упрочнения и в уменьшении скорости ползучести материала под постоянной нагрузкой. В реальных трибосопряжениях в составе смазочных материалов присутствуют ПАВ, которые в зависимости от типа и величины механических напряжений, а также скорости деформации могут оказывать как поверхностно-пластифицирующее, так и поверхностно-упрочняющее воздействие.

Опыт исследований разных смазочных материалов указывает на то, что оценка их смазочной способности, кроме общепринятых в триботехнике критериев, целесообразно проводить также с использованием критериального подхода, основанного на совокупности данных, соответствующих разным масштабам аналитическим характеристикам трибосистемы: макроскопического интегрального критерия (характеризующего уровень поверхностного разрушения,) и микроскопических

критериев (характеризующих структурное состояние зоны контактной деформации материала) [3, 4].

Далее будут описаны результаты экспериментальных исследований влияния состава смазочной среды на структурное состояние и фазовый состав поверхностного деформированного при трении слоя (модифицированного слоя) и его роли в формировании уровня поверхностного разрушения.

Материалы и методы исследования

Исследовали пары трения «медный сплав – сталь». Контртелом служили плоские образцы закаленной конструкционной стали Ст45. В качестве смазочного материала применяли вазелиновое масло, глицерин, минеральные масла, гидравлические жидкости, дисперсионные синтетические среды, используемые при создании пластичных смазочных материалов, пластичные смазочные материалы, в состав которых входили ПАВ.

Триботехнические испытания проводили на машине реверсивного трения МТ-8 в диапазоне давлений 5...140 МПа и средней скорости скольжения 0,10 м/с. Условия испытаний соответствовали режимам работы тяжело нагруженных трибосопряжений: рабочие поверхности подвергались знакопеременным сдвиговым деформациям, способствовавшим созданию повышенной концентрации дефектов кристаллического строения материала в зоне контактной деформации. При этом происходила интенсификация механохимических процессов и проявление эффекта пластифицирования на поверхностях реверсивного трения [5].

Роль среды выявляли с использованием критериальных подходов [3, 6], основанных на экспериментально полученной совокупности макроскопических интегральных критериев (феноменологических показателей потерь на трение и изнашивание) и микроструктурных критериев (физического уширения рентгеновских линий на дифрактограммах материала зоны контактной деформации, периода кристаллической решетки, элементного состава поверхностного слоя, определяемых методами металлофизических исследований). Физическое уширение $\beta_{(hkl)}$ рентгеновских линий отражает влияние размера областей когерентного рассеяния (блоков) в кристалле и микродеформаций кристаллической решетки (микронапряжений II рода), соответственно величина $\beta_{(hkl)}$ определяет плотность дислокаций деформированного металла, $\rho = A\beta_{(hkl)}^2$, где

ρ – плотность дислокаций, $[\rho] = \text{см}^{-2}$; A – размерная постоянная, $[A] = (\text{см} \cdot \text{рад})^{-2}$. Величина периода кристаллической решетки a , оцениваемая по смещению дифракционных пиков на рентгенограмме определяет сумму главных напряжений и, кроме того, зависит от элементного состава сплава, $\sigma = (E/\nu)\text{ctg}\vartheta_0\Delta\vartheta$, $a = a_A + \alpha C$, где E – модуль упругости; ν – коэффициент Пуассона; $\Delta\vartheta$ – изменение угла Вульфа-Брэггов; a_A – период решетки растворителя, α – константа; C , атом.% – атомная концентрация растворенного элемента. Изменения величины a относительно первоначального значения в ненапряженном материале позволяют анализировать диффузионное перераспределение легирующих элементов в зоне механического или любого другого воздействия на сплав. Рентгеносъемки проводили методом неразрушающего послойного анализа зоны контактной деформации в диапазоне 0,5...10 мкм в Co-K α излучении.

Результаты исследований и их обсуждение

Описываемый критериальный подход компенсирует недостатки принятых методов оценки смазочных сред. Он базируется на анализе динамических изменений свойств трибоматериалов в процессе трения. В рамках этого подхода анализируются временная эволюция механических свойств металлических материалов, их связи между собой и с микроструктурными параметрами материалов при стандартных схемах испытаний. Параллельные исследования макро- и микромеханических свойств различных трибоматериалов позволили установить функциональные зависимости: $S = f(\gamma, \delta)$; $\delta = f(\beta)$; $H = f(\delta)$; $H_\mu = f(\beta)$, где S – истинные напряжения течения; γ – коэффициент пластичности; δ – остаточная деформация; H_μ – микротвёрдость; β – физическое уширение рентгеновских линий на дифрактограммах металла. Разработанные методики расчёта характеристик микромеханических свойств по рентгеновским данным [7] с некоторыми допущениями можно использовать для оценки пластических деформаций, развивающихся при контакте трущихся тел, а также для анализа действующих напряжений течения, характеристик твёрдости и пластичности в зависимости от типа металла и свойств среды.

Качественно иллюстрирует закон распределения пластической деформации медного образца по глубине контактной зоны для установившегося режима трения рис. 1. Показаны особенности фрикционного упрочнения в

условиях сухого и граничного трения, а также в режиме избирательного переноса.

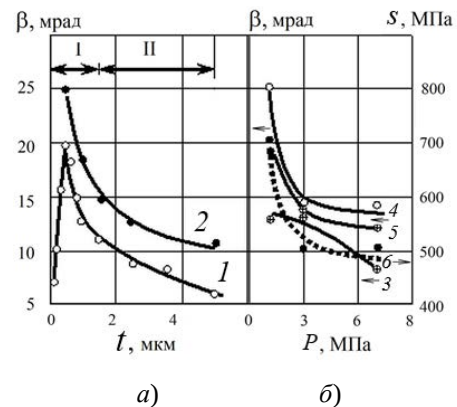


Рис. 1. Изменение физического уширения β рентгеновских линий меди по глубине t деформированной при трении зоны (а), и зависимости величины β от контактного давления P (б):

1 – трению в среде глицерина; 2 – 6 – в вазелиновом масле; 3, 4, 5 – изменение величины β в слоях $t = 2,0, 0,7$ и $0,3$ мкм соответственно; 6 – зависимость истинных напряжений течения S от давления P в слое толщиной $0,3$ мкм

Fig. 1. Change in the intrinsic broadening of β X-ray lines of copper along the depth t of the friction-deformed zone (a), and the dependence of the value of β on the contact pressure P (b):

1 – friction in the glycerin medium; 2 – 6 – in vaseline oil; 3, 4, 5 – change in the value of β in the layers $t = 2,0, 0,7$ and $0,3$ microns, respectively; 6 – dependence of the true flow stresses S on the pressure P in a layer $0,3$ microns thick

Приведенные экспериментальные данные позволяют сформулировать два основных вывода. Во-первых, формирование вторичной структуры на поверхностях трения сопровождается синергетическими физико-химическими процессами, связанными с упрочнением и разупрочнением материала приконтактной зоны. При постоянных условиях внешнего нагружения и состава исходного материала определяющая роль в выборе направления этих процессов принадлежит природе и свойствам смазочных сред. Во-вторых, наблюдаются две зоны поверхностной пластической деформации: I – зона аномального фрикционного упрочнения, II – зона ограниченного деформационного упрочнения. Аномалии деформации тонких поверхностных слоев выражаются в зависимости плотности дислокаций и степени упрочнения от наличия ПАВ в смазочной среде. Кроме того, эксперименты показывают, что величины напряжения течения материала оказываются выше при пониженных значениях внешнего давления на контакте. Проведенная на основе функциональной зависимости

$\beta = f(\delta, S)$ оценка значений действующих истинных напряжений течения S в тонких приповерхностных слоях показала, что они достигают весьма высоких значений (~ 800 МПа) в случае применения неактивной смазочной среды даже при небольшом внешнем давлении $\sim 1,5$ МПа [8].

Смазочный материал представляет собой смесь базовой дисперсионной среды, дисперсной фазы, пакета присадок функционального назначения. Особая роль принадлежит активным компонентам смазочного материала, которые либо вводятся в состав среды, либо образуются в процессе превращений при трении. Влияние дисперсионной среды и смеси с

дисперсной фазой на структурное состояние и свойства приповерхностного эксплуатационного слоя рассмотрим на примере трения пары бронза БрА5 – сталь 45 в среде синтетического масла М9С. В качестве дисперсной фазы (загустителя) использовали 12-оксистеарат лития – литиевое мыло 12-оксистеариновой кислоты ($\text{LiC}_{18}\text{H}_{35}\text{O}_3 = 12\text{-LioSt}$), которое вводилось в дисперсионную среду в количестве 12 %. На рис. 2 показаны объемно-временные изменения основных микро- и макроскопических характеристик поверхностного слоя бронзы БрА5 в среде масла М9С и в его смеси с загустителем 12-LioSt.

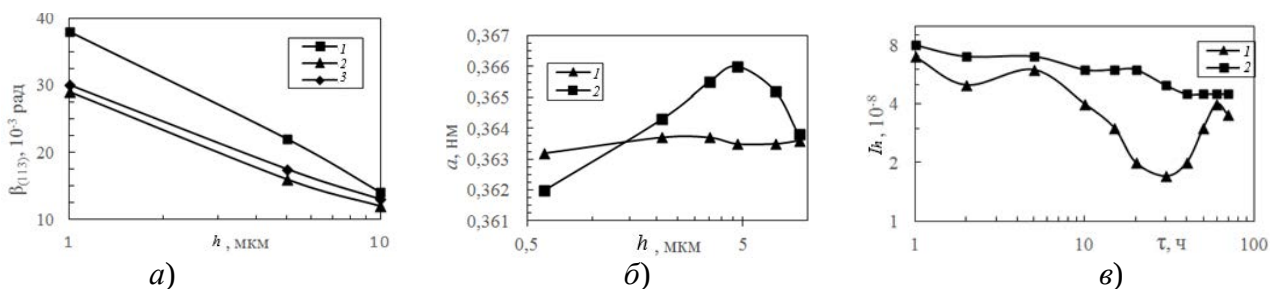


Рис. 2. Характеристики пары трения бронза БрА5 – сталь 45:

a – изменение физического уширения рентгеновских линий $\beta_{(311)}$ по глубине зоны контактной деформации h ; b – изменение периода a кристаллической решетки α -твердого раствора Cu-Al по глубине зоны деформации после трения; $в$ – зависимость интенсивности изнашивания I_h бронзы от времени испытаний τ ; 1 – трение в среде М9С; 2 – трение в среде М9С+12-LioSt; 3 – до трения

Fig.2. Characteristics of the bronze BrA5 – steel 45 friction pair:

a – change in the intrinsic broadening of the X-ray lines $\beta_{(311)}$ along the depth of the contact deformation zone h ; b – the change in the period a of the crystal lattice of the α -Cu-Al solid solution according to the depth of the deformation zone after friction; c – the dependence of the I_h bronze wear intensity on the test time; 1 – friction in the M9C medium; 2 – friction in the M9C+12-LioSt medium; 3 – before friction:

Графики, приведенные на рис. 2, a , отражают распределение значений физического уширения рентгеновских линий по толщине слоя деформации бронзы. Поскольку $\rho \sim \beta^2(hkl)$, они позволяют качественно определить изменение плотности дислокаций ρ в соответствующем слое. Анализ зависимостей $\rho = f(h)$ указывают на три основных процесса, одновременно происходящих при деформации трибоматериала в исследуемых смазочных средах.

Во-первых, плотность дислокаций в слоях, прилегающих к свободной поверхности образцов, возрастает примерно в 1,6 раза при трении в масле М9С (кривая 1) по сравнению с исходным состоянием (до трения, шлифованная поверхность, кривая 3), т. е. при трибodeформации образцов в инактивной смазочной среде наблюдается упрочняющий эффект.

Во-вторых, присутствие дисперсной фазы 12-LioSt в смазочной системе

обеспечивает систематическое понижение плотности деформационных приповерхностных дислокаций (примерно в 1,7 раза по сравнению с чистой дисперсионной средой и в 1,1 раза по сравнению с исходным состоянием). Таким образом, в результате воздействия загустителя смягчаются энергосиловые граничные условия в трибоконтакте, и в приповерхностном слое трибоматериала реализуется пластифицирующий эффект.

В-третьих, систематическое снижение величин

$$\Delta\beta_{(311)}(h) = \beta_{(311)}^{\text{M9C+LioSt}}(h) - \beta_{(311)}^{\text{M9C}}(h) \text{ и}$$

$$\Delta\beta_{(311)}(h)/\beta_{(311)}^{\text{M9C}}(h) \approx 0,1,$$

полученных путем сопоставления значений $\beta_{(311)}(h)$ при $h = \text{idem}$ для испытаний, выполненных при различных граничных условиях в контакте, указывает на локализацию эффекта

влияния среды в слоях трибоматериала достаточно малой толщины, не превышающих 10...15 мкм.

Как показывает рис. 2, б, в процессе временной трибodeформации антифрикционного материала в масле М9С величина периода решетки сравнительно слабо осциллирует по всей глубине поверхностного деформированного слоя (кривая 1) и, в среднем, составляет $\langle a_a \rangle = 0,3632$ нм, что достаточно близко к исходному стандартному значению периода решетки бронзы БрА5 $a_a = 0,3628$ (1) нм [9]. Введение в смазочную систему загустителя 12-LioSt приводит к тому, что в процессе фрикционного воздействия в зоне деформации формируется нормальный к рабочей поверхности образца достаточно интенсивный макроскопический диффузионный поток атомов алюминия, направленный с одной стороны к выходу из образца, а с другой – в его внутриобъемную зону. При этом в слоях глубиной $h \leq 4$ мкм происходит заметное уменьшение периода a вплоть до значений $a_a \approx 0,3620$ (2) нм (кривая 2).

Таким образом, в приповерхностном слое трибообразца вблизи межфазной границы «металл / смазка» создается положительный концентрационный градиент алюминия и, соответственно, положительный градиент механических свойств материала в целом, являющиеся предпосылками для формирования режима повышенной износостойкости такого материала.

Полученная в [2] оценка происходящих под влиянием адсорбции ПАВ изменений предела текучести приповерхностного слоя, а также вариаций знака и величины остаточных напряжений, возникающих на разных глубинах этого слоя, дает основания полагать, что именно процессы диффузии атомов алюминия одновременно как в смазку, так и в глубину трибоматериала обеспечивают снижение уровня упрочняющего эффекта в приповерхностном слое бронзовых образцов при их испытаниях в масле, содержащей загуститель.

Однако наблюдающееся при этом увеличение концентрации атомов алюминия в более глубоко залегающих подповерхностных слоях трибоматериала (наличие максимума концентрации алюминия на глубине $h \approx 5$ мкм (рис. 2, б) кривая 2, приводит к появлению в зоне деформации сплава горизонтально-протяженных пластинчатых концентрационных неоднородностей. В соответствии с лепестковой моделью

механизма износа [10] это может являться причиной снижения износостойкости бронзы.

Следует заметить, что локальные диффузионные процессы в приповерхностном слое трибоматериала приводят к образованию / росту в системе новых метастабильных фаз. Такие структурные фазовые переходы инициируются флуктуационным («спинодальным») изменением концентрации атомов легирующих элементов в соседних микрообъемах деформированной зоны и последующей структурной перестройкой этих микрообъемов с образованием кристаллической решетки новой фазы, что характерно для сплавов на основе Cu-Sn. Эти процессы изменения фазового состава трибоматериала могут происходить в неблагоприятном для его механической стабильности направлении и зачастую являются причиной его повышенного износа [4].

Таким образом, в зоне деформации бронзового образца при его трении в смазочной среде, содержащей загуститель, реализуются три ведущих структурных процесса: повышение плотности дислокаций за счет влияния дисперсионной среды – масла М9С (упрочняющий эффект), понижение плотности дислокаций под влиянием дисперсной фазы – литиевого мыла 12-LioSt (пластифицирующий эффект) и реализация макроскопического диффузионного потока атомов алюминия в смазку и во внутриобъемную зону образца, создающий положительный градиент механических характеристик трибоматериала по глубине модифицированного слоя.

Последнее обстоятельство указывает на тенденцию формирования в материале признаков износостойкого структурного состояния. Конкуренция процессов, приводящих к упрочняющему эффекту, и процессов, вызывающих пластифицирующий эффект, определяет уровень поверхностного разрушения трибоматериала (рис. 2, в). Временные зависимости износа бронзовых образцов $I_h = f(\tau)$ выявляют важную особенность процесса изнашивания, интенсивность которого также зависит от вида смазочной среды.

Как известно, характерным показателем установившегося режима трения является реализация кинетических циклов - периодически чередующихся этапов накопления повреждений в зоне локализации деформации металла и моментов ее разрушения, сопровождающихся динамическим равновесием между разрушением поверхностных структур и их восстановлением. Период этих циклов и их амплитуда

являются кинетическими характеристиками процессов накопления повреждаемости и разрушения тонкого поверхностного слоя трибоматериала [11]. В макроскопическом масштабе они определяют среднее значение интенсивности изнашивания материалов трибосопряжения на фиксированном отрезке пути трения.

Приведенные на рис. 2, в графики свидетельствуют о влиянии состава смазочной среды на периоды и амплитуды кинетических циклов. Так, при трении образцов в масле период накопления повреждаемости и амплитуда изменения износа достаточно велики; при трении в смеси масла с загустителем эти характеристики оказываются существенно меньше.

Фиксированные во времени значения интенсивности изнашивания бронзы в двух средах на разных временных интервалах могут значительно отличаться, в особенности при малых и больших временах работы трибосопряжения.

Тем не менее, в среднем они близки, хотя на всем временном интервале испытаний наблюдается тенденция более высокого износа образцов при их боиспытаниях в масле с загустителем. Интенсивности изнашивания составляют $I_h \approx 4,5 \cdot 10^{-8}$ для смазки М9С+12-ЛіоSt в режиме, близком к установившемуся (при $\tau = 70$ ч), и $I_h \approx 3,5 \cdot 10^{-8}$ для М9С в режиме, все еще далеко от стационарного при том же времени испытаний.

Анализ совокупности графиков $\beta_{(311)} = f(h)$, $a = f(h)$, $I_h = f(\tau)$ дает основание полагать, что кроме усталостного процесса в поверхностных слоях реализуется дополнительный механизм разрушения, связанный с влиянием литиевого мыла. Проведенные

рентгеносъемки тончайших поверхностных слоев бронзы ($h \approx 0,1 \dots 0,2$ мкм) выявили присутствие на поверхности трения множество оксидов типа Cu_2O и небольшого количества оксидов нестехиометрического состава. При трении в базовом масле без загустителя количество оксидов предельно мало. Кроме того, было обнаружено, что поверхностная концентрация новообразований оксидной природы осциллирует в зависимости от времени испытаний (т. е. от длины пути трения), а их общая масса и величина износа I_h на фиксированном временном отрезке Δt находятся в противофазе (в момент времени, соответствующем повышенному износу образца, оксиды отделяются от поверхности трения, и на обнажившейся поверхности они еще отсутствуют). Следовательно, процесс окисления поверхности вносит значимый вклад в поверхностное разрушение трибоматериала. Поэтому для сохранения и усиления антиизносного эффекта, возникающего при добавлении в инактивную смазку ПАВ – литиевого мыла, необходимо дополнительное введение в состав такой дисперсионно-смазочной среды специфических антиоксидантов – веществ, ингибирующих процессы окисления медного сплава.

При производстве промышленных пластичных смазочных материалов часто применяется смесь дисперсионных сред М9С и полиэфира ДЭБЯК (сложный эфир бензилянтарной кислоты и широкой фракции спиртов $\text{C}_7 - \text{C}_{12}$) в сочетании с загустителем 12-ЛіоSt. В табл. 1 и на рис. 3 представлена совокупность микро- и макроскопических характеристик бронзы БрА5, полученная по результатам испытаний в смеси М9С + ДЭБЯК в соотношении (1:1) и в смеси М9С + ДЭБЯК (1:1) + 12 % 12-ЛіоSt.

1. Физическое уширение рентгеновских линий $\beta_{(311)}$ на рентгенограммах приконтактного слоя бронзы БрА5

1. Intrinsic broadening of the X-ray lines $\beta_{(311)}$ on the radiographs of the contact layer of bronze BrA5

Толщина слоя h , мкм	1	5	10
	$\beta_{(311)}, \cdot 10^{-3}$ рад		
До трения	30,0	17,5	13,0
Трение в среде (М9С + ДЭБЯК), фаза α_1	22,5	15,0	14,0
Трение в среде (М9С + ДЭБЯК), фаза α_2	40,0	35,0	17,5
Трение в среде (М9С + ДЭБЯК + 12-ЛіоSt), фаза α_3	22,0	16,0	14,0
Трение в среде (М9С + ДЭБЯК + 12-ЛіоSt), фаза α_4	38,5	35,5	17,0

При трении в смазочной смеси М9С + ДЭБЯК структурные составляющие α_1 и α_2 поверхностного деформированного слоя, образующиеся в результате

концентрационного расслоения бронзы при трибodeформации в активной среде, имеют различные значения структурного параметра $\beta_{(311)} \sim \rho^{0.5}$. Так, для обогащенной алюминием

α_1 -фазы величина $\beta_{(311)}$ и, следовательно, общая плотность дислокаций ρ оказываются меньше, чем их значения для исходного сплава. Для α_2 -фазы, обогащенной медью, значения $\beta_{(311)}$ и ρ существенно выше по сравнению с их значениями не только в исходном состоянии трибоматериала, но и с этими характеристиками для фазы α_1 , содержащей более высокую концентрацию алюминия. Присутствие в смазке загустителя 12-LioSt незначительно снижает величины $\beta_{(311)}$ и ρ в этих фазах. Таким образом, можно полагать, что присутствие эфира ДЭБЯК в смеси с синтетическим маслом М9С и загустителем, по существу, не изменяет характер физико-химического влияния масла, рис. 2, а, на процессы трибodeформации, происходящие в приповерхностном слое материала. В упомянутых структурных составляющих наблюдается как пластифицирующий эффект, так и упрочняющий, с превалирующим действием последнего, при этом глубина поверхностно-модифицированного слоя превышает 10 мкм.

При испытаниях трибоматериала в данных смазочных средах в поверхностном слое образцов возникает макроскопический диффузионный поток атомов алюминия, приводящий к концентрационному расслоению исходного сплава (рис. 3). Периоды кристаллической решетки относительно обогащенных алюминием вторичных фаз α_1 и α_3 в обеих смазочных средах достаточно близки, т.е. добавка загустителя в смазку практически не влияет на состав и уровень остаточных напряжений в обогащенной медью фазах.

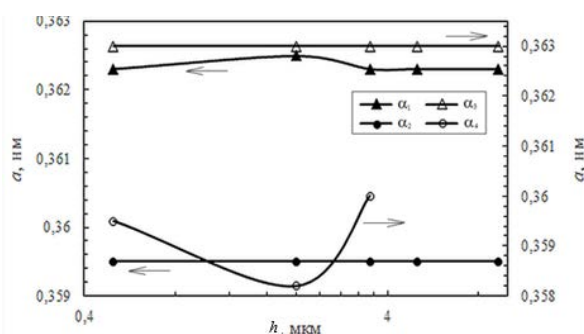


Рис. 3. Изменение периода кристаллической решетки a фаз $\alpha_1 - \alpha_4$ в поверхностном слое по его толщине h : α_1, α_2 – испытания в среде М9С + ДЭБЯК; α_3, α_4 – в среде М9С + ДЭБЯК + 12-LioSt

Fig. 3. Change in the period of the crystal lattice a of phases $\alpha_1 - \alpha_4$ in the surface layer according to its thickness h :

α_1, α_2 – tests in the medium М9С + DEBYaC; α_3, α_4 – in medium de М9S + DEBYaC + 12-LioSt

Вместе с тем, при трибоиспытаниях трибоматериала в смазке, содержащей загуститель, это расслоение гораздо более неоднородно по толщине поверхностного слоя. Последнее обстоятельство связано с заметной вариабельностью остаточных напряжений сжатия, присутствующих в фазе α_4 . Следует также отметить, что загуститель ограничивает массовую интенсивность пространственного расслоения исходного твердого раствора по глубине h : обогащенная медью фаза α_4 рентгеновски визуализируется лишь в поверхностном слое материала толщиной $h \leq 3,5$ мкм, (рис. 3, кривая α_4).

Экспериментально обнаружено, что на поверхности трения в среде (М9С + ДЭБЯК + 12-LioSt) происходит периодическое появление и исчезновение (разрушение) оксидов со структурой шпинели – алюминатов меди CuAl_2O_4 . При трении в смазочной среде с загустителем интенсивность линий, соответствующих этому оксиду на рентгенограммах, значительно выше, чем при трибоиспытаниях без загустителя. Это указывает на их относительно большее массовое (объемное) содержание в первом случае, что может являться причиной более высокого уровня разрушения поверхности при работе трибоузла в такой трехкомпонентной смазке. Этот вывод подтверждается результатами временных зависимостей интенсивности изнашивания I_h , (рис. 4), которые иллюстрируют колебательный характер процесса изнашивания в обеих средах с характерными максимумами и минимумами величины I_h . При этом амплитуда и период колебаний величины I_h при испытаниях в смазке с загустителем оказываются существенно большими.

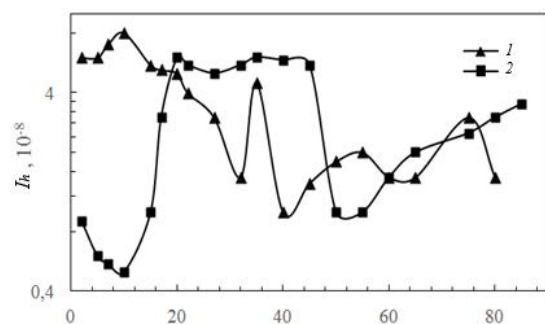


Рис. 4. Зависимость интенсивности изнашивания I_h бронзы БрА5 от времени испытания τ :
1 – смесь (М9С + ДЭБЯК);
2 – смесь (М9С + ДЭБЯК + 12-LioSt)

Fig. 4. Dependence of the intensity of I_h bronze BrA5 wear on the test time τ :
1 – mixture (М9С + DEBYaC);
2 – mixture (М9С + DEBYaC + 12-LioSt)

Особую роль описанный подход играет при оценке влияния присадок. В качестве примера приведем результаты испытаний смазочной композиции (М9С + ДЭБЯК + 12-LioSt), в состав которой дополнительно вводили комплексные металлоорганические соединения на основе никеля и неодима в количестве 0.3% (масс). С помощью рентгеноструктурного анализа показано, что никельсодержащее соединение создает на поверхности трения фазы типа Ni_3Al , а соединение на основе неодима – микрофазовые новообразования, имеющие структуру оксида Nd_2O_3 . При этом никельсодержащая присадка не влияет на фазовый состав приповерхностного слоя бронзы, сформированный при трении в вышеуказанной дисперсной системе с ПАВ (сохраняются две структурные составляющие, обеспечивающие положительный градиент механических свойств по нормали к свободной поверхности). Содержащая неодим присадка, напротив, полностью подавляет положительное с точки зрения износостойкости воздействие ПАВ среды: по всей зоне деформации создается отрицательный концентрационный градиент алюминия в меди. Эксперименты показывают, что уровень разрушения поверхности бронзы при трении в

смазочных системах, содержащих одну из этих присадок (с никелем, или неодимом) существенно отличается.

Синтетическое масло, полиэфир ДЭБЯК, 12-LioSt, пакет присадок и металлические наполнители (свинец и оксид меди) являются компонентами промышленного пластичного смазочного материала Атланта (ТУ 38-1011048-85), в котором были проведены испытания реальных промышленных пар трения «хромированная сталь 30ХГСН2А (вал) – бронзы БрА5, БрАЖМц10-3-1.5 и БрАЖН 10-4-4 (втулка)» при номинальном давлении 70 МПа и скорости скольжения 0,05 м/с, табл.2. Сопоставление приведенных в табл. 2 экспериментальных данных свидетельствует о том, что наиболее прочная бронза БрАЖН10-4-4 показала при трибоиспытаниях в смазке Атланта наименьшую долговечность. Лучшими показателями обладает наиболее пластичная бронза БрА5. Она является гомогенным твердым раствором в широком концентрационном и температурном интервале, что является важным условием формирования износостойкой структуры [12].

2. Механические характеристики [13] и износ алюминиевых бронз

2. Mechanical characteristics [13] and wear of aluminum bronzes

Марка бронзы	Предел прочности при растяжении σ_B , кГ/мм ²	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость НВ, кГ/мм ²	Путь трения, м	Интенсивность изнашивания, мкм/м
БрА5	28	55	48	65	223,5	0,13
БрАЖМц 10-3-1.5	50	20	25	120	39,3	0,62
БрАЖН 10-4-4	65	77	12	180	14,6	0,41

На основании рентгеноструктурного анализа приконтактной деформированной зоны алюминиевой бронзы при трении в активной смазке «Атланта» установлены следующие структурно-фазовые превращения, определяющие триботехнические характеристики сопряжения: формирование металлоплакирующей пленки свинца; восстановление меди из оксида Cu_2O и создание в совокупности со свинцом смешанной металлоплакирующей пленки;

концентрационное расслоение бронзы и образование кристаллографически изоструктурных (т. е. с одинаковыми решетками Браве) твердых растворов $Cu-Al$, один из которых является фазой с меньшим периодом и, следовательно, обогащен медью; массоперенос хрома, образование оксидов типа $PbCrO_4$ и рост их количества с увеличением пути трения (предельная объемная доля оксида, ограничивающая ресурс сопряжения, составляет 10 %) и, как

следствие, постепенное формирование отрицательного градиента плотности дислокаций по толщине обогащенной медью фазы. Выявленные концентрационные и деформационные процессы в зоне трения под влиянием смазочной среды, содержащей ПАВ, указывают не только на способы совершенствования смазочного материала, но и позволяют прогнозировать ресурс трибосопряжения в целом.

Важной особенностью трения в смазочной среде, содержащей ПАВ, и существенно повышающей работоспособность трибоматериала, является наличие на контактирующих поверхностях достаточно мягкой структурной составляющей, которая создается за счет диффузионных процессов, идущих в приповерхностном слое медного сплава под влиянием активной смазочной среды, и/или образуется на поверхности трения благодаря адсорбции металлических атомов из смазочного материала.

В табл. 3 приведены сравнительные характеристики испытанных пластичных, полужидких и жидких смазочных материалов Буксол, Пума и М-14В₂ с введенной в их состав активной присадки (ПАВ), содержащей соединения на основе меди (ТУ 0257-001-17368431-05). Исследования

были проведены применительно к узлам трения подвижного состава железнодорожного транспорта: пластичного материала Буксол для подшипниковых узлов, полужидкого материала Пума для пары колесо-рельс и моторного масла М-14В₂ для дизельных двигателей внутреннего сгорания [14].

Показано, что повышение триботехнической эффективности пластичной смазочной композиции Буксол с ПАВ-присадкой, по сравнению с товарной смазкой Буксол, заключается в повышении несущей способности стального подшипникового сопряжения в 4 раза и в снижении интенсивности его изнашивания от 4 до 19 раз. Для полужидкой смазочной композиции на основе смазки Пума за счет введения медьсодержащей присадки предельно допустимое давление в паре колесо-рельс увеличивается в 2 раза, интенсивность изнашивания в пределах допустимых давлений уменьшается до двух раз. Добавление этой присадки к моторному маслу приводит к уменьшению износа трибосопряжения «поршневое кольцо-гильза цилиндра» не менее, чем в 6 раз. При этом снижение коэффициента трения в системе достигает более 20 %.

3. Триботехнические характеристики смазочных материалов

3. Tribotechnical characteristics of lubricants

Смазочный материал	Предельно допустимое давление P_d , МПа	Коэффициент трения, f	Суммарная интенсивность изнашивания, I_{Σ} , 10^{-9}
Буксол (ТУ 0254-107-01124328-01)	10	0,040	0,504
Буксол без станд.присадок + 2 % присадки	40	0,013	0,046
Пума (ТУ 32ЦТ2232-97)	20	0,029	0,833
Пума без станд.присадок + 3 % присадки	40	0,014	0,074
М-14В ₂ (ГОСТ 12337-84)	140	0,063	8,860
М-14В ₂ + 0,1% присадки	140	0,037	1,893

Таким образом, примеры испытаний реальных узлов трения указывают на то, что при разработке методов снижения трения и износа сопряжений следует учитывать фундаментальные научно-методологические представления о закономерностях структурных превращений в зоне поверхностной пластической деформации и влияния на них смазочной среды.

Преимущества такого подхода обеспечивают технологическую оптимизацию структурного состояния трибоматериала в зоне контактного взаимодействия составляющих трибопару элементов: основного тела, контртела и смазочного материала.

Заключение

В основе методологии оценки качества смазочных материалов лежит экспериментально определяемая совокупность макроскопических критериев (феноменологических показателей потерь на трение и износ) и микроструктурных характеристик приповерхностного слоя трибоматериала: физическое уширение рентгеновских линий, отражающее плотность дефектов дислокационной природы, и период кристаллической решетки, указывающий на изменение структурно-фазового состава и уровень напряжений I рода при трении металла в смазочной среде. Реализация износостойкого состояния эксплуатационного слоя в условиях воздействия активной смазочной среды является результатом направленного макроскопического диффузионного потока по глубине зоны контактной деформации, который обеспечивает положительный градиент параметра кристаллической решетки α -твердого раствора, сопровождающийся формированием пластифицированного слоя на поверхности трения.

Наибольший ресурс работы нагруженного трибосопряжения, работающего в смазочной среде, содержащей ПАВ, достигается в результате роста износостойкости металла при относительном снижении твердости и повышении пластичности его поверхностного слоя. При этом снижение твердости, обусловленное пластифицирующим действием ПАВ, происходит только в приповерхностном деформированном слое; в более глубоких слоях трибоматериала, не пластифицированных действием смазочной среды, механические характеристики сплава остаются на требуемом уровне.

Оценку качества смазочного материала и трибосопряжения в целом можно получить, используя критериальные подходы, отражающие разные масштабные уровни работы трибосистемы. Это макроскопический интегральный критерий – интенсивность изнашивания, и микроскопические структурные критерии: плотность дислокаций, уровень микро- и макронапряжений напряжений в поверхностном деформированном слое металла. Анализ совокупности экспериментальных данных, соответствующих разным масштабно-системным

уровням работы трибосопряжения, целесообразно проводить с позиций выявления способов реализации положительного градиента механических свойств по глубине модифицированного слоя, определяющего оптимальный режим работы трибопары. Использование ПАВ в составе смазочных сред является эффективным способом формирования устойчивого положительного градиента механических свойств, который реализуется благодаря эффекту адсорбционного пластифицирования (эффекту Ребиндера). Совокупность феноменологических и структурных критериев составляет методологическую основу оценки качества смазочных сред.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Щукин Е.Д., Амелина Е.А., Качанова Л.А., Савенко В.И. Физико-химическая механика контактного взаимодействия // Трение и износ. 1980. № 2. С. 247–262.
2. Савенко В.И. Роль эффекта Ребиндера в реализации режима безызносности в триботехнике // Эффект безызносности и триботехнологии. 1994. № 3–4. С. 26–38.
3. Савенко В.И., Щукин Е.Д. О соотношениях между феноменологическими и структурными критериями работы узлов трения // Трение и износ. 1987. № 4. С. 581–589.
4. Kuksenova L.I., Savenko V.I. Physicochemical Tribomechanics of Antifriction Materials Operating in Heavy-Loaded Friction Pairs in Active Lubricating Media // Journal of Friction and Wear. 2023. Vol. 44. No. 6. P. 333–345.
5. Евдокимов В.Д. Реверсивность трения и качество машин. Киев: Техника, 1977. 146 с.
6. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. Physical criteria of wear resistance of metal materials in surface-active lubricating media / Proc. The Conference on Tribology «Friction, Lubrication and Wear – 50 years on». London: IME. 1987. P. 419–426.
7. Рыбакова Л.М., Куksenova Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.
8. Алексеев Н.М., Куksenova Л.И., Правдухина Е.М., Рыбакова Л.М., Шапиро А.М. Исследование фрикционного упрочнения поверхностных слоев меди в режиме граничного трения // Трение и износ. 1982. № 1. С. 33–42.
9. Перевалова О. Б., Коновалова Е. В., Конева Н. А. Влияние концентрации алюминия на параметры решетки среднеквадратичные смещения атомов в сплавах Cu–Al и Ti–6Al–4V // Известия РАН. Серия физическая. 2019. Т.83. № 6. С. 764–768.
10. Suh N.P. The delamination theory of wear // Wear, 1973. V.25. N1. P. 111–124.

11. Громаковский Д.Г. Разрушение поверхностей при трении и разработка кинетической модели изнашивания // Вестник машиностроения. 2000. № 1. С. 3–9.

12. Куksenova Л.И., Рыбакова Л.М., Вячеславова Л.А., Дякин С.И., Титов В.В., Филатова Т.П. Повышение работоспособности тяжело нагруженных пар трения скольжения вал-втулка при использовании смазки Атланта // Вестник машиностроения. 1988. №7. С. 11–16.

13. Смирязин А.П., Смирязина Н.А., Белова А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы: справочник. М.: Металлургия, 1974. 488 с.

14. Мамыкин С.М., Лаптева В.Г., Куksenova Л.И. Исследование триботехнической эффективности металлоплакирующей присадки «Валена» в смазочных материалах // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2007. № 2. С. 56–64.

REFERENCES

1. Shchukin E.D., Amelina E.A., Kachanova L.A., Savenko V.I. Physicochemical mechanics of contact interaction // Friction and wear. 1980. No. 2. P. 247–262.

2. Savenko V.I. The role of the Rehbinder effect in the implementation of the wear-free regime in tribotechnology // Wear-free effect and tribotechnology. 1994. No. 3-4. P. 26–38.

3. Savenko V.I., Shchukin E.D. On the relationship between phenomenological and structural criteria for the operation of friction units // Friction and Wear. 1987. T.8. No. 4. P. 581–589.

4. Kuksenova L.I., Savenko V.I. Physicochemical Tribomechanics of Antifriction Materials Operating in Heavy-Loaded Friction Pairs in Active Lubricating Media // Journal of Friction and Wear. 2023. Vol. 44. No. 6. P. 333–345.

5. Evdokimov V.D. Reversibility of friction and quality of machines. Kyiv: Tekhnika, 1977. 146 p.

6. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. Physical criteria of wear resistance of metal materials in surface-active lubricating media / Proc. The Conference on Tribology «Friction, Lubrication and Wear – 50 years on». London: IME. 1987. P. 419–426.

7. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. Structure and wear resistance of metal. M.: Mechanical Engineering, 1982. 212 p.

8. Alekseev N.M., Kuksenova L.I., Pravdukhina E.M., Rybakova L.M., Shapiro A.M. Study of frictional hardening of surface layers of copper in the boundary friction mode // Friction and Wear. 1982. No. 1. P. 33–42.

9. Perevalova O. B., Konovalova E. V., Koneva N. A. Effect of aluminum concentration on lattice parameters and root-mean-square atomic displacements in Cu–Al and Ti–6Al–4V alloys // News of the Russian Academy of Sciences. Physical series. 2019. T.83. No. 6. P. 764–768.

10. Suh N.P. The delamination theory of wear // Wear, 1973. V.25. N1. P.111–124.

11. Gromakovsky D.G. Destruction of surfaces during friction and development of a kinetic model of wear // Bulletin of mechanical engineering. 2000. No. 1. P. 3–9.

12. Kuksenova L.I., Rybakova L.M., Vyacheslavova L.A., Dyakin S.I., Titov V.V., Filatova T.P. Increasing the performance of heavily loaded shaft-bushing sliding friction pairs using Atlanta lubricant // Bulletin of Mechanical Engineering. 1988. No.7. P.11–16.

13. Smiryagin A.P., Smiryagina N.A., Belova A.V. Industrial non-ferrous metals and alloys: reference book. M.: Metallurgy, 1974. 488 p.

14. Mamykin S.M., Lapteva V.G., Kuksenova L.I. Study of the tribotechnical efficiency of the metal-clad additive «Valena» in lubricants // Problems of mechanical engineering and machine reliability. 2007. No. 2. P. 56–64.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 26.05.2024; одобрена после рецензирования 26.05.2024; принята к публикации 03.09.2024.

The article was submitted 26.05.2024; approved after reviewing 26.05.2024; assepted for publication 03.09.2024.

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. №12 (162). С.15-24.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №12 (162). P.15-24.

Научная статья
УДК 620.194.4
doi: 10.30987/2223-4608-2024-15-24

К влиянию растягивающих напряжений на интенсивность язвенной коррозии низкоуглеродистых трубных сталей

Илья Владиславович Жуйков¹, аспирант

Виктор Иванович Болобов², д.т.н.

Григорий Геннадьевич Попов³, к.т.н.

^{1, 2, 3} Санкт-Петербургский горный университет, *Санкт-Петербург, Россия

¹ zhuikovwork@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-8830-6092>

² bolobov_vi@pers.spmi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-0810-0132>

³ Popov_GG@pers.spmi.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1425-7494>

Аннотация. Значительная часть аварий на промышленных нефтепроводах происходит по причине коррозии металла. Наиболее опасной формой коррозии промышленных нефтепроводов является местная (язвенная) коррозия внутренней стенки трубы. Важным фактором процесса коррозии внутренней стенки промышленного нефтепровода является напряженно-деформированное состояние металла трубы, влияние которого на интенсивность язвенной коррозии изучено недостаточно. В данной статье представлены результаты исследования влияния растягивающих напряжений на интенсивность язвенной коррозии низкоуглеродистых трубных сталей Ст3 и 08нс. В рамках исследования были проведены коррозионные испытания стальных образцов, находящихся в напряженном и ненапряженном состояниях, с последующим определением глубины сформировавшихся коррозионных язв по фотометрической методике. Показано, что для образцов сталей, находящихся в напряженном состоянии при уровне напряжений 0,7 от предела текучести σ_T анализируемых сталей, скорость роста глубины язв возросла для стали Ст3 в 2,3 раза и для стали 08нс в 1,2 раза по сравнению с ненапряженными образцами, что существенно превышает величину аналогичного показателя для скорости общей коррозии. При этом полученные значения механохимических коэффициентов также оказались выше, чем для общей коррозии – 0,0059 и 0,0014 МПа-1 по сравнению с 0,0011. Более интенсивное влияние напряженного состояния на скорость язвенной коррозии авторы объясняют возникновением в металле донной части коррозионных язв напряжений, существенно больших, чем напряжения, имеющие место в остальном металле подповерхностного слоя образца, подвергаемого общей коррозии.

Ключевые слова: промышленный нефтепровод, интенсивность язвенной коррозии, напряженно-деформированное состояние металла, механохимический коэффициент

Для цитирования: Жуйков И.В., Болобов В.И., Попов Г.Г. К влиянию растягивающих напряжений на интенсивность язвенной коррозии низкоуглеродистых трубных сталей // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 12 (162). С. 15–24. doi: 10.30987/2223-4608-2024-15-24

In addition to tension stress having an effect on the intensity of pitting corrosion of low-carbon tubular steels

Ilya V. Zhuikov¹, PhD student

Viktor I. Bolotov², D. Eng.

Grigory G. Popov³, PhD. Eng.

^{1, 2, 3} St. Petersburg Mining University, St. Petersburg, Russia

¹ zhuikovwork@mail.ru

² bolobov_vi@pers.spmi.ru

³ Popov_GG@pers.spmi.ru

Abstract. A significant part of accidents on trunk lines are ensured by metal corrosion. The most dangerous form of corrosion of trunk lines is location-action (pitting) corrosion of the inner wall of the pipe. An important factor in the corrosion process of the inner wall of a trunk line is the stress-strain state of the pipe metal, which impact on the intensity of pitting corrosion has been underexplored. This article presents the results of a study of the effect of tensile stresses on the intensity of pitting corrosion of low-carbon tube steels St3 and 08sk grades. As part of the study, corrosion tests of steel samples in stressed and non-stressed states were carried out, followed by determination of the depth of formed corrosion pits using a photometric technique. It is shown that for steel samples in a stressed state at a stress level of 0,7 with flow limit σ_T of the analyzed steels, the rate of pit depths increased 2,3 times for steel St3 and 1,2 times for steel 08sk compared with non-stressed samples, which significantly exceeds the value of a similar factor for the rate of general corrosion. At the same time, the obtained values of the mechanochemical coefficients also turned out to be higher than in case of a general corrosion – 0,0059 and 0,0014 МПа-1 compared to 0,0011. The authors explain the more intense effect of the stress state on the rate of pitting corrosion by the

occurrence of stresses in the metal of the bottom part of the corrosion pits, which are significantly greater than the stresses occurring in the rest of the metal of the subsurface layer of the sample subjected to general corrosion.

Keywords: trunk pipeline, intensity of pitting corrosion, stress-strain state of metal, mechanochemical coefficient

For citation: Zhuikov I.V., Bolotyov V.I., Popov G.G. In addition to tension stress having an effect on the intensity of pitting corrosion of low-carbon tubular steels / Science intensive technology in mechanical engineering. 2024. № 12 (162). P. 15–24. doi: 10.30987/2223-4608-2024-15-24

Введение

Известно, что, как в нашей стране, так и за рубежом, коррозия является одной из главных причин разгерметизации нефтепроводов и, как следствие, возникновения связанных с этим аварийных ситуаций. Так, например, по данным Центрального диспетчерского управления топливно-энергетического комплекса РФ в 2019 г. общее число нефтеразливов возросло почти на 30 % по сравнению с предыдущим годом и достигло значения в 10,5 тыс. случаев [1]. При этом значительная часть из указанных аварий произошла на промышленных нефтепроводах, а их причиной в 90 % случаев была именно коррозия металла [2, 3].

В этой связи, снижение аварийности промышленных нефтепроводов является приоритетной задачей для многих крупных компаний в нефтегазовой отрасли. Например, компания «Роснефть» планирует к 2025 г. сократить количество отказов промышленных трубопроводов на 20 % от уровня 2019 г. [1]. В качестве способов решения указанной проблемы предлагаются увеличение объёма внутритрубной диагностики, повышение степени обработки ингибиторами коррозионно-опасных участков, реконструкция и ремонт промышленных объектов, а также усиление контроля качества поставляемых труб [4 – 6].

Результатом проведения реконструкции и ремонта, а также контроля качества труб должно стать увеличение срока службы новых участков промышленных трубопроводов. Безусловен тот факт, что на эффективность проведения реконструкции и ремонта и, как следствие, на обеспечение длительного срока службы трубопроводов значительное влияние оказывает выбор их материального исполнения. В этой связи выбор трубных сталей, обладающих повышенной стойкостью к коррозии в условиях работы промышленных нефтепроводов, и разработка их новых марок, являются важными задачами.

Как показывает практика эксплуатации, наиболее опасной формой коррозии промышленных нефтепроводов является коррозия внутренней стенки трубы, т. н. «внутренняя коррозия», которая по данным [7, 8] является причиной 92 % аварий, связанных с коррозионным поражением на объектах промышленного трубопроводного транспорта. При этом в соответствии с [9 – 11] важнейшим фактором, влияющим на возникновение и скорость внутренней коррозии промышленных нефтепроводов, является уровень напряженно-деформированного состояния металла их трубы. Это явилось причиной выделения коррозии металла, находящегося в напряженном состоянии, в отдельный вид, получивший название «механохимической коррозии» [12].

В случае механохимической коррозии промышленных нефтепроводов коррозионной средой является водонефтяная эмульсия, содержащая значительное количество минерализованной пластовой воды. Анионы солей, содержащиеся в пластовой воде, главным образом Cl⁻, инициируют появление на поверхности трубы локальных коррозионных дефектов в виде язв, как дефектов, у которых глубина превышает их линейный размер [13 – 15]. По этой причине внутренняя поверхность стенок промышленных нефтепроводов подвергается, как общей, так и локальной (язвенной) коррозии. И если влияние напряженного состояния на скорость общей коррозии изучено достаточно подробно, то в случае язвенной – сведения о таком влиянии весьма ограничены.

Так в работе [16] сообщается, что при проведении коррозионных испытаний образцов низколегированной стали марки Q345 (0,2 % C; 0,5 % Si; 1,7 % Mn; 0,3 % Cr; 0,5 % Ni; 0,15 % V) в среде водного раствора NaCl обнаружено, что напряженное состояние образца значительно (на сколько не сообщается) увеличивает глубину локальных коррозионных

дефектов, существенно не влияя на скорость общей коррозии.

Сведения о влиянии уровня напряженного состояния на скорость общей коррозии углеродистых сталей представлены в работе [17]. Исходя из представленных в этой работе графиков (рис. 1), авторы предлагают формулу (1) для учета влияния напряженно-деформированного состояния образца углеродистой стали на скорость общей коррозии:

$$K = \frac{v_{\sigma}}{v_0} = 1 + k_{\sigma} \cdot \sigma_i, \quad (1)$$

где v_{σ} , v_0 – скорости общей коррозии для образца, находящегося под действием растягивающих напряжений, и ненагруженного образца; k_{σ} – механохимический коэффициент, который зависит от способа нагружения образца, при одноосном изгибе он составляет $0,0011 \text{ МПа}^{-1}$, при двухосном – $0,0025 \text{ МПа}^{-1}$; σ_i – уровень напряжений, МПа.

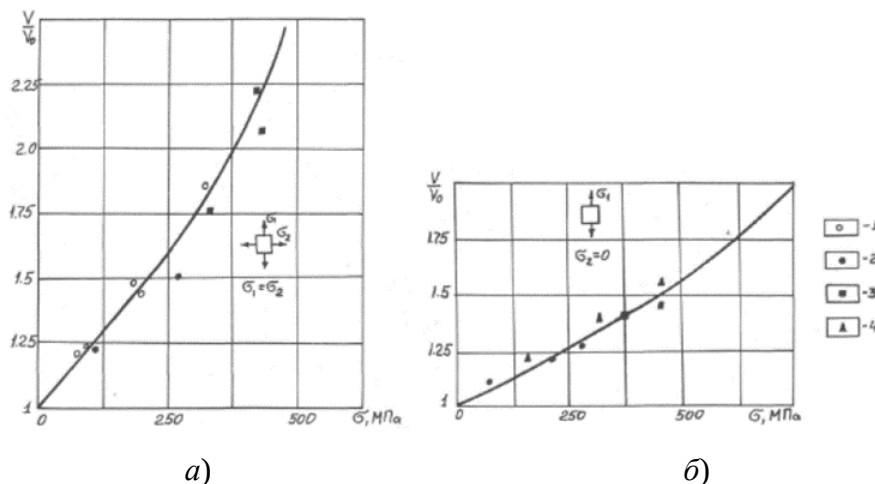


Рис. 1. Зависимость отношения скоростей коррозии сталей для напряженных и ненапряженных образцов от прикладываемого растягивающего напряжения:

а – для случая двухосного изгиба; б – для случая одноосного изгиба; 1 – Ст3; 2 – сталь 20; 3 – сталь 45; 4 – сталь У8 [17]

Fig. 1. Dependence of the ratio of steel corrosion rates for stressed and unstressed samples on the applied tensile stress:

а – for the case of biaxial bending; б – for the case of uniaxial bending; 1 – St3; 2 – steel 20; 3 – steel 45; 4 – steel U8 [17]

Следует отметить, что, как можно заключить из положения экспериментальных точек на рис. 1 вне зависимости от марки испытанной стали влияние напряженного состояния на их скорость общей коррозии практически одинаково.

Авторы [12] отмечают эффект значительной интенсификации язвенной коррозии за счёт механических напряжений, причиной которой является эффект «накопления» напряжений на дне сформированных язв в результате роста их глубины. Данный эффект подразумевает суммирование приложенных и существующих остаточных растягивающих напряжений металлургического происхождения [12] на дне коррозионных дефектов, за счёт чего металл дна дефектов переходит в упругопластическое состояние с формированием зоны «микропластичности». Данное предположение

согласуется с мнением авторов [17 – 19], в соответствии с которым только присутствие в металле напряжений выше предела текучести способно оказать ощутимое воздействие на скорость коррозии. А так как основная часть внутренней поверхности нефтепровода (вне зоны дефектов) не находится в упругопластическом состоянии, то ускорение общей коррозии трубы за счёт имеющихся напряжений является менее ощутимым.

В работе [20] также отмечается, что формирующиеся на внутренней поверхности трубы коррозионные язвы способны срастаться друг с другом с последующим формированием дефектов сложной формы, например, «ручейков», с последующим протеканием коррозии по механизму ручейковой коррозии [21]. Ещё одной особенностью язвенной механохимической коррозии промышленных

нефтепроводов является, так называемый, «синергетический эффект», описанный в работах [22, 23]. В соответствии с ним, рост глубины коррозионных язв усиливает эффект «накопления» напряжений на дне язвы, что в свою очередь приводит к ещё более интенсивной коррозии, иначе говоря, указанные процессы взаимно усиливают друг друга.

Стоит отметить, что представленные эффекты и механизм язвенной механохимической коррозии на сегодняшний день изучены в недостаточной степени. У исследователей нет четкого ответа на вопросы, на сколько увеличивается скорость роста глубины язв в результате воздействия напряжений для той или иной марки трубной стали и каким образом состав сталей и их механические свойства влияют на этот показатель. Ответы на представленные вопросы позволят сформировать эффективный подход к подбору марок трубных сталей

наиболее стойких к язвенной коррозии под напряжением, что позволит увеличить срок службы промысловых нефтепроводов. Рассмотрению некоторых из указанных вопросов и посвящена данная статья.

Методика эксперимента

Объектом исследования являлись образцы в виде пластин 150×15×3 мм, изготовленных из проката сталей 08пс и Ст3, как материалов стальных труб для промысловых трубопроводов класса прочности КП 210, КП 320, соответственно. Химический состав исследуемых сталей и некоторые их основные свойства, определенные при одноосном растяжении плоских образцов с применением испытательной машины Zwick Roell Z100 (рис. 2), представлены в табл. 1.

1. Химический состав [24] и основные свойства и исследуемых трубных сталей

1. Chemical composition [24] and basic properties of the studied tube steels

Химический состав, %								
Материал	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu
Ст3	0,14...0,22	до 0,20	0,30...0,60	до 0,30	до 0,05	до 0,04	до 0,30	до 0,30
08пс	0,05...0,11	0,05-0,17	0,35...0,65	до 0,25	до 0,04	до 0,035	до 0,10	до 0,25
Механические свойства								
Материал	Предел прочности σ_B , МПа		Предел текучести σ_T , МПа		Относительное удлинение, δ , %		Относительное сужение, ψ , %	
Ст3	482		313		24		50	
08пс	317		208		36		60	

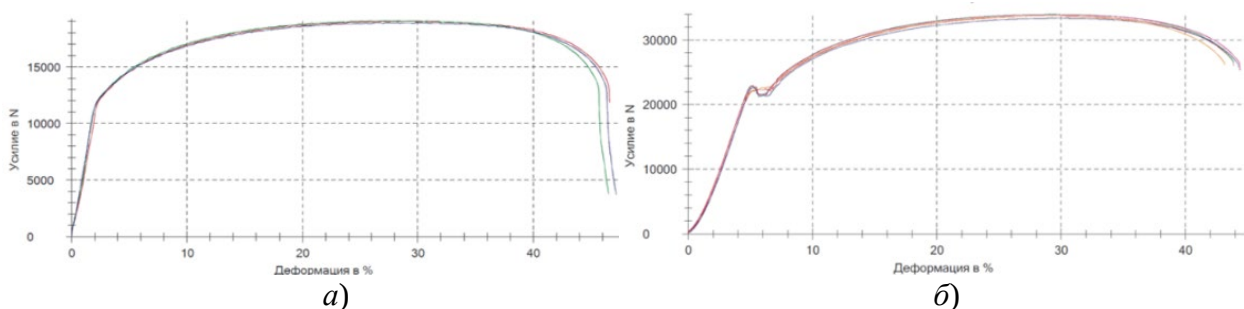


Рис. 2. Диаграммы растяжения образцов:
 а – сталь 08пс; б – сталь Ст3

Fig. 2. Tensile stress-deformation diagrams of the samples:
 а – 08sk steel; б – St3 steel

Поверхность пластин перед испытаниями подвергалась шлифовке и полировке.

Исследовался процесс коррозии только центральной части пластин (рабочей зоны), для чего в этом месте оставлялась незащищенной поперечная полоса шириной ~ 1 мм, в то время как вся остальная поверхность пластин покрывалась защитным лаком. Это позволяло при проведении дальнейших фотометрических измерений использовать точки на защищенной поверхности металла, находящиеся рядом с рабочей зоной, использовать в качестве реперных.

Для придания заданного напряженно-деформированного состояния (необходимой величины растягивающего напряжения σ_p) образцы помещались в струбины, где подвергались трехточечному статическому изгибу (рис. 3).

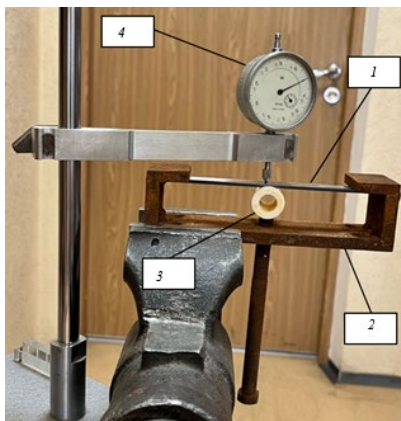


Рис. 3. Схема придания необходимого напряжения σ_p рабочей части образца:
1 – образец трубной стали; 2 – струбина; 3 – полимерный вкладыш; 4 – индикатор часового типа

Fig. 3. Scheme for applying the necessary voltage σ_p to the working part of the sample:
1 – a sample of tube steel; 2 – clamp; 3 – polymer liner; 4 – dial gauge

Исходя из прочностных характеристик испытываемой стали (значения предела текучести σ_T из табл.1), образец 1 (рис. 3), с использованием индикатора часового типа 4 (ИЧ 0-10 0.01), изгибался в струбине 2 до заданной стрелы прогиба h , рассчитываемой по формуле:

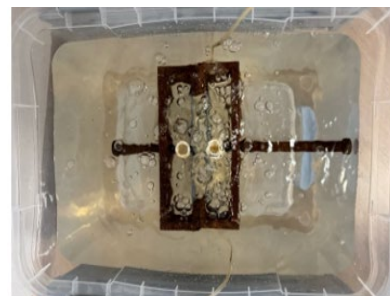
$$h = \frac{\sigma_p \cdot L^2}{6 \cdot E \cdot b}, \quad (2)$$

где L – расстояние между опорами (120 мм); b – толщина образца (3 мм); E – модуль Юнга (200 ГПа). Достигалась стрела прогиба, при которой металл приповерхностного слоя в рабочей наиболее выпуклой части образца находился под действием растягивающих напряжений $\sigma_p = 0,7 \sigma_T$ (146 МПа для 08пс и 219 МПа для Ст3), как заведомо превышающие напряжения, имеющие место в промысловых нефтепроводах. Для предотвращения протекания контактной коррозии в месте прилегания нажимного болта струбины к образцу использовался полимерный вкладыш 3.

Находящиеся в напряженном состоянии образцы вместе со струбинами в боковом положении погружались в емкость (рис. 4) с коррозионной средой – 3,5 % водным раствором NaCl, как модельной средой, наиболее часто используемой для имитации минерализованной водонефтяной эмульсии [22], где выдерживались заданное время 10 ч. На всем протяжении испытаний между образцами в районе их рабочих зон продувался воздух, что имитировало насыщение им водонефтяной эмульсии, контактирующей с корродируемым металлом трубы, при неполном заполнении промыслового нефтепровода эмульсией [25].



а)



б)

Рис. 4. Вид струбины с образцами в емкости с коррозионной средой без продувки (а) и с продувкой воздухом

Fig. 4. Type of clamp with samples in a container with a corrosive medium without blowing (a) and with air blowing (b)

После необходимой выдержки образцы извлекались из агрессивной среды и струбцин, промывались и высушивались. Их рабочие части и рядом лежащие поверхности очищались ластиком и тампоном, смоченным уксусной кислотой, от продуктов коррозии и защитного лака.

Образцы устанавливались на столик металлографического микроскопа, где, с помощью тонкой фокусировки [26] определялась глубина h_i коррозионных язв, образовавшихся на поверхности рабочей зоны образцов, как разница между фокусным расстоянием до дна язвы и находящейся рядом реперной точкой, защищенной во время испытаний лаком. Для наиболее крупных четырех язв, как количеству, удовлетворяющему [27], определялось среднее значение их глубины $h_{\text{ср}}$.

Для оценки влияния напряженно-деформированного состояния на глубину язвенного поражения, испытания в аналогичных условиях проводились на ненапряженных образцах.

Результаты эксперимента

Как показали результаты испытаний, на всех образцах сталей, находящихся, как в напряженно-деформированном, так и в ненапряженном состоянии, воздействие хлорсодержащей среды приводит к образованию

коррозионных язв, характерный вид, которых представлен на рис. 5.

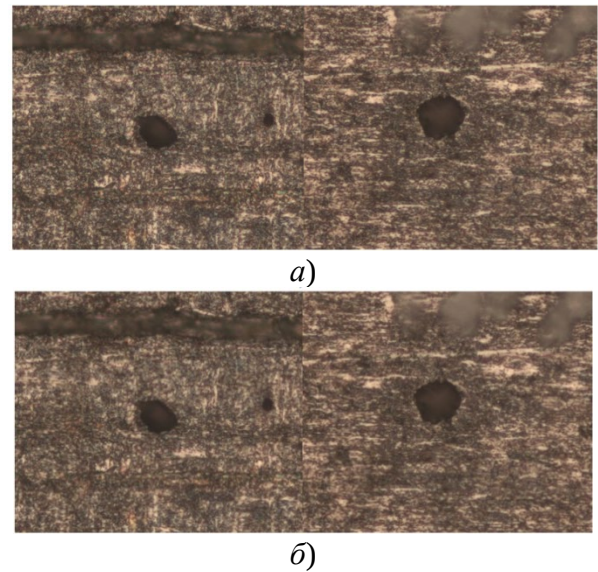


Рис. 5. Характерный вид коррозионных язв (увеличение $\times 50$), сформировавшихся на поверхности недеформированных (а) и деформированных (б) образцов

Fig. 5. Characteristic type of corrosion pits (creepage $\times 50$) formed on the surface of undeformed (a) and deformed (b) samples

Результаты измерения глубины четырех наиболее крупных коррозионных дефектов для каждого случая представлены в табл. 2.

2. Глубина коррозионных поражений в зависимости от напряженного состояния стальных пластин

2. The depth of corrosion damage depending on the stress state of the steel plates

Сталь Ст3		Сталь 08пс	
Ненапряженное состояние	Напряженное состояние	Ненапряженное состояние	Напряженное состояние
$\frac{7,5; 4,7; 5,6; 6,5}{6,1}$	$\frac{13,1; 16,8; 16,8; 9,3}{14,0}$	$\frac{1,9; 1,9; 2,8; 1,9}{2,1}$	$\frac{2,8; 1,9; 2,8; 1,9}{2,4}$
<i>Примечание.</i> Числитель – глубина наиболее крупных четырех коррозионных язв; знаменатель – средняя глубина коррозионных язв $h_{\text{ср}}$.			

Обсуждение полученных данных

Анализируя полученные результаты, можно заключить, что, как для стали Ст3, так и стали 08пс, воздействие хлор-ион содержащей среды в присутствии кислорода в растворе приводит к образованию язв, что находится в соответствии с литературными данными [16] для низкоуглеродистых сталей. При этом, как и ожидалось, приложение к образцам дополнительных растягивающих напряжений приводит для обеих марок исследованных материалов к увеличению средней глубины коррозионных язв.

В предположении о существовании линейной зависимости между глубиной язвы h_{cp}

и временем выдержки t в коррозионной среде с использованием формулы:

$$v = \frac{h_{cp}}{t} \cdot 8760 \left[\frac{\text{мм}}{\text{год}} \right], \quad (3)$$

где $t = 10$ ч; 8760 – число часов в году, были определены значения скоростей язвенной коррозии для обеих марок сталей для случаев напряженных и ненапряженных образцов, представленные в табл. 3. Там же приведены значения механохимических коэффициентов k_{σ} , рассчитанных после подстановки использованных величин σ_p и полученных значений v_0 , v_{σ} в выражение (1).

3. Параметры язвенной коррозии исследованных трубных сталей

3. Parameters of pitting corrosion of the investigated pipe steels

Марка стали	Ст3	08пс
Скорость коррозии в ненапряженном состоянии v_0 , мм/год	6,1	2,1
Скорость коррозии в напряженном состоянии v_{σ} , мм/год	14,0	2,4
Коэффициент увеличения скорости коррозии, $K = v_{\sigma} / v_0$	2,3	1,2
Механохимический коэффициент $k_{\sigma} = \frac{v_{\sigma} - v_0}{v_0 \cdot \sigma_p}$, МПа ⁻¹	0,0059	0,0014

Как видно из данных табл. 3, скорость роста глубины язв в условиях напряженно-деформированного состояния образца возросла для стали Ст3 в 2,3 раза и в 1,2 раза для стали 08пс. При этом величины механохимических коэффициентов k_{σ} превышают их значения, рассчитанные в [16] для этих материалов в случае общей коррозии (0,0059 и 0,0014 МПа⁻¹ по сравнению с 0,0011).

Полученную разность в значениях механохимических коэффициентов для язвенной и общей коррозии можно объяснить, исходя из предположений [17] о том, что на дне коррозионных язв в процессе испытаний формируются напряжения значительно большие, чем в среднем по поверхности образца, что приводит к значительному ускорению коррозионного разрушения металла донной части язвы. Расчет этих напряжений, проведенный путем подстановки в выражение (1) полученных значений v_{σ} , v_0 при величине $k_{\sigma} = 0,0011$ МПа⁻¹,

найденной для случая общей коррозии, дает для стали Ст3 их величину (~ 1100 МПа), существенно превышающую предел текучести указанного материала. Это может свидетельствовать о том, влияние напряжений на скорость пластически деформируемого материала, характеризуется зависимостью, отличной от (1).

Гораздо меньшее значение k_{σ} для стали 08пс (0,0014 МПа⁻¹) относительно стали Ст3 (0,0059 МПа⁻¹), возможно, объясняется меньшим содержанием углерода в этой стали (0,05...0,11 % по сравнению с 0,14...0,22 % для стали Ст3), оказывающего негативную роль на стойкость стали к общей коррозии [28] и, как можно заключить, к язвенной. Другими возможными причинами большей стойкости стали 08пс к язвенной коррозии под напряжением являются ее более высокая пластичность ($\delta = 36$ %, $\varphi = 60$ % по сравнению с $\delta = 24$ %, $\varphi = 50$ % для стали Ст3), что согласно [29, 30]

способствует более интенсивной релаксации напряжений, накапливающихся в дефектах, а также меньшее содержание вредных примесей – серы и фосфора (табл. 1), как у качественной стали по сравнению со сталью обыкновенного качества. Данный вопрос требует дальнейшего изучения.

Выводы

1. С использованием разработанной методики фотометрических измерений проведены коррозионные испытания находящихся в напряженном состоянии образцов двух марок трубных сталей 08пс и Ст3 в среде 3,5 % водного раствора NaCl в присутствии кислорода воздуха, как в условиях, имитирующих условия коррозии стенки промысловых нефтепроводов.

2. Показано, что при наличии на всех испытанных образцах признаков язвенной коррозии, приложение к образцам растягивающих напряжений, величины $\sim 0,7 \sigma_T$, приводит для обеих марок исследованных сталей к увеличению средней глубины язв: с 6,1 до 14,0 мкм для стали Ст3 и с 2,1 до 2,4 для стали 08пс.

3. Как показал расчет механохимического коэффициента k_σ , как показателя увеличения скорости коррозии стали Ст3 с ростом напряжений, его значение, установленное в экспериментах для язвенной коррозии ($0,0059 \text{ МПа}^{-1}$), существенно (в 5 раз) превышает величину k_σ ($0,0011 \text{ МПа}^{-1}$), представленную в литературе для общей коррозии, что может найти объяснение в формировании в металле донной части язв гораздо больших напряжений, чем имеющих место в металле поверхностного слоя образцов, подвергаемого общей коррозии.

4. Установленная более высокая стойкость к язвенной коррозии стали 08пс по сравнению со сталью Ст3 может быть объяснена меньшим содержанием углерода в этой стали и ее большей пластичностью, а также меньшим содержанием в стали 08пс вредных примесей (серы и фосфора).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Дело – труба // Центральное диспетчерское управление топливно-энергетического комплекса:

сетевой журн. 2021. URL: <https://www.cdu.ru> (дата обращения: 01.05.2024).

2. **Владимиров В.А.** Разливы нефти: причины, масштабы, последствия // Стратегия гражданской защиты: проблемы и исследования. 2014. Т. 4. № 1 (6). С. 217–219. EDN: SCHGLZ.

3. **Ермаков А.Е., Филипов Д.А.** Анализ причин отказов промысловых трубопроводов // Научный электронный журнал «Меридиан». 2020. № 5 (39). С. 1–4. EDN: CMWLTD.

4. **Голдобина Л.А., Орлов П.С.** Анализ причин коррозионных разрушений подземных трубопроводов и новые решения повышения стойкости стали к коррозии // Записки Горного института. 2016. Т. 219. С. 459–464. DOI: 10.18454/PMI.2016.3.459.

5. **Щипачев А.М., Горбачев С.В.** Влияние послесварочной обработки на скорость сплошной коррозии и микроструктуру сварных соединений сталей 20 и 30ХГСА // Записки Горного института. 2018. Т. 231. С. 307–311. DOI: 10.25515/PMI.2018.3.307.

6. **Копытова Н.П.** Защита от коррозии промысловых трубопроводов // Проблемы современной науки и образования. 2017. С. 19–22. EDN: XYGUCJ;

7. **Тайчинов Р.Р., Галикеев Р.М.** Анализ отказов внутрипромысловых трубопроводов Тевлинско-Руссинского месторождения // Матер. Всероссийской с международным участием науч.-практ. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых. 2015. С. 176–179.

8. **Любчик А.Н., Крапивский О.М., Большунова О.М.** Прогнозирование технического состояния магистральных трубопроводов на основе анализа аварийных ситуаций // Записки Горного института. 2011. Т. 192. С. 153–156.

9. **Гутман Э.М.** Механохимия металлов и защита от коррозии. М.: Металлургия, 1981. 271 с.

10. **Агиней Р.В., Фирстов А.А.** Совершенствование метода оценки изгибных напряжений в стенке подземного трубопровода // Записки Горного института. 2022. Т. 257. С. 744–754. DOI: 10.31897/PMI.2022.64;

11. **Фирстов А.А., Капачинских Ж.Ю., Середенок В.А. и др.** Обоснование возможности оценки уровня изгибных напряжений в стенках труб магистральных газонефтепроводов определением его пространственного положения с поверхности грунта // Наука и техника в газовой промышленности. 2020. № 2 (82). EDN: DLRBLI.

12. **Абдуллин И.Г., А.Г. Гареев А.В.** Мостовой Коррозионно-Механическая стойкость нефтегазовых трубопроводных систем. Уфа.: Гилем, 1997. 177 с.

13. **Sultanbekov R.R.** The influence of total sediment of petroleum products on the corrosiveness of the metal of the tanks during storage / R.R. Sultanbekov, M.N. Nazarova // E3S Web Conf. I International Conference «Corrosion in the Oil and Gas Industry», 22-24 May 2019, Saint Petersburg, Russia. E3S Web of Conferences, 2019. Vol. 121. № 01015. DOI: 10.1051/e3sconf/201912101015;

14. **Петров С.С., Васин Р. А., Князева Ж. В., Андриянов Д. И., Сургаева Е.С.** Коррозионное разрушение металла нефтегазопроводных труб в процессе эксплуатации и при лабораторных испытаниях //

Нефтегазовое дело. 2020. Т. 18. № 4. С. 102–112. EDN: XAEYEW

15. **Sultanbekov R.** Research of the Influence of Marine Residual Fuel Composition on Sedimentation Due to Incompatibility / R. Sultanbekov, S. Islamov, D. Mardashov et al. // *Journal of Marine Science and Engineering*. 2021. Vol. 9. Iss. 10. № 1067. DOI: 10.3390/jmse9101067

16. **Li F., Cui C., Ma R., Tain H.** An experimental study on the corrosion behaviors and mechanical properties of Q345qD steel in neutral salt spray environment considering stress state // *Developments in the Built Environment*. 2023. Vol. 15. P. 1–14. DOI: 10.1016/j.dibe.2023.100214

17. **Гутман Э.М.** Прочность газопромысловых труб в условиях коррозионного износа / Э.М. Гутман, Р.С. Зайнуллин, А.Т. Шаталов [и др.]. М.: Недра, 1984. 75 с.

18. **Azhogin F.F.** Corrosion cracking of high-strength structural steels // *Mater. Sci.* 1972. Т. 3. С. 197–202.

19. **Гутман Э.М., Зайнуллин Р.С., Зарипов Р.А.** Кинетика механохимического разрушения и долговечность растянутых конструктивных элементов при упругопластических деформациях // *Коррозия и защита в нефтегазовой промышленности*. 1983. № 7. С. 2–4.

20. **Макаренко В.Д.** Основы коррозионного разрушения трубопроводов: учебное пособие под ред. В.Д. Макаренко. Тюмень.: ТюмГНГУ, 2009. 404 с. ISBN 978-5-9961-0140-5

21. **Абдуллин И.Г.** Механизм канавочного разрушения нижней образующей труб нефтесборных коллекторов / И.Г. Абдуллин, С.Н. Давыдов, М.А. Худяков [и др.] // *Нефтяное хозяйство*. 1984. Вып. 3. С. 51–53.

22. **Zhang Z., Zhang N., Liu Z., Zhao W.** Synergistic effects of corrosion time and stress on corrosion of casing steel in H₂S/CO₂ gas wells // *Materials and Corrosion*. 2017. Vol. 69. P. 1–7. DOI: 10.1002/maco.201709676.

23. **Wang X., Tang X., Wang L., Wang C., Zhou W.** Synergistic effect of stray current and stress on corrosion of API X65 steel // *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 2014. Vol. 21. P. 474–480. DOI: 10.1016/j.jngse.2014.09.007.

24. **Стали и сплавы.** Марочник: Справ. Изд. / В.Г. Сорокин и др.; Науч. ред. В.Г. Сорокин, М.А. Гервасьев. М.: «Интермет Инжиниринг». 2001. 608 с.: ил. ISBN 5-89594-056-0

25. **Шагиев Р.Г.** Течение не-newтоновской степенной нефти на самотечных участках нефтепроводов с неполным занятым сечением // *Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов*. 2009. № 4 (78). С. 42–44. EDN KZDHGN.

26. **Пат. РФ № 2757634, МПК МПК G01N 17/00 (2006.01)** Способ оценки стойкости трубопроводных сталей к «канавочной» коррозии: № 2021106581: заявл. 15.03.2021; опубл. 19.10.2021/ Болобов В.И., Попов Г.Г., Сивенков А.В., Жуйков И.В.; заявитель ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский горный университет». 12 с.

27. **Инструкция** по определению скорости коррозии металла стенок корпусов сосудов и трубопроводов на предприятиях Миннефтехимпрома СССР. Волгоград.: Всесоюз. науч.-иссл. и конструктор.-техн. институт оборудования нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности. 1983. 19 с.

28. **Чупрова Л.В., Муллина Э.Р., Ершова О.В., Мишурина О.А.** Исследование факторов, влияющих на коррозию электрооборудования, эксплуатируемого в условиях агрессивной окружающей среды // *Современные проблемы науки и образования*. 2014. № 2. С. 1–9. EDN: SBWEEF

29. **Ren R.K., Zhang S., Pang X.L., Gao K.W.** A novel observation of the interaction between the macroelastic stress and electrochemical corrosion of low carbon steel in 3.5 wt% NaCl solution // *Electrochimica Acta*. 2012. Vol. 85. P. 283–294. DOI: 10.1016/j.electacta.2012.08.079

30. **Бурлакова М.А., Гавлич С.О.** Исследование релаксации напряжений в низколегированных сталях // *Технические науки – от теории к практике*. 2015. № 9 (45). С. 41–45. EDN: SJNWRH

REFERENCES

1. Things are screwed up around the tube // *Central Dispatching Department of the fuel and energy complex: network journal*. 2021. URL: <https://www.cdu.ru> (date of access: 05/01/2024).

2. Vladimirov V.A. Oil spills: causes, spill emergency scales, consequences // *Civil protection strategy: problems and research*, 2014, Vol. 4, no. 1 (6), pp. 217–219, EDN: SCHULZ.

3. Ermakov A.E., Filipov D.A. Analysis of the causes of failures of trunk lines // *Scientific electronic journal «Meridian»*, 2020, no. 5 (39), pp. 1–4. EDN: CMWLTD.

4. Goldobina L.A., Orlov P.S. Analysis of the corrosion destruction causes in underground pipelines and new solutions for increasing corrosion steel's resistance. // *Notes of the Mining Institute*, 2016, vol. 219, pp. 459–464, DOI: 10.18454/PMI.2016.3.459.

5. Shchipachev A.M., Gorbachev S.V. The effect of post-welding treatment on the rate of continuous corrosion and the microstructure of welded joints of steels 20 and 30CrMnSiA // *Notes of the Mining Institute*, 2018, vol. 231, pp. 307–311. DOI: 10.25515/PMI.2018.3.307.

6. Kopytova N.P. Corrosion protection of trunk lines // *Problems of modern science and education*, 2017, pp. 19–22. EDN: XYGUCJ.

7. Taichinov R.R., Galikeev R.M. Failure analysis of infield pipelines in the tevlinsko-russkinskoye field // *Mater. All-Russian scientific and practical conference of students, postgraduates and young scientists with international participation*, 2015, pp. 176–179.

8. Lyubchik A.N., Krapivsky O.M., Bolshunova O.M. Forecasting the technical condition of main pipelines based on the analysis of emergency situations // *Notes of the Mining Institute*, 2011, vol. 192, pp. 153–156.

9. Gutman E.M. *Mechanochemistry of metals and corrosion protection*. Moscow: Metallurgiya, 1981. 271 p.

10. Aginey R.V., Firsov A.A. Improvement of the method for estimating bending stresses in the wall of an underground pipeline // *Notes of the Mining Institute*, 2022, vol. 257, pp. 744–754, DOI: 10.31897/PMI.2022.64.

11. Firsov A.A., Kapachinskikh J.Yu., Seredinok V.A., et.al. Substantiation of the possibility of assessing the level of bending stresses in the walls of pipes of main gas and oil pipelines by determining its spatial position from the ground

surface // Science and Technology in the gas industry, 2020, no. 2 (82), EDN: DLRBLI.

12. Abdullin I.G., A.G. Gareev, A.V. Mostovoy Corrosion and mechanical resistance of oil and gas pipeline systems. Ufa.: Gilem, 1997, 177 p.

13. Sultanbekov R.R. The influence of total sediment of petroleum products on the corrosiveness of the metal of the tanks during storage / R.R. Sultanbekov, M.N. Nazarova // E3S Web Conf. I International Conference «Corrosion in the Oil and Gas Industry», 22-24 May 2019, Saint Petersburg, Russia. E3S Web of Conferences, 2019. Vol. 121. № 01015. DOI: 10.1051/e3sconf/201912101015.

14. Petrov S.S., Vasin R. A., Knyazeva J. V., Andrianov D. I., Sergeeva E. S. Corrosion destruction of metal of oil and gas pipes on-stream and under laboratory conditions// Neftegazovoe delo, 2020, vol. 18, no. 4, pp. 102–112. EDN: XAEYEW

15. Sultanbekov R. Research of the Influence of Marine Residual Fuel Composition on Sedimentation Due to Incompatibility / R. Sultanbekov, S. Islamov, D. Mardashov et al. // Journal of Marine Science and Engineering. 2021. Vol. 9. Iss. 10. № 1067. DOI: 10.3390/jmse9101067

16. Li F., Cui C., Ma R., Tain H. An experimental study on the corrosion behaviors and mechanical properties of Q345qD steel in neutral salt spray environment considering stress state // Developments in the Built Environment. 2023. Vol. 15. P. 1–14. DOI: 10.1016/j.dibe.2023.100214

17. Gutman E.M. The strength of gas field pipes under conditions of corrosive wear / E.M. Gutman, R.S. Zainullin, A.T. Shatalov [et al.]. Moscow: Nedra, 1984, 75 p.

18. Azhogin, F.F. Corrosion cracking of high-strength structural steels // Mater. Sci. 1972. vol. 3, pp. 197–202.

19. Gutman E.M., Zainullin R.S., Zaripov R.A. Kinetics of mechanochemical destruction and durability of stretched structural elements under elastic plastic deformations // Corrosion and protection in the oil and gas industry, 1983, no. 7, pp. 2–4.

20. Makarenko V.D. Fundamentals of corrosion destruction of pipelines: a textbook eds V. D. Makarenko. Tyumen.: TSOGU, 2009, 404 p. ISBN 978-5-9961-0140-5.

21. Abdullin, I.G. The mechanism of groove destruction of the lower generating line of the pipes of oil gathering main / I.G. Abdullin, S.N. Davydov, M.A. Khudyakov [et al.] // Oil industry. 1984, Issue 3, pp. 51–53.

22. Zhang Z., Zhang N., Liu Z., Zhao W. Synergistic effects of corrosion time and stress on corrosion of casing steel in H₂S/CO₂ gas wells // Materials and Corrosion. 2017. Vol. 69. pp. 1-7. DOI: 10.1002/maco.201709676.

23. Wang X., Tang X., Wang L., Wang C., Zhou W. Synergistic effect of stray current and stress on corrosion of API X65 steel // Journal of Natural Gas Science and Engineering. 2014. Vol. 21. pp. 474-480. DOI: 10.1016/j.jngse.2014.09.007.

24. Steels and alloys. Steel Grade Guide: Reference Edition / V.G. Sorokin, et al.; Scientific eds V.G. Sorokin, M.A. Gervasyev. Moscow: «Intermet Engineering». 2001, 608 p.: ill. ISBN 5-89594-056-0.

25. Shagiev, R. G. The flow of power law non-Newtonian crude oil in hilly terrain pipelines with slack line condition / R. G. Shagiev // Problems of collecting, preparing and transporting oil and petroleum products. 2009, no. 4 (78), pp. 42–44. EDN KZDHGN.

26. Pat. RF No. 2757634, MPK MPK G01N 17/00 (2006.01) Method for assessing the resistance of pipeline steels to «groove» corrosion: No. 2021106581: application 03/15/2021: publ. 19.10.2021/ Bolobov V.I., Popov G.G., Sivenkov A.V., Zhuikov I.V. ; application FGBOU VO «St. Petersburg Mining University». 12 p.

27. Instructions for determining the rate of corrosion of metal walls of vessel housings and pipelines at enterprises of the USSR Ministry of Petrochemical Industry. Volgograd.: All-Union. scientific research. and the construct. Tech. installation of equipment for the oil refining and petroleum industries. 1983, 19 p.

28. Chuprova L.V., Mullina E.R., Ershova O.V., Mishurina O.A. Investigation of factors affecting the corrosion of electrical equipment operated in an aggressive environment // Modern problems of science and education. 2014, no. 2, pp. 1-9. EDN: SBWEEF

29. Ren R.K., Zhang S., Pang X.L., Gao K.W. A novel observation of the interaction between the macroelastic stress and electrochemical corrosion of low carbon steel in 3.5 wt% NaCl solution // Electrochimica Acta. 2012. Vol. 85. P. 283–294. DOI: 10.1016/j.electacta.2012.08.079.

30. Burlakova M.A., Gavlich S.O. Study of the stress relaxation in the low alloyed steels // Technical sciences – from theory to practice. 2015, no. 9 (45), pp. 41-45. EDN: SJNWRH.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 01.09.2024; одобрена после рецензирования 03.09.2024; принята к публикации 13.09.2024.

The article was submitted 01.09.2024; approved after reviewing 03.09.2024; assepted for publication 13.09.2024.

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. №12 (162). С.25-30.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №12 (162). P.25-30.

Научная статья
УДК 666.798.2
doi: 10.30987/2223-4608-2024-25-30

Получение кермета в режиме горения инфильтрацией расплава Cu + Ti в пористый карбид титана

Евгений Иванович Латухин¹, к.т.н.

Людмила Александровна Кондратьева², д.т.н.

^{1,2} Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

¹ evgelat@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-2071-3521>

² schiglou@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3940-9511>

Аннотация. Приведены результаты исследований по взаимодействию горячего пористого каркаса из карбида титана, полученного в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, с расплавом медь-титан. Исследования проводились на образцах двух видов: без предварительного нагрева и с предварительным нагревом перед синтезом в печи до температуры 300 °С. Образцы представляли собой плоские спрессованные таблетки, состоящие из двух разных по составу слоев. Нижним слоем была шихта из Ti и C, а верхним слоем смесь из Ti и Cu. Процесс синтеза образцов проводился на воздухе. После прохождения реакции в нижнем слое образцов и образования пористого каркаса из карбида титана, в обоих образцах верхний слой расплавлялся и без остатка впитывался в нижний слой. Рентгенофазовый анализ центральной части образца показал наличие трех фаз – TiC, Cu и Cu₃Ti. Установлено, что полученный композит представлял собой пористый каркас из TiC, пропитанный сплавом меди и титана. Зёрна карбида титана имели в большей степени нестехиометрический состав и представляли собой многогранные частицы среднего размера 20 мкм, а также частицы стехиометрического состава размером не более 10 мкм. На поверхности частиц TiC, в виде тонкой пленки на отдельных участках был обнаружен интерметаллид. Кроме этого, было установлено, что предварительное нагревание исходного образца в печи до 300 °С перед синтезом позволяет повысить содержание стехиометрического карбида титана в полученном кермете.

Ключевые слова: карбид титана, медь, интерметаллид, композиционный материал, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, инфильтрация

Для цитирования: Латухин Е.И., Кондратьева Л.А. Получение кермета в режиме горения инфильтрацией расплава Cu + Ti в пористый карбид титана // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 12 (162). С. 25–30. doi: 10.30987/2223-4608-2024-25-30

Production of cermet in a combustion mode by means of infiltration of Cu + Ti melt into porous titanium carbide

Evgeny I. Latukhin ¹. PhD. Eng.

Lyudmila A. Kondratieva ². D. Eng.

^{1,2} Samara State Technical University, Samara, Russia

¹ evgelat@yandex.ru

² schiglou@yandex.ru

Abstract. Results for the interaction of a hot porous titanium carbide frame obtained in the mode of self-propagating high-temperature synthesis with a copper-titanium melt, are presented. The studies were carried out using two types of samples: without and with preheating up to 300 °C before synthesis in a furnace. The samples were flat compressed tabs of stock material consisting of two layers with different composition. The lower layer was Ti and C stock, and the upper layer was a mixture of Ti and Cu. The process of sample synthesis was carried out in air. After the reaction took place in the lower layer of the samples and the formation of a porous titanium carbide frame, in both samples the upper layer melted and was absorbed into the lower layer unreservedly. X-ray phase analysis of the central part of the sample showed the presence of three phases – Ti, Cu and Cu₃Ti. It was found that the resulting composite was a porous TiC frame impregnated with an alloy of copper and titanium. Titanium carbide grains had a largely non-stoichiometric composition and were polyhedral particles of an average size of 20 microns, as well as particles of stoichiometric composition with a size of no more than 10 microns. An intermetallic compound was found in some areas on the surface of TiC particles in the form of a thin film. In addition, it was found that preheating the initial sample in a furnace to 300 °C before synthesis increases the content of stoichiometric titanium carbide in the obtained cermet.

Keywords: titanium carbide, copper, intermetallic compound, composite material, self-propagating high-temperature synthesis, infiltration

For citation: Latukhin E.I., Kondratieva L.A. Production of cermet in a combustion mode by means of infiltration of Cu + Ti melt into porous titanium carbide / Science intensive technology in mechanical engineering. 2024. № 12 (162). P. 25–30. doi: 10.30987/2223-4608-2024-25-30

Введение

В механизмах и машинах для облегчения относительного движения в системах скольжения, как правило, используются жидкие или консистентные смазочные материалы для минимизации трения и износа. Однако функциональность жидких смазочных материалов снижается в экстремальных условиях, таких как вакуум, радиация, высокое давление и/или температура. В таких условиях эффективно применение материалов, имеющих низкий коэффициент трения. Поэтому композиционные материалы на основе карбида титана привлекают повышенное внимание. Кроме этого, карбид титана из-за его высокого модуля упругости, твердости и температуры плавления является привлекательным соединением для использования в качестве упрочняющей фазы в металлических матрицах. Использование меди и её сплавов в качестве матричного материала позволяет получить композиты с высокой электропроводностью, прочностью и износостойкостью [1, 2].

Композиты с матрицей, содержащей медь и её сплавы, армированные частицами TiC, были получены разными методами: порошковая металлургия, пропитка заготовок, литье, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [3, 4]. Среди этих технологий производства большое внимание уделяется технологии СВС из-за ее низкого энергопотребления и высокой производительности. СВС представляет собой сложный физико-химический процесс, в основе которого лежат экзотермические реакции, приводящие к разогреву исходной смеси вплоть до температур плавления металлических порошков [5, 6]. Исследование различных режимов синтеза в системе Ti-Cu-C позволило установить основные закономерности формирования фазового состава и микроструктуры получаемых продуктов [7 – 9]. Большинство исследований проводили в режиме теплового взрыва в вакууме или в защитной атмосфере. Это осложняет применение полученных результатов для практического применения. Кроме того, полученные композиты обладают значительной пористостью, что снижает их прочность. Обработка давлением продуктов реакции непосредственно после синтеза позволила получить образцы с высокой прочностью и износостойкостью [1, 2], но усложнила процесс. Известно, что применение процесса инфильтрации расплава металлов позволяет получать керметы с небольшой пористостью [10, 11]. При этом следует учитывать, что расплав чистой меди

плохо смачивает карбид титана. Высокая температура реакции СВС получения продуктов на основе карбида титана позволяет проводить их пропитку расплавом меди [12], но не известно будет ли проходить инфильтрация расплава интерметаллида TiCu. Целью исследования являлось изучение возможности получения композиционного материала путём инфильтрации расплава интерметаллида TiCu в пористый каркас из карбида титана.

Материалы и методы

В данной работе для получения композиционного материала путём инфильтрации использовали двухслойные заготовки. Нижний слой состоял из смеси порошков титана и углерода, а верхний слой – из смеси порошков титана и меди. После инициирования реакции СВС в нижнем слое, верхний слой плавился. Затем полученный расплав под действием силы тяжести и капиллярного эффекта пропитывал нижний слой.

Для исследований были взяты порошки марок: титан ТПП-7 и ПТМ, графит С-2 и медь ПМС-1. В соответствии с ранее проведёнными исследованиями [13] качественные образцы пористого карбида титана получали при использовании крупных порошков титана и углерода. Поэтому с графитом смешивали крупный порошок титана ТПП-7, а с порошком меди – мелкий ПТМ.

Исходные порошки взвешивались в стехиометрическом соотношении для получения соединений TiC и TiCu и смешивались в фарфоровой ступке до однородного состояния.

Заготовки получали односторонним прессованием в пресс-форме диаметром 23 мм. Для этого сначала смесь Ti + C массой 7 г засыпалась в пресс-форму, а сверху на нее засыпалась смесь Ti + Cu массой 3 г. Одностороннее прессование проводили под давлением 45 МПа. Перед синтезом каждый образец укладывали на слой речного песка. Реакцию горения инициировали электрической спиралью накаливания. Весь процесс синтеза образцов и их охлаждение проводили на воздухе. Опыты проводили в двух вариантах. По первому варианту образцы получали из заготовок без предварительного нагрева (образец № 1). По второму варианту заготовки перед синтезом нагревали в муфельной печи до температуры 300 °C (образец № 2).

Исследования микроструктуры и химического состава были проведены на сколах, взятых из центральной части образца. Микроструктуру полученных продуктов исследовали

на растровом электронном микроскопе TescanVega3 с приставкой локального рентгеноспектрального анализа X-act. Фазовый состав определялся рентгенофазовым методом с помощью дифрактометра ARL X'trA-138 с использованием Cu-излучения при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ от 5° до 80° со скоростью $2^\circ/\text{мин}$.

Результаты

После прохождения реакции в нижнем слое и образования пористого каркаса из TiC, в обоих вариантах верхний слой расплавился и без остатка впитался в нижний слой. Объёма

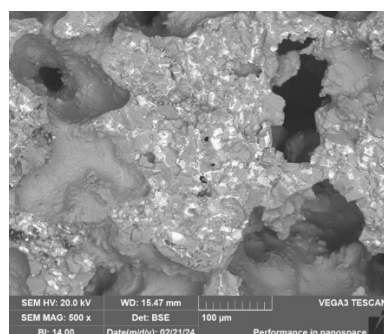
жидкой фазы оказалось недостаточно для заполнения пор каркаса из карбида титана. Проведённый рентгенофазовый анализ центральной части образца показал наличие следующих фаз: TiC, Cu и Cu_3Ti . На диаграмме состояния Cu-Ti фаза Cu_3Ti отсутствует, что можно объяснить малой массой образца и, соответственно, высокой скоростью его охлаждения.

Микроструктура полученного продукта, показанная на рис. 1, представлена сферическими и многогранными частицами карбида титана. Результаты элементного химического анализа образцов (в точках) представлены в табл. 1.

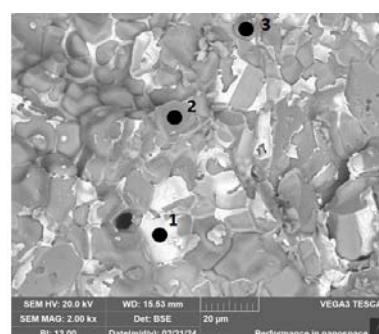
1. Элементный химический состав в точках продукта, синтезированного из образцов № 1 и № 2

1. Ultimate composition at the points of the product synthesized from samples № 1 and № 2

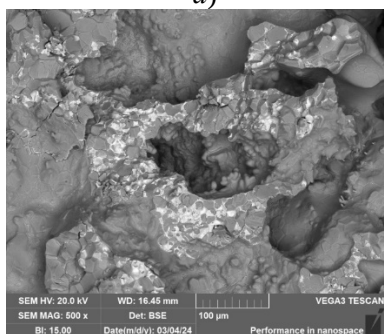
Элемент	Образец № 1			Образец № 2	
	Атом. %				
	Точка 1	Точка 2	Точка 3	Точка 4	Точка 5
Ti	18,17	65,98	52,11	62,99	24,78
C	-	36,79	47,89	36,01	2,46
Cu	81,83	0,23	-	-	72,76



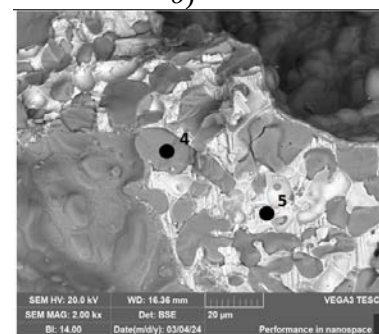
a)



б)



в)



г)

Рис. 1. Микроструктура продукта, синтезированного из системы (Ti + C) + 30 % (Ti + Cu) в режиме СВС на воздухе из двухслойных образцов:

a, б – образец № 1 без предварительного подогрева; в, г – образец № 2 с предварительным подогревом до 300°C

Fig. 1. Microstructure of the product synthesized from the (Ti + C) + 30 % (Ti + Cu) system in the SHS mode in two-layer samples:

a, b – sample № 1 without preheating; c, d – sample № 2 with preheating up to 300°C

Обсуждение

Сферические частицы получались в результате взаимодействия порошка титана с порошком углерода во фронте горения. Данное взаимодействие осуществлялось с выделением тепла за счёт экзотермической реакции $Ti + C$. Известно, что для самораспространения реакции необходим прямой контакт между жидкой фазой, содержащей растворенные реагенты (Ti с растворенным углеродом) и твердым реагентом (углеродом). Известно, что зерна карбида титана зарождаются с большим дефицитом углерода, поэтому углеродный состав изменяется в сторону стехиометрии во время фазы роста, которая происходит во время охлаждения [14]. Именно сферическая морфология частиц TiC указывает на тот факт, что в структуре продукта присутствует стехиометрический карбид титана.

Многогранные частицы карбида титана были получены по другому механизму. В процессе синтеза под действием высоких температур, создаваемых экзотермической реакцией в верхнем слое, образуется раствор $Cu-Ti$, который под действием силы тяжести и капиллярного эффекта, проникает в нижний слой образца, а именно в пористый каркас из карбида титана. В нижнем слое образца не успевший еще прореагировать с титаном углерод может растворяться в расплаве $Cu-Ti$ с образованием $Cu-Ti-C$. Этот расплав растекается по уже сформировавшимся частицам стехиометрического и нестехиометрического карбида титана.

Как только средняя температура продуктов синтеза снижается, начинается диффузия титана и углерода из расплава на поверхность зёрен карбида титана. Данный процесс сопровождается увеличением размера частиц и приобретением ими многогранной формы. Большие частицы TiC образуются благодаря взаимодействию титана и углерода, выделяющихся из раствора $Cu-Ti$ при его кристаллизации, с уже образовавшимися в первоначальный момент синтеза зародышами карбида титана. Таким образом, такой процесс взаимодействия исходных компонентов и промежуточных продуктов реакции горения привел к получению многогранных частиц карбида титана, которые являются нестехиометрическим карбидом титана.

Размер частиц стехиометрического карбида титана не превышает 10 мкм. Средний размер частиц нестехиометрического карбида титана равен 20 мкм.

Кроме TiC в микроструктуре синтезируемых продуктов (рис. 1) присутствует фаза меди с небольшим количеством в ней титана и фаза интерметаллида, состоящего из меди и титана. О наличии интерметаллида в синтезируемом продукте указывают результаты элементного химического анализа в точках 1 и 5 (табл. 1).

Фазы на основе меди распределены по поверхности частиц карбида титана в виде тонкой пленки, либо заполняют промежутки между частицами TiC . По тому, как распределены фазы на основе меди в микроструктурах продуктов, и зная о том, что присутствие частиц титана в меди улучшает смачивание частиц TiC расплавом меди [15], можно предположить, что они не только заполняют пространство между частицами TiC , но и соединяют их в монолитную структуру. Медь в структуре исследованных продуктов, полученных из образца № 1 и № 2, распределена практически равномерно между всеми частицами TiC , вне зависимости от их формы, размера и расположения (ближе к поре или к центру стенки) в микроструктуре.

Поверхность стенки (со стороны поры) состоит из прилегающих друг к другу частиц TiC , между которыми, если смотреть со стороны структуры стенки, а не на поверхность поры, присутствуют фазы на основе меди, а именно интерметаллид, состоящий из титана и меди, и медь с включенными в нее частицами элементного титана.

Наличие в конечном продукте непрореагировавшего с титаном углерода, который по результатам энергодисперсионного анализа находится в медной основе (табл. 1, точка 5), подтверждает ту микроструктуру, которая представлена на рис. 1, а именно то, что синтезированный карбид титана имеет нестехиометрический состав. Так как чем больше состав карбида титана будет нестехиометрическим, тем более многогранную форму будут иметь частицы TiC [16]. Наличие нестехиометрического TiC в продукте положительно влияет на взаимодействие его с медью, т. к. было установлено [15], что смачивание жидкими расплавами, в том числе и Cu , значительно

улучшается на подложке из нестехиометрического TiC с дефицитом углерода.

Таким образом, на основании представленных микроструктур двух образцов (рис. 1), синтезированных на воздухе в режиме твердофазного горения, можно утверждать следующее, что в образце № 1 без предварительного нагрева исходной шихты морфология частиц карбида титана имеет более острые грани и углы в отличие от микроструктуры продукта, полученного из образца № 2. Где форма частиц TiC имеет наиболее приближенную к стехиометрическому карбиду титана, а именно многогранную, но с полукруглыми стенками граней и тупыми углами.

Заключение

Инфильтрацией расплава интерметаллида TiCu в пористый каркас из карбида титана получен композиционный материал, перспективный для применения в узлах трения скольжения в экстремальных условиях. Продукты синтеза имеют пористую структуру и состоят из частиц стехиометрического карбида титана размером не более 10 мкм и частиц нестехиометрического карбида титана со средним размером частиц 20 мкм. На поверхности частиц TiC, в виде тонкой пленки на отдельных участках находится сплав меди и титана. Предварительный нагрев образца до 300 °C непосредственно перед синтезом позволяет получить кермет в режиме горения с повышенным содержанием стехиометрического карбида титана.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и свойства СВС-композиата системы Cu–Ti–C–B // Физика металлов и материаловедение. 2022. Т. 123. № 1. С. 47–54. DOI: 10.31857/S0015323022010107
2. Цикарев В.Г., Филиппенков А.А., Филиппов М.А., Алабушев А.В., Шарапова В.А. Опыт получения композиционных материалов системы Ti–Cu–C СВС-процессом // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2021. Т. 15. № 4. С. 4–11. DOI: 10.17073/1997-308X-2021-4-11.
3. Liang Y.H., Wang H.Y., Yang Y.F., Wang Y.Y., Jiang Q.C. Evolution process of the synthesis of TiC in the Cu–Ti–C system // Journal of Alloys and Compounds. Vol. 452 (2008). pp. 298–303.
4. Guo Lei, Yang Yang, Wen Xiaochun, Gao Han, Wang Zhe, Guo Zhancheng. Synthesis of Cu-based TiC_x composites via in-situ reaction between Cu_xTi melt and dissolvable solid carbon // Powder Technology. Vol. 362 (2020). pp. 375–385.
5. Мержанов А.Г., Мукасян А.С. Твердопламенное горение. М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007. 336 с.
6. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007. 568 с.
7. Lei Guo, Yang Yang, Yinuo Du, Hao Sun, Zhancheng Guo. In-situ formation of titanium carbide in copper-titanium-carbon system: A review // Powder Technology. Vol. 403 (2022). pp. 117389.
8. Zarrinfar N., Kennedy A.R., Shipway P.H. Reaction synthesis of Cu–TiC_x master-alloys for the production of copper-based composites // Scripta Materialia. Vol. 50 (2004). pp. 949–952.
9. Rathod S., Modi O.P., Prasad B.K., Chrysanthou A., Vallauri D., Deshmukh V.P., Shah A.K. Cast in situ Cu–TiC composites: synthesis by SHS route and characterization, // Materials Science and Engineering: A. Vol. 502. (2009). pp. 91–98.
10. Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. Применение процессов инфильтрации и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения керметов. Обзор // Известия вузов. Цветная металлургия. 2021. Т. 27, № 6. С. 52–75. DOI: 10.17073/0021-3438-2021-6-52-75
11. Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р., Давыдов Д.М. Получение длинномерного МАХ-кермета Ti₃AlC₂–Al методом СВС с самопроизвольной инфильтрацией расплавом алюминия // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2022. №3. С. 52–75. DOI: 10.17073/1997-308X-2022-3-24-36.
12. Amosov A.P., Latukhin E.I., Ryabov A.M., Umerov E.R., Novikov V.A. Application of SHS process for fabrication of copper-titanium silicon carbide composite (Cu–Ti₃SiC₂) // J. of Physics: Conf. Series. 2018. V.1115. No. 4. Art. no 042003. DOI:10.1088/1742-6596/1115/4/042003.
13. Латухин Е.И., Умеров Э.Р., Луц А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез заготовок пористого карбида титана для последующей инфильтрации расплавами // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Т. 19. № 7. С. 322–330. doi:10.36652/1684-1107-2021-19-7-322-330.
14. Cochepin B., Gauthier V., Vrel D., Dubois S. Crystal growth of TiC grains during SHS reactions // Journal of Crystal Growth. Vol. 304 (2007). pp. 481–486.
15. Frage N., Froumin N., Aizenshtein M., Kutsenko L., Fuks D., Dariel M.P. Reactive wetting in titanium carbide/non-reactive metal systems // Current Opinion in Solid State and Materials Science. Vol. 9 (2005). pp. 189–195.
16. Dong Bai-Xin, Yang Hong-Yu, Qiu Feng, Li Qiang, Shu Shi-Li, Zhang Bing-Qi, Jiang Qi-Chuan. Design of TiC_x nanoparticles and their morphology manipulating mechanisms by stoichiometric ratios: Experiment and first-principle calculation // Materials and Design. Vol. 181 (2019). pp. 107951.

REFERENCES

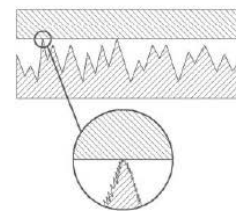
1. Pugacheva N.B., Nikolin Yu.V., Bykova T.M., Senaeva E.I. Structure and properties of the SHS composite of the Cu–Ti–C–B system // Physics of metals and metallurgical science. 2022, vol. 123, no. 1, pp. 47–54. DOI: 10.31857/S0015323022010107
2. Tsikarev V.G., Filippenkov A.A., Filippov M.A., Alabushev A.V., Sharapova V.A. The experience of obtaining composite materials of the Ti–Cu–C system by the SHS process // Izvestia of higher educational institutions. Powder metallurgy and functional coatings. 202, vol. 15, no. 4, pp. 4–11. DOI: 10.17073/1997-308X-2021-4-11
3. Liang Y.H., Wang H.Y., Yang Y.F., Wang Y.Y., Jiang Q.C. Evolution process of the synthesis of TiC in the Cu–Ti–C system // Journal of Alloys and Compounds. Vol. 452 (2008), pp. 298–303.
4. Guo Lei, Yang Yang, Wen Xiao-chun, Gao Han, Wang Zhe, Guo Zhan-cheng. Synthesis of Cu-based TiCx compo-sites via in-situ reaction between CuxTi melt and dissolvable solid carbon // Powder Technology. Vol. 362 (2020), pp. 375–385.
5. Merzhanov A.G., Mukasyan A.S. Solid flame. Moscow: TORUS PRESS, 2007, 336 p.
6. Amosov A.P., Borovinskaya I.P., Merzhanov A.G. Powder technology of self-propagating high-temperature synthesis of materials. Moscow: Mashinostroenie-1, 2007, 568 p.
7. Lei Guo, Yang Yang, Yinuo Du, Hao Sun, Zhancheng Guo. In-situ formation of titanium carbide in copper-titanium-carbon system: A review // Powder Technology. Vol. 403 (2022). pp. 117389.
8. Zarrinfar N., Kennedy A.R., Ship-way P.H. Reaction synthesis of Cu–TiCx master-alloys for the production of copper-based composites // Scripta Materialia. Vol. 50 (2004), pp. 949–952.
9. Rathod S., Modi O.P., Prasad B.K., Chrysanthou A., Vallauri D., Deshmukh V.P., Shah A.K. Cast in situ Cu–TiC composites: synthesis by SHS route and characterization, // Materials Science and Engineering: A. Vol. 502. (2009). pp. 91–98.
10. Amosov A.P., Latukhina E.I., Umerov E.R. Application of infiltration processes and self-propagating high-temperature synthesis for manufacturing cermets. Review // Izvestiya vuzov. Non-ferrous metallurgy. 2021, vol. 27, no. 6, pp. 52–75. DOI: 10.17073/0021-3438-2021-6-52-75
11. Amosov A.P., Latukhina E.I., Umerov E.R., Davydov D.M. Investigation of possibility of fabrication of long-length samples of Ti3AlC2–Al MAX-cermet by the SHS method with spontaneous infiltration by aluminum melt // Izvestia vuzov. Powder metallurgy and functional coatings. 2022, no.3, pp. 52–75. DOI: 10.17073/1997-308X-2022-3-24-36.
12. Amosov A.P., Latukhin E.I., Ryabov A.M., Umerov E.R., Novikov V.A. Application of SHS process for fabrication of copper-titanium silicon carbide composite (Cu–Ti3SiC2) // J. of Physics: Conf. Series. 2018. V.1115. No. 4. Art. no 042003. DOI:10.1088/1742-6596/1115/4/042003.
13. Latukhin E.I., Umerov E.R., Lutz A.R. Self-propagating high-temperature synthesis of porous titanium carbide blanks for subsequent infiltration by melts // Procurement production in mechanical engineering. 2021, vol. 19, no. 7, pp. 322–330. doi:10.36652/1684-1107-2021-19-7-322-330.
14. Cochevin B., Gauthier V., Vrel D., Dubois S. Crystal growth of TiC grains during SHS reactions // Journal of Crystal Growth. Vol. 304 (2007). pp. 481–486.
15. Frage N., Froumin N., Aizenshtein M., Kutsenko L., Fuks D., Dariel M.P. Reactive wetting in titanium carbide/non-reactive metal systems // Current Opinion in Solid State and Materials Sci-ence. Vol. 9 (2005). pp. 189–195.
16. Dong Bai-Xin, Yang Hong-Yu, Qiu Feng, Li Qiang, Shu Shi-Li, Zhang Bing-Qi, Jiang Qi-Chuan. Design of TiCx nanoparticles and their morphology manipulating mechanisms by stoichiometric ratios: Experiment and first-principle calculation // Materials and Design. Vol. 181 (2019). pp. 107951.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 13.04.2024; одобрена после рецензирования 21.08.2024; принята к публикации 03.09.2024.

The article was submitted 13.04.2024; approved after reviewing 21.08.2024; assepted for publication 03.09.2024.



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 12 (162). С. 31-38.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 12 (162). P. 31-38.

Научная статья

УДК 539.9

doi: 10.30987/2223-4608-2024-31-38

Моделирование износа при трении качения с проскальзыванием

Михаил Александрович Шилов¹, к.т.н.

Павел Владимирович Королёв², к.т.н.

^{1, 2} Ивановский государственный энергетический университет, Иваново, Россия

¹ mshilov@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6445-3303>

² vedunking@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2196-8136>

Аннотация. В работе рассматриваются разработанные авторами математическая и численная модели изнашивания эластомерных материалов при стационарном качении с проскальзыванием. При разработке математической модели были использованы классические представления о кинематических характеристиках качения массивной эластомерной шины по абразивной поверхности диска. Для описания интенсивности изнашивания в модели использованы представления о износе сформулированные Д. Арчардом и модифицированные применительно к исследуемым объектам – резинам на основе каучуков СКИ-3 и СКС-30-АРКМ-15, армированных углеродными наноструктурами. Численная реализация математической модели выполнена в программном комплексе Matlab. С целью упрощения численного расчета было принято решение о переходе модели качения с проскальзыванием к модели о чистом скольжении. Выбор шага интегрирования по времени позволил стабилизировать неустойчивость решения. Таким образом в численной модели рассматривалось скольжение эластомерного цилиндра по абразивной поверхности диска со скоростью, равной скорости проскальзывания и варьированием нормальной нагрузки. В качестве численного метода расчета использован метод конечных элементов (МКЭ). При фиксированной глубине вдавливания проведена верификация разработанной модели. По результатам моделирования получены зависимости интенсивности изнашивания эластомерного материала от величины удельных давлений. Сравнительный анализ результатов моделирования и данных, полученных экспериментальным путем, позволил установить из разницу на уровне 20 процентов, что может быть связано с ограничениями модели, которая не учитывает тепловые характеристики материалов. Таким образом разработанная модель показала свою состоятельность и в дальнейшем будет доработана с учетом выявленных ограничений.

Ключевые слова: математическая модель, трение, качение

Для цитирования: Шилов М.А., Королёв П.В. Моделирование износа при трении качения с проскальзыванием // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 12 (162). С. 31–38.
doi: 10.30987/2223-4608-2024-31-38

Wear simulation for rolling friction with sliding movement

Mikhail A. Shilov¹, PhD. Eng.

Pavel V. Korolev², PhD. Eng.

^{1, 2} Ivanovo State Power Engineering University, Ivanovo, Russia

¹ mshilov@yandex.ru

² vedunking@mail.ru

Abstract. The paper views mathematical and numerical models of wear of elastomeric materials developed by the authors in dead rolling with sliding movement. When developing a mathematical model, classical ideas about the kinematic characteristics of a massive elastomeric tire rolling along the abrasive surface of the disc were used. To describe the intensity of wear, the model uses the

concepts of wear formulated by D. Archard and modified in relation to the studied objects - rubber-based resin elastics SRI-3 and SRS-30-ARKM-15 rubbers reinforced with carbon nanostructures. The numerical implementation of the mathematical model is performed in the Matlab software package. In order to simplify the numerical calculation, it was decided to switch the rolling slip model to the pure sliding model. The choice of the integration step in time allowed to stabilize the instability of the solution. Thus, the numerical model examined sliding of an elastomeric cylinder along the abrasive surface of the disk at a speed equal to the sliding speed and varying the normal load. The finite element method (FEM) was used as a numerical calculation method. At a fixed depth of indentation, the verification of the developed model was carried out. According to the simulation results, the dependences of the wear intensity of an elastomeric material on the magnitude of specific pressures are obtained. A comparative analysis of the simulation results and the data obtained experimentally make it possible to determine the difference at the level of 20 percent, which may be due to the limitations of the model when thermal characteristics of the materials are not taken into consideration. Thus, the developed model has demonstrated its viability and will be further refined upon taking into account the identified limitations.

Keywords: mathematical model, friction, rolling

For citation: Shilov M.A., Korolev P.V. Wear simulation for rolling friction with sliding movement / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 12 (162). P. 31–38. doi: 10.30987/2223-4608-2024-31-38

Введение

Для описания поведения эластомеров при трении качения с проскальзыванием была разработана модель по схеме трения «палец-плоскость». В основе модели лежит Эйлеро-Лагранжевый подход к описанию процесса изнашивания [1 – 4].

Математическая модель

При создании модели использованы следующие предположения и допущения. Движение деформируемого твердого тела (сплошного эластомерного диска) было разложено на две составляющие: движение жесткого тела и наложенной на это движение деформации (рис. 1). Такой подход позволил перейти от кинематического описания устойчивого перемещения контакта к устойчивому качению в пространстве. Деформируемое тело вращалось с постоянной угловой скоростью качения ω_1 вокруг жесткой оси $\vec{m}$ с центром в точке X_0 , которая, в свою очередь, вращалась с постоянной угловой скоростью ω_2 вокруг фиксированной нормали $\vec{n}$ с центром в точке X_y . Движение частицы X диска в момент времени t состояло из жесткого вращения качения к положению Y , описываемого следующим выражением:

$$Y = R_s \cdot (X - X_0) + X_0 \quad (1)$$

где R_s – матрица вращательного движения. Она определялась следующим уравнением:

$$R_s = e^{\widehat{\omega}_A \cdot t}, \quad (2)$$

где $\widehat{\omega}_A$ – кососимметричная матрица, связанная с вектором вращения, $\widehat{\omega}_A = \omega \cdot m$.

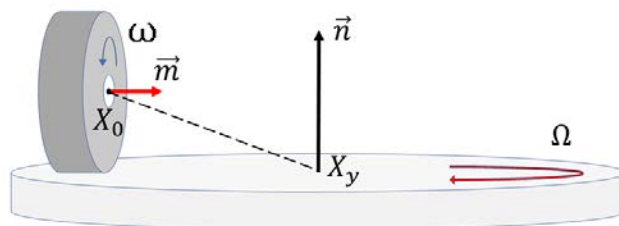


Рис. 1. Модель устойчивого качения эластомерного диска

Fig. 1. The model of dead rolling of an elastomeric disk

С учетом этого предположения скорость частицы имела вид:

$$v = \dot{y} = \dot{R}_c \cdot (x - X_c) + R_c \cdot x. \quad (3)$$

Для описания деформации диска вводили карту, с помощью которой определяли положение точки x в момент времени t как функцию ее местоположения Y в момент t так, что

$$x = \chi(Y, t). \quad (4)$$

Учитывая найденную временную производную, скорость и ускорение частицы можно записать в виде:

$$v = \Omega n \times (x - X_c) + \omega R R_c \cdot \frac{\partial \chi}{\partial s} + R_c \cdot \frac{\partial \chi}{\partial t} \quad (5)$$

и

$$a = \Omega^2 (nn - I) \cdot (x - X_c) + 2\omega \Omega R n \times R_c \cdot \frac{\partial \chi}{\partial s} + 2\Omega n \times R_c \cdot \frac{\partial \chi}{\partial t} + \omega^2 R^2 R_c \cdot \frac{\partial^2 \chi}{\partial s^2} + 2\omega R R_c \cdot \frac{\partial^2 \chi}{\partial s \partial t} + R_c \cdot \frac{\partial^2 \chi}{\partial t^2} \quad (6)$$

Для получения выражений для скорости и ускорения в привязанной к телу системе отсчета используются следующие преобразования:

$$v_r = R_c^T \cdot v, \quad a_r = R_c^T \cdot a \quad (7)$$

такое, что

$$v_r = \Omega n \times (x - X_c) + \omega R \cdot \frac{\partial \chi}{\partial s} + \frac{\partial \chi}{\partial t} \quad (8)$$

и

$$a_r = \Omega^2 (nn - I) \cdot (x - X_c) + 2\omega \Omega R n \times \frac{\partial \chi}{\partial s} + 2\Omega n \cdot \frac{\partial \chi}{\partial t} + \omega^2 R^2 \cdot \frac{\partial^2 \chi}{\partial s^2} + 2\omega R \cdot \frac{\partial^2 \chi}{\partial s \partial t} + \frac{\partial^2 \chi}{\partial t^2}. \quad (9)$$

Для стационарного качения положим, что $\frac{\partial \chi}{\partial t} = 0$ и эти выражения можно свести к следующим уравнениям:

$$v_r = \Omega n \times (x - X_c) + \omega R \cdot \frac{\partial \chi}{\partial s}, \quad (10)$$

$$a_r = \Omega^2 (nn - I) \cdot (x - X_c) + 2\omega \Omega R n \times \frac{\partial \chi}{\partial s} + \omega^2 R^2 \cdot \frac{\partial^2 \chi}{\partial s^2}. \quad (11)$$

Первое слагаемое (11) можно рассматривать как ускорение, порождающее центробежные силы, которые возникают в результате вращения вокруг нормали n . Второе слагаемое определяло ускорение, порождающее силы Кориолиса. Последнее слагаемое объединяло ускорения, порождающие Кориолисовы и центробежные силы, возникающие в результате вращения вокруг m . Когда деформация однородна по окружности, оба эффекта Кориолиса исчезают, так что ускорение приводит

только к центробежным силам. При соприкосновении диска и поверхности относительная скорость имела вид:

$$v = v_D - v_R, \quad (12)$$

где v_D – скорость точки на деформированном диске, м/с; v_R – скорость точки на жестком основании, м/с. При качении с проскальзыванием скорость скольжения определяли уравнением:

$$\dot{\gamma}_\alpha = t_\alpha \cdot v = \Omega t_\alpha (n \times r) + \omega R t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial s} + t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial t} - t_\alpha \cdot v_R, \quad (13)$$

где t_α ($\alpha = 1, 2$) являются двумя ортогональными единичными векторами, касательными к контактной поверхности, такими, что $n = t_1 \times t_2$. При стационарном качении

справедливо условие: $\frac{\partial \chi}{\partial t} = 0$, согласно которому получаем окончательное выражение для скорости скольжения:

$$\dot{\gamma}_\alpha = t_\alpha \cdot v = \Omega t_\alpha (n \times r) + \omega R t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial s} - t_\alpha \cdot v_R. \quad (14)$$

При линейном качении от выражения $\Omega t_\alpha (n \times r)$ можно перейти к v_0 , тогда скорость скольжения может быть описана следующим образом:

$$\dot{\gamma}_\alpha = v_0 + \omega R t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial S} - t_\alpha \cdot v_R. \quad (15)$$

Для описания износа использовали модель Арчарда, согласно которой объем изношенного материала прямо пропорционален нормальной нагрузке P , длине пути трения L и обратно пропорционален твердости $H = f(C, \alpha_{op})$ более мягкого материала пары трения (в нашем случае эластомерного диска):

$$V = k \frac{P}{H} L, \quad (16)$$

где $k = f(C, \alpha_{op})$ – безразмерный коэффициент пропорциональности, называемый коэффициентом износа; α_{op} – угол ориентации; C – концентрация. Перейдя от нормальной нагрузки к давлению в контакте ($P = p \cdot A$, где A – площадь контакта, мм^2) и от длины контакта к скорости скольжения ($L = \dot{\gamma} \cdot t$, где $\dot{\gamma}$ – скорость скольжения, м/с, определяемая условием (15)) и с учетом временной зависимости объема изнашивания получим:

$$\dot{V} = k \frac{p \cdot A}{H} \left(v_0 + \omega R t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial S} - t_\alpha \cdot v_R \right). \quad (17)$$

Интенсивность изнашивания по модели соответственно равна:

$$I_m = \frac{\dot{V}}{A \dot{\gamma}} = k \frac{p}{H \dot{\gamma}} \left(v_0 + \omega R t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial S} - t_\alpha \cdot v_R \right). \quad (18)$$

Поскольку уравнение (18) аналитические не решается, нами было построено численное решение с применением метода конечных элементов. При рассмотрении поверхности эластомерного диска как многослойной ленты, предполагали, что один ребра одного слоя можно разбить на конечное число узлов и с учетом того, что износ каждого из них является средним в круговом направлении, коэффициент объемного износа для каждого слоя

ленты можно определить следующим уравнением:

$$\dot{V} = \frac{k}{H} \int_c p(x, t) \cdot \dot{\gamma}(x, t) dA, \quad (19)$$

где c – ширина эластомерного диска; x – положение точки на поверхности трения диска. При стационарном скольжении износ каждого слоя диска усреднен в круговом направлении, поэтому выражение скорости линейного изнашивания $\dot{h}_i$ в i -м узле описывали следующим образом:

$$\dot{h}_i = \frac{\dot{V}}{A_i} = L \frac{\frac{k}{H} \sum_{i=1}^N p_i \dot{\gamma}_i m_i}{\sum_{i=1}^N A_i}, \quad (20)$$

где N – количество узлов вдоль длины окружности диска; A_i – площадь контакта в окрестности узла i , мм^2 ; m_i – ширина полосы около узла i . Соответственно, модель линейной интенсивности изнашивания имеет вид:

$$I_{mi} = \frac{\dot{h}_i}{\dot{\gamma}_i} = \frac{\frac{k t}{H} \sum_{i=1}^N p_i \dot{\gamma}_i m_i}{\sum_{i=1}^N A_i}. \quad (21)$$

В результате преобразований получили связь между математической и численной моделью изнашивания:

$$I_m = \sum_{i=1}^n I_{mi} \cong k \frac{p}{H \dot{\gamma}} \left(v_0 + \omega R t_\alpha \frac{\partial \chi}{\partial S} - t_\alpha \cdot v_R \right) \quad (22)$$

Численная модель

На основании модели нами получены результаты по определению износа диска при качении с проскальзыванием. Разработанная конечно-элементная модель износа представляет собой закрепленный резиновый цилиндрический образец с приложенной на него нагрузкой, трущийся об абразивный вращающийся диск [5] (рис. 2). Такая постановка позволяет оценить высоту износа только от нагрузки без влияния изменения геометрии под внешним давлением.



Рис. 2. Контактная модель диск-цилиндр

Fig. 2. The disk-cylinder contact model

На верхнюю поверхность резинового цилиндра прикладывали распределенную поверхностную нагрузку. Ее величина выбиралась исходя из реальных усилий, приходящихся на область контакта автомобильной шины. При средней массе легкового автомобиля 1,5 тонны, на одну шину приходится средняя нагрузка 375 кг. С учетом постоянства площади контакта цилиндра, аналогичная нагрузка для модели будет составлять 7 Н. Для простоты был сделан переход от качения с проскальзыванием к «чистому» скольжению со скоростью:

$$\dot{\gamma}_i = v_i - \omega_i r_i, \quad (23)$$

где v_i – линейная скорость i -й полосы диска; ω_i – частота вращения i -й полосы диска; r_i – радиус i -й полосы диска. Модель материала получали на основании экспериментальных данных. Затем для модели строили конечно-элементную сетку. При разбиении использовали трехмерный четырехузловой конечный элемент для абразивного диска и резинового образца методом swept. Для оптимизации конечно-элементной сетки абразивного диска было использовано местное её уплотнение вблизи контакта с резиновым образцом. Вид конечно-элементной сетки представлен на рис. 3.

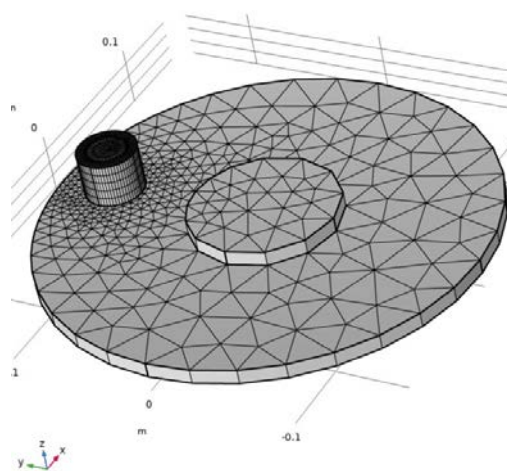


Рис. 3. Разбиение изучаемой модели на конечные элементы

Fig. 3. The division of the studied model into finite elements

Результаты

Решение задачи проводили в два шага. На первом, статическом шаге, проводилось прижатие цилиндрического образца к плоскости диска внешней нагрузкой. На втором шаге, квазистатическом, проводилось вращение абразивного диска вокруг своей оси со скоростью 5 км/ч [6]. В результате получали распределение глубины износа по контактирующей плоскости (рис. 4).

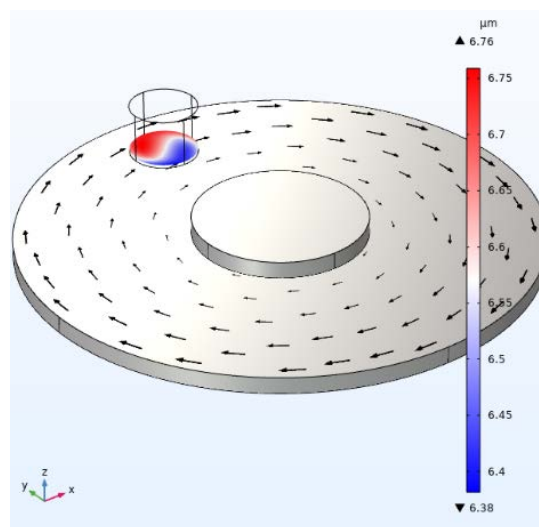


Рис. 4. Распределение величины износа цилиндрического эластомерного образца

Fig. 4. The distribution of the wear value of a cylindrical elastomeric sample

Варьируя величины приложенной нагрузки и времени проведения испытания, получали зависимость величины износа от изменяемых параметров (рис. 5). Анализ данных

моделирования показал, что увеличение скорости движения абразивного диска приводил к повышенному износу внешней части эластомерного цилиндра.

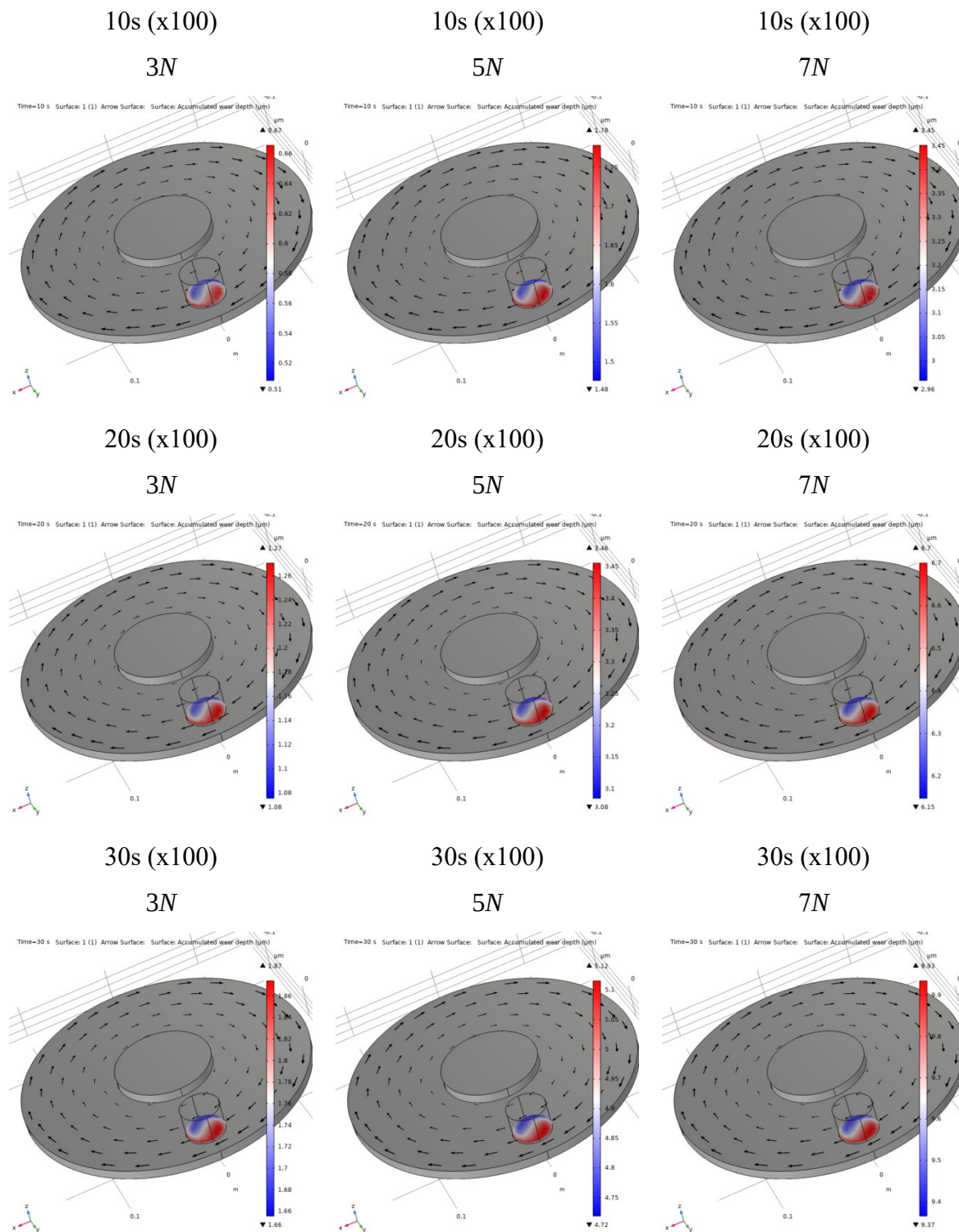


Рис. 5. Результаты зависимости величин износа эластомерного образца от нагрузки

Fig. 5. The results of the dependence of the wear values of the elastomeric sample on the load

Это связано с большей линейной скоростью в этой области контакта [7]. Использование результатов моделирования позволило нам построить зависимости интенсивности изнашивания от удельной нагрузки 0,1 до 1,5 МПа и ориентации углеродных нанотрубок (рис. 6).

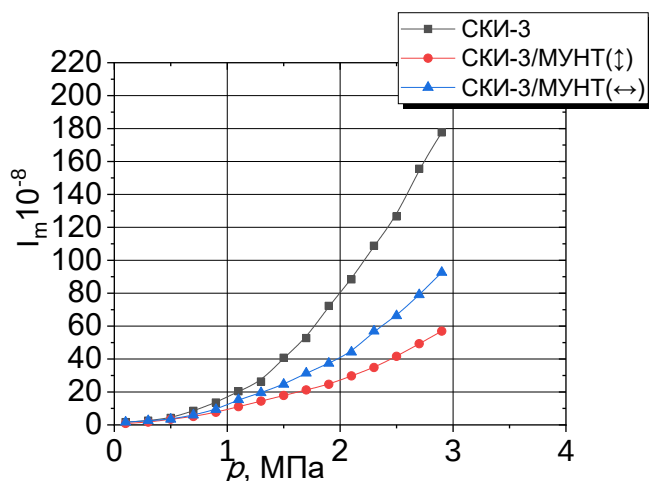


Рис. 6. Модельная зависимость интенсивности изнашивания СКИ-3 от ориентации УНТ и удельного давления при постоянной концентрации УНС 0,5 % масс., температуре $T = 22\text{ }^{\circ}\text{C}$ и скорости скольжения 0,5 м/с

Fig. 6. The model dependence of the SRI-3 wear intensity on the orientation of the CNT and the specific pressure at a constant carbon concentration of 0,5 % wt., temperature $T = 22\text{ }^{\circ}\text{C}$ and the velocity of 0,5 m/s

Анализируя зависимости интенсивностей изнашивания конечно-элементной модели, отметим их схожесть с экспериментальными. Разработанная конечно-элементная модель (цифровой двойник) позволяет определять и оптимизировать величины износа наноструктурированных эластомерных материалов на стадии их проектирования за счет варьирования параметров модели материала [8]. Основными критериями выбора модели материала являются:

- условия изготовления эластомерного материала;
- зависимость физико-механических свойств материала от типа, концентрации и ориентации углеродных наноструктур.

Обсуждение

Сравнение данных моделирования с результатами аналитического расчета цилиндрического эластомерного индентора было

проведено с учетом постоянства глубины вдавливания. Такой подход позволил уйти от фиксированной нормальной силы и дал возможность строить изношенный профиль эластомерного индентора. В разработанной нами модели рассматривался только износ эластомерного образца и не рассматривался износ абразивной поверхности диска, твердость которого много больше твердости эластомера, входящей в уравнение износа. Выбор шага интегрирования по времени позволяет стабилизировать вычисления, зафиксировать результаты при его минимизации и нивелировать неустойчивость решения. Сравнивая результаты моделирования с экспериментальными данными, отметим, что их величины почти на 20 % ниже. Это, на наш взгляд, связано с тем, что модель не учитывает такие факторы как тепловые свойства материала, шероховатость поверхности контактирующих тел, диссипацию энергии [9 – 11] и т. д.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Шилов М.А., Фомин С.В., Бритова А.А., Королев П.В. Исследование физико-механических свойств резин, армированных углеродными наноструктурами // Жидкие кристаллы и их практическое использование, 2020. Т. 20. № 4. С. 93–98.
2. Тобольский А. Свойства и структура полимеров. Москва: Химия, 1964. 322 с.
3. Треолар Л. Физика упругости каучука. М.: Изд-во иностр. лит-ры., 1953. 240 с.
4. Ферри Дж. Вязкоупругие свойства полимеров. М.: Изд-во иностр. лит., 1963. 535 с.
5. Королёв П.В., Королева С.В., Шилов М.А. Программный комплекс «Model of sliding rubber» (свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU, 2022680449, от 2022667918. Заявка № 2022667918 от 30.09.2022.
6. Шилов М.А., Маслов Л.Б., Королев П.В. Исследование износостойкости наноструктурированных эластомеров, используемых в пневматических шинах в качестве протекторов // Жидкие кристаллы и их практическое использование, 2018. Т. 18. № 1. С. 73–78.
7. Шилов М.А., Смирнова А.И., Столбов Д.Н., Усольцева Н.В. Моделирование деформационных процессов углеродных нанотрубок // Жидкие кристаллы и их практическое использование, 2020. Т. 20, № 1. С. 85–91.
8. Королёв П.В., Шилов М.А. Моделирование износа эластомеров при качении с проскальзыванием // Надежность и долговечность машин и механизмов. Сборник материалов XIV Всероссийской научно-практической конференции. Иваново, 2023. С. 347–353.
9. Flory P.J. Principles of Polymer Chemistry // Cornell University Press, New York. Ithaca: 1953. pp. 432–494.

10. Hegadekotte V., Huber N., Kraft O. Finite element-based simulation of dry sliding wear // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 13–57.

11. Ajayan P.M., Schadler L.S., Braun P.V. Nanocomposite science and technology // Polym. Rev., 2007. 47. p. 217.

REFERENCES

1. Shilov M.A., Fomin S.V., Britova A.A., Korolev P.V. Investigation of physical and mechanical properties of rubbers reinforced by carbon nanostructured components // Liquid crystals and their practical use, 2020, vol. 20, no. 4, pp. 93–98.

2. Tobolsky A. Properties and structure of polymers. Moscow: Khimiya, 1964, 322 p.

3. Treolar L. The physics of rubber elasticity. Moscow: Publishing house of foreign literature, 1953. 240 p.

4. Ferry J. Viscoelastic properties of polymers. Moscow: Publishing House of Foreign Lit., 1963. 535 p.

5. Korolev P.V., Koroleva S.V., Shilov M.A. Software package «Model of sliding rubber» (certificate of registration

of a computer program RU, 2022680449, dated 2022667918. Application No. 2022667918 dated 30.09.2022.

6. Shilov M.A., Maslov L.B., Korolev P.V. Study of the wear resistance of nanostructured elastomers used in pneumatic tires as protectors // Liquid crystals and their practical use, 2018, vol. 18, no. 1, pp. 73–78.

7. Shilov M.A., Smirnova A.I., Stolbov D.N., Usoltseva N.V. Modeling of deformation processes of carbon nanotubes // Liquid crystals and their practical use, 2020, vol. 20, no. 1, pp. 85–91.

8. Korolev P.V., Shilov M.A. Modeling of elastomer wear during rolling with slippage // Reliability and durability of machines and mechanisms. Proceedings of the XIV-th All-Russian Scientific and practical conference. Ivanovo, 2023, pp. 347–353.

9. Flory P.J. Principles of Polymer Chemistry // Cornell University Press, New York. Ithaca: 1953. pp. 432–494.

10. Hegadekotte V., Huber N., Kraft O. Finite element-based simulation of dry sliding wear // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 13–57.

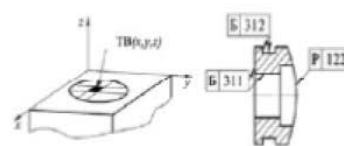
11. Ajayan P.M., Schadler L.S., Braun P.V. Nanocomposite science and technology // Polym. Rev., 2007. 47. p. 217.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации.
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article.
The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 27.05.2024; одобрена после рецензирования 16.08.2024; принята к публикации 03.09.2024

The article was submitted 27.05.2024; approved after reviewing 16.08.2024; assepted for publication 03.09.2024



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. №12 (162). С.39-45.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №12 (162). P.39-45.

Научная статья

УДК 621.9

doi: 10.30987/2223-4608-2024-39-45

Влияние финишной обработки на интенсивность изнашивания в начальный период эксплуатации цилиндрических трибоповерхностей

Анатолий Васильевич Тотай¹, д.т.н.

Максим Николаевич Нагоркин², д.т.н.

^{1, 2} *Брянский государственный технический университет, Брянск, Россия*

¹ total_av@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4794-9881>

² nagorkin_mn@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-4536-7522>

Аннотация. Повышение долговечности деталей пар трения скольжения не может постоянно осуществляться за счет применения более дорогостоящих конструкционных материалов или, тем более, за счет использования специальных покрытий, получаемых с применением энергии плазмы или вакуумных технологий. Известно, что сокращение периода приработки способно значительно увеличить ресурс поверхности и, кроме того, обеспечить более стабильный режим эксплуатации на этапе основного периода службы изделия, обусловленного конкретными условиями и режимами эксплуатации. Многочисленные попытки технологически обеспечить параметры шероховатости поверхности, соответствующие параметрам шероховатости, сформированной в период нормального износа, часто не приводили к желаемым результатам. Как показали дальнейшие исследования в этом направлении, время периода приработки затрачивается на формирование структуры поверхностного слоя под воздействием заданных нагрузок, скоростей относительного скольжения, исходных зазоров, марок смазок и т. д. А установившиеся параметры шероховатости стабилизируются только на характерной для данной пары субструктуры. В представленной статье сделана попытка из имеющегося разнообразия описания структурных параметров поверхностного слоя деталей использовать только размер зерна стальных поверхностей. В пользу этого решения говорит и тот факт, что параметр регламентирован ГОСТ 5639-82, и имеется апробированная методика его определения соответствующими аппаратными средствами. Теоретически и экспериментально удалось, ориентируясь на размер зерна трибоповерхности, показать возможность сокращения периода приработки условиями технологического воздействия на трибоповерхность.

Ключевые слова: скорость деформации, контактная температура, размер зерна, период приработки, равновесная структура

Для цитирования: Тотай А.В., Нагоркин М.Н. Влияние финишной обработки на интенсивность изнашивания в начальный период эксплуатации цилиндрических трибоповерхностей // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 12 (162). С. 39–45. doi: 10.30987/2223-4608-2024-39-45

The effect of finishing on the wear rate in the initial period of operation of cylindrical tribosurfaces

Anatoly V. Totay¹, D. Eng.
Maxim N. Nagorkin², D. Eng.

^{1,2} Bryansk State Technical University, Bryansk, Russia

¹ totai_av@mail.ru

² nagorkin_mn@mail.ru

Abstract. Increasing the durability of sliding friction pairs parts cannot be possible on a regular basis using more expensive structural materials or, moreover, applying special coatings which are obtained due to using plasma energy or vacuum technologies. It is known that shortening running-in period can significantly increase the surface area and, in addition, provide a more stable operation mode at the stage of the main service life of the product, due to specific conditions and operating modes. Numerous attempts to access surface roughness parameters corresponding to the roughness parameters formed during normal wear-out period often did not lead to the desired results. As further research in this direction has shown, the time of the run-in period is spent on the formation of the surface layer structure under the influence of specified loads, slippage speeds, initial loads, grades of lubricants, etc. And the steady-state roughness parameters are stabilized only on the substructure characteristic of this pair. In the presented article, an attempt is made to use only the grain size of steel surfaces from the available variety of descriptions of the structural parameters of the parts surface layer. This decision is supported by the fact that the parameter is regulated by GOST 5639-82 (State Standard), and there is a proven method for determining it by using the appropriate hardware. Focusing on the grain size of the tribosurface, it became possible to show the potential of reducing the period of running-in through the conditions of technological influencing factors on the tribosurface.

Keywords: deformation rate, contact temperature, grain size, running-in period, equilibrium structure

For citation: Totay A.V., Nagorkin M.N. The effect of finishing on the wear rate in the initial period of operation of cylindrical tribosurfaces / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 12 (162). P. 39–45. doi: 10.30987/2223-4608-2024-39-45

Введение

Повышению износостойкости ответственных триботехнических систем технологическими методами посвятили свои исследования многие специалисты в данной области техники. В большинстве случаев результатом таких разработок являлись рекомендации по обеспечению так называемой «равновесной» шероховатости, сформированной в паре трения в процессе эксплуатации [1 – 3]. Причем, фиксировались не только рекомендуемые гостовские параметры, но и дополнительные, наиболее полно характеризующие микрорельеф поверхностей.

Данные лабораторных и натурных испытаний чаще всего не достигали желаемых результатов, что приводило к однозначным выводам о невозможности сформировать трибоповерхность на стадии изготовления с минимальным периодом приработки, ориентируясь только на микрогеометрию поверхности.

В различных алгоритмах расчета износостойкости, например, в молекулярно-механической теории трения, неизбежно присутствуют различные физические параметры

конструкционных материалов. Прежде всего, это твёрдость, модуль упругости, предел текучести и т. п. Очевидно, что в тонких субструктурах, которые сформировались в процессе технологического воздействия, перечисленные параметры будут отличаться от их табличных значений, иногда очень существенно. Следовательно, для объективной оценки ресурса трибоповерхности необходимо иметь уточненные значения физических параметров, сложившихся в результате комплексного воздействия различных технологических факторов.

Теоретический анализ формирования структурных характеристик поверхностного слоя

Согласно молекулярно-механической теории трения наиболее информативным физическим параметром, характеризующим состояние металла поверхностного слоя и в значительной степени определяющим интенсивность изнашивания твёрдых тел, является предел текучести материала [4]. Одним из основных постулатов теории пластической деформации материалов является зависимость

фактического значения предела текучести от действующей температуры и скорости деформации в процессе механической обработки [5]. Реальное значение предела текучести можно определить с помощью коэффициента ψ , учитывающего скорость деформации в процессе реализации того или иного метода обработки:

$$\sigma'_T = \psi \sigma_T, \quad (1)$$

где σ'_T – фактическое значение предела текучести; σ_T – табличное значение.

Значение коэффициента ψ определяется по следующей зависимости:

$$\psi = k_\psi + m_\psi \frac{\theta}{\theta_{пл}}, \quad (2)$$

где θ – действующая температура; $\theta_{пл}$ – температура плавления материала.

Значения коэффициентов k_ψ и m_ψ выбирают по следующему принципу:

- при $\theta / \theta_{пл} \leq 0,3$ $k_\psi = 1$; $m_\psi = 1,5$;
- при $\theta / \theta_{пл} \geq 0,3$ $k_\psi = 0,35$; $m_\psi = 2,8$.

Более точное значение коэффициента ψ можно установить по графикам на рис. 1.

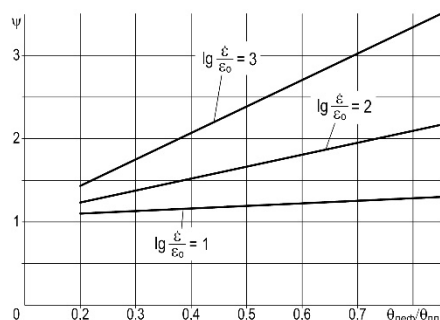


Рис. 1. Зависимость коэффициента ψ от температуры в зоне деформации материала

Fig. 1. Dependence of the coefficient ψ from the temperature in the deformation zone of the material

Как показал ряд исследований практически все механические методы обработки можно отнести к высокоскоростным процессам деформирования и считать соотношение $\dot{\epsilon}/\epsilon$ равным порядку 10^3 .

Для объективной оценки состояния трибоповерхности в период стабильного износа желательно иметь параметр, достаточно

несложно определяемый экспериментальным путём, и способный служить целевой функцией для его обеспечения в процессе изготовления. Для этой цели можно воспользоваться зависимостью Холла-Петча [6], которая имеет вид:

$$\sigma'_T = \sigma_T + \frac{c}{\sqrt{d}}, \quad (3)$$

где c – константа, d – средний размер зерна.

В ряде случаев по примеру металлургов и материаловедов пользуются не размерами зерен, а их номером по ГОСТ 5639-82, в котором весь возможный диапазон структур разбит на 18 номеров G от 3 до 14.

Для аналитического определения размера зерна требуется знать закон изменения предела текучести в зависимости от действующей температуры в процессе обработки. Подобная информация содержится в зависимости, полученной Н.С. Курнаковым:

$$\sigma_{Ti} = \sigma_T \left[1 - e^{\beta(\theta_i - \theta_{пл})} \right], \quad (4)$$

где σ_{Ti} – значение предела текучести при температуре θ_i ; β – константа.

После преобразования уравнений (1) – (4) относительно d , получим зависимость

$$d = \left\{ G / \sigma_T \left[\left(K_\psi + m_\psi \frac{\theta_i}{\theta_{пл}} \right) \left(1 - e^{\beta(\theta_i - \theta_{пл})} \right) - 1 \right] \right\}^2 \quad (5)$$

Для установления характера распространения тепла в объёме твёрдого тела предлагается воспользоваться интегралом вероятности Гаусса [7]:

$$v_T = \operatorname{erf} \left(\frac{1}{2\sqrt{F_0 h}} \right), \quad (6)$$

где v_T – относительная избыточная температура, определяемая по зависимости:

$$v_T = \frac{\theta_\epsilon - \theta_h}{\theta_\epsilon - \theta_i}, \quad (7)$$

где θ_k – температура в контакте «инструмент–заготовка»; θ_h – температура на глубине

h, θ_0 – температура окружающей среды.

Выражение под корнем в зависимости (6) определяется критерием Фурье F_0 :

$$F_0 = \frac{\alpha \tau}{h^2}, \quad (8)$$

α – коэффициент температуропроводности материала заготовки; τ – время действия теплового источника; h – расстояние от поверхности.

Решая совместно выражения (6) и (7) относительно θ_h и пренебрегая θ_0 , получим:

$$\theta_h = \theta_\epsilon \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{h}{2\sqrt{\alpha \tau}} \right) \right]. \quad (9)$$

Средняя температура поверхностного слоя может быть определена по зависимости:

$$\theta = 0,5\theta_\epsilon \left\{ 1 - \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\ln q_0 - \ln \sigma'_T}{2m\sqrt{\alpha \tau}} \right) \right] \right\}, \quad (10)$$

Здесь q_0 – давление в контакте «инструмент-заготовка». Для практических расчётов можно принимать приближённое значение θ :

- для точения и выглаживания: $\theta = 0,9\theta_k$;
- для шлифования: $\theta = 0,7\theta_k$.

Что касается контактной температуры, то современные аппаратные средства дают возможность оперативно экспериментальным путём определить её значение. В частности, можно воспользоваться тепловизионным методом.

Далее на основе приведенного аналитического подхода получена теоретическая связь между глубиной h залегания слоя материала с размером зерна d :

$$h = \frac{1}{p} \ln \left\{ \theta_k - \ln \left[\frac{1 + \psi - \frac{c}{\sigma_T \sqrt{d}}}{h_T \psi} \right] + \theta_{пл} \right\}, \quad (11)$$

где p – коэффициент, зависящий от теплофизических свойств обрабатываемого материала.

В последнее время исследование триботехнических закономерностей периода

приработки деталей пар трения скольжения выделилось в самостоятельный раздел проблемы повышения износостойкости деталей машин и надёжности сопряжений. Важнейшей особенностью начального периода работы поверхности является постоянно изменяющаяся скорость износа, уменьшение температуры и давления в зоне контакта поверхностей. Неизбежно также и изменение структуры поверхности. От того, насколько быстро в паре трения сформируется состояние поверхностей, близкое к эксплуатационному, будет зависеть с какой величины износа начнется нормальный период эксплуатации соединения и, в итоге, общий срок его службы. Основную роль в управлении исходным состоянием поверхности может сыграть технология их изготовления.

Результаты экспериментов

С погрешностью, приемлемой для практических расчётов, размер зерна d поверхностного слоя, соответствующий режиму нормального (установившегося) износа, можно получить по зависимости (5). В этом случае задачей технологической подготовки трибоповерхностей является обеспечение в поверхностном слое зерна, близкого по своим размерам к рассчитанному для конкретных условий эксплуатации.

Анализ зависимости (5) показывает, что возможность управления величиной d за счёт вариации коэффициента ψ незначительна (см. рис. 1) как при изготовлении, так и при эксплуатации поверхности. Изменение коэффициента ψ от 1,15 до 2 происходит при возрастании отношения скорости деформации в процессе обработки или эксплуатации к скорости деформации при испытаниях материала от 10 до 10^4 . Таким образом, только температура пластической деформации позволяет реально влиять на размер зерна поверхностного слоя.

Для уменьшения периода приработки трибоповерхностей предлагается следующий алгоритм действий:

1) экспериментально определяется размер зерна d у границы поверхности после пути трения, равному периоду приработки;

2) по зависимости (11) рассчитывается глубина слоя h , имеющая средний размер зерна, близкий к эксплуатационному;

3) по априорным сведениям, теоретическим или эмпирическим зависимостям рассчитывается значение температур, выбирается метод обработки и устанавливаются режимы обработки. В случае необходимости в качестве лимитирующего значения может быть выбрана температура фазовых превращений, характерная для данного материала.

Для проверки предложенного подхода были проведены эксперименты по исследованию периода приработки закалённых образцов из стали 45 и стали 65Г и установления связи этого процесса с кристаллической структурой материала поверхностного слоя.

Методом тонкого точения резцами из сверхтвёрдых синтетических материалов было изготовлено по 50 образцов из каждого материала ($\varnothing 40_{-0,02}^{+0,02}$ мм; $Ra = 0,20 \dots 0,24$ мкм).

Трение проводилось с линейной скоростью 0,5 м/с, $P = 1800$ Н, смазка – масло «Индустриальное-20» в режиме одна капля в минуту, материал контртела – чугун СЧ-24.

Первая партия образцов из 5 штук каждого из двух материалов проходила испытания 1 ч, вторая – 2 ч и т. д.

На всех образцах изготавливались шлифы и на металлографическом микроскопе определялся средний размер зерна. Параллельно на профилографе-профилометре от естественных баз измерялся линейный износ трибоповерхности.

Результаты проведенных исследований представлены в виде графических зависимостей на рис. 2.

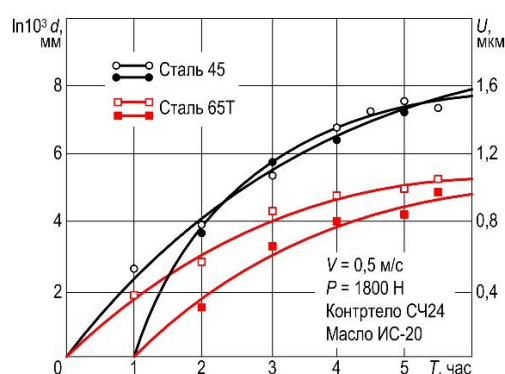


Рис. 2. Влияние времени T приработки соединения на износ U и величину зерна d

Fig. 2. The effect of the running-in time T of the joint on the wear U and the grain size d

Анализируя полученные зависимости, можно сказать, что размер зерна за период приработки увеличился от 20 до 30 раз. Это положение в определённой мере опровергает гипотезу о возможности исключения или максимального снижения периода приработки за счёт обеспечения на финишной операции обработки поверхности параметров шероховатости, близкой к «равновесной», т. е. имеющей параметры шероховатости поверхности в период нормального износа.

На основании проведенных исследований можно сделать следующее предположение: «равновесная» шероховатость трибоповерхностей формируется на «равновесной» структуре поверхностного слоя, т. е. микрорельеф стабилизируется только после стабилизации размера зерна. Действующие же температуры и давления в процессе выполнения большинства технологических операций, как правило, значительно отличаются в ту или иную сторону от эксплуатационных, что исключает возможность управления периодом приработки только за счёт обеспечения определённых параметров шероховатости.

Физический смысл формирования структурного «портрета» поверхностного слоя можно представить следующим образом: если при окончательном методе обработки силовые и температурные факторы «жестче», чем при эксплуатации, то зерно в процессе трения «растёт», если «мягче», то уменьшается.

Таким образом, можно говорить об обеспечении на технологической стадии «равновесной» структуры поверхностного слоя. На современном этапе развития технологии данное решение возможно лишь с привлечением широкой гаммы прогрессивных методов обработки, включая электро-физико-химические, ультразвуковые способы, а также обработку эластичным инструментом (ленточное и лепестковое полирование, магнитно-абразивная обработка), которые позволяют в широком диапазоне варьировать силовые и температурные параметры технологического воздействия на поверхность.

В значительной степени подтверждают предложенную теорию коэффициенты парной корреляции $K_{d,\Delta}$ между размером зерна трибоповерхности и комплексной характеристикой Крагельского-Комбалова Δ , которая

определяется по зависимости [2, 8]:

$$\Delta = R_{\max} / rb^{1/\nu}, \quad (12)$$

где $R_{\max}$ – максимальная высота профиля шероховатости; r – средний радиус вершин

профиля шероховатости; b и ν – параметры начального участка кривой опорной поверхности.

Рассчитанные коэффициенты корреляции на основе вышеописанного эксперимента приведены в табл. 1.

1. Динамика изменения параметров состояния поверхностного слоя в период приработки поверхностей трения

1. Dynamics of changes in the parameters of the surface layer condition during the running-in of the friction surfaces

Параметры состояния	Время приработки T , ч					
$R_{\max}$, мкм	<u>1,44</u>	<u>1,52</u>	<u>1,38</u>	<u>1,32</u>	<u>1,27</u>	<u>1,29</u>
	1,29	1,28	1,26	1,17	1,08	1,06
R , мкм	<u>177</u>	<u>156</u>	<u>161</u>	<u>164</u>	<u>162</u>	<u>163</u>
	98	126	132	138	132	137
b	<u>2,14</u>	<u>2,32</u>	<u>2,40</u>	<u>2,39</u>	<u>2,37</u>	<u>2,41</u>
	2,22	2,42	2,47	2,48	2,47	2,46
ν	<u>1,36</u>	<u>1,30</u>	<u>1,29</u>	<u>1,30</u>	<u>1,28</u>	<u>1,29</u>
	1,29	1,31	1,19	1,22	1,18	1,19
Δ	<u>0,0072</u>	<u>0,0023</u>	<u>0,0006</u>	<u>0,00014</u>	<u>0,00015</u>	<u>0,00019</u>
	0,0064	0,0017	0,0005	0,00012	0,00012	0,00011
d , мм	<u>0,0033</u>	<u>0,0284</u>	<u>0,092</u>	<u>0,093</u>	<u>0,092</u>	<u>0,096</u>
	0,0016	0,0196	0,029	0,028	0,030	0,031
$K_{d, \Delta}$	<u>-0,08</u>	<u>-0,11</u>	<u>-0,23</u>	<u>-0,46</u>	<u>-0,64</u>	<u>-0,64</u>
	-0,12	-0,17	-0,21	-0,34	-0,42	-0,52
<i>Примечание.</i> В числителе данные по паре трения сталь 45 закалённая – чугун СЧ24; в знаменателе – сталь 65Г закалённая – чугун СЧ24.						

Данные таблицы иллюстрируют тенденцию к резкому увеличению тесноты корреляционной связи между размером зерна поверхностного слоя и безразмерным комплексом.

Заключение

Проведенный теоретический анализ процесса формирования структурных характеристик поверхностного слоя деталей из

конструкционных материалов подтвердил необходимость учёта комплекса физических факторов, сопровождающих процессы механической обработки.

Прежде всего, требуется учитывать такие параметры, как температуру и скорость деформации материала, сопровождающие большинство методов механической обработки. Подобный подход позволяет прогнозировать такую важную характеристику субструктуры

поверхностного слоя, как размер зерна. Достаточно убедительно доказано, что уменьшение начального износа трибоповерхности в период приработки, основанное на технологическом обеспечении так называемой «равновесной» шероховатости, как правило, не приводит к положительному результату. Значительно эффективнее с практической точки зрения ориентироваться на размер зерна поверхностного слоя и пытаться обеспечить его размеры в процессе механической обработки, а «равновесная» шероховатость сформируется на структуре, работающей в стадии стабильного износа.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. **Инженерия** поверхности деталей / А.Г. Суслов, В.Ф. Безъязычный, Ю.В. Панфилов [и др.]; под редакцией А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2008. 320 с.
2. **Технологическое обеспечение** и повышение эксплуатационных свойств деталей и их соединений / А.Г. Суслов, В.П. Федоров, О.А. Горленко [и др.]; под общ. ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2006. 447 с.
3. **Нагоркин М.Н., Федоров В.П., Суслов А.Г., Тотай А.В.** Технологическое управление параметрами эксплуатационной шероховатости поверхностей деталей пар трения скольжения комбинированной антифрикционной обработкой // Научные технологии в машиностроении. 2023. № 12 (150). С. 37–45. DOI: 10.30987/2223-4608-2023-37-45.
4. **Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.** Основы расчёта на трение и износ: монография. М.: Машиностроение, 1977. 540 с.
5. **Теория** пластических деформаций металлов: монография / Е.П. Унксов, У. Джонон, В.Л. Колмогоров [и др.]; под ред. Е.П. Унксова, А.Г. Овчинникова. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.
6. **Сулима А.М., Шулов В.А., Ягодкин Ю.Д.** Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей

машин: монография. М.: Машиностроение, 1988. 240 с.

7. **Бокучава, Г.В.** Температура резания при шлифовании // Вестник машиностроения. 1963. № 11. С. 62–66.

8. **Комбалов В.С.** Оценка триботехнических свойств контактирующих поверхностей: монография. М.: Наука, 1983. 136 с.

REFERENCES

1. Engineering of parts surface / A.G. Suslov, V.F. Bezylagny, Yu.V. Panfilov [et al.]; edited by A.G. Suslov. Moscow: Mashinostroenie, 2008, 320 p.
2. Technological support and operation properties increase in parts and their units / A.G. Suslov, V.P. Fedorov, O.A. Gorlenko [et al.]; under the general editorship of A.G. Suslov. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 447 p.
3. Nagorkin M.N., Fedorov V.P., Suslov A.G., Totai A.V. Technological control of surface operational roughness parameters for sliding friction pairs through combined antifriction surfacing // Science intensive technologies in mechanical engineering. 2023, Nno. 12 (150). pp. 37–45. DOI: 10.30987/2223-4608-2023-37-45.
4. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. Fundamentals of calculations for friction and wear: monograph. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 540 p.
5. The theory of plastic deformation of metals: monograph / E.P. Unksov, U. Jonon, V.L. Kolmogorov et al.; under the editorship of E.P. Unksov, A.G. Ovchinnikova. Moscow: Mashinostroenie, 1983, 598 p.
6. Sulima A.M., Shulov V.A., Yagodka Yu.D. The surface layer and operational properties of machine parts: monograph. Moscow: Mashinostroenie, 1988, 240 p.
7. Bokuchava, G.V. Cutting temperature in grinding / / Vestnik mashinostroyeniya. 1963, no. 11, pp. 62–66.
8. Kombalov V.S. Assessment of tribotechnical properties of mating surfaces: monograph. Moscow: Nauka, 1983, 136 p.

Вклад авторов: все авторы сделали эквивалентный вклад в подготовку публикации. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Contribution of the authors: the authors contributed equally to this article. The authors declare no conflicts of interests.

Статья поступила в редакцию 14.08.2024; одобрена после рецензирования 06.09.2024; принята к публикации 16.09.2024.

The article was submitted 14.08.2024; approved after reviewing 06.09.2024; accepted for publication 16.09.2024.

Указатель статей за 2024 г

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В МАШИНОСТРОЕНИИ

- Миненко Г.Н.** Контроль прочности серого чугуна электрографическим способом №1(151)-2024 г.
- Яцко Д.С.** Исследование влияния органических связующих на микроструктуру образцов лазерной порошковой наплавки порошков SmFe в магнитном поле №2(152)-2024 г.
- Куксенова Л.И., Фахуртдинов Р.С., Алексеева М.С.** Износостойкость теплостойких сталей ВКС-7 и ВКС-10 после ионно-плазменного азотирования, вакуумной цементации и вакуумной нитроцементации №4(154)-2024 г.
- Миненко Г.Н.** Механизм влияния электрического поля на процесс модифицирования серого чугуна №5(155)-2024 г.
- Петрова Л.Г., Белашова И.С.** Газоциклические процессы химико-термической обработки: регулирование строения азотированного слоя в железе и сталях №7(157)-2024 г.
- Куксенова Л.И., Савенко В.И.** Методологические основы материаловедческой оценки качества смазочных сред для нагруженных сопряжений машин и механизмов. Сообщение 1. Влияние среды на напряженно-деформированное состояние и структурные изменения в зоне контактной деформации металлов при трении №11(161)-2024 г.
- Васильев А.П., Дьяконов А.А., Данилова С.Н., Макаров И.С., Оконешникова А.В.** Влияние нано-CuO и 2-меркаптобензотиазола на механические свойства и структуру сверхвысокомолекулярного полиэтилена №11(161)-2024 г.
- Куксенова Л.И., Савенко В.И.** Методологические основы материаловедческой оценки качества смазочных сред для нагруженных сопряжений машин и механизмов. Сообщение 2. Влияние состава смазочных сред на структурно-фазовое состояние зоны деформации металлических трибосопряжений и их антифрикционные свойства №12(162)-2024 г.
- Жуйков И.В., Болобов В.И., Попов Г.Г.** К влиянию растягивающих напряжений на интенсивность язвенной коррозии низкоуглеродистых трубных сталей №12(162)-2024 г.
- Латухин Е.И., Кондратьева Л.А.** Получение кермета в режиме горения инфильтрацией расплава Cu + Ti в пористый карбид титана №12(162)-2024 г.

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

- Чудин В.Н., Пасынков А.А.** Изотермическое прессование в конической матрице релаксирующего материала №5(155)-2024 г.
- Демин В.А.** Научноёмкие технологии обработки давлением в машиностроении, авиации и транспорте №6(156)-2024 г.
- Ларин С.Н., Бессмертная Ю.В.** Горячее деформирование корпусных заготовок в изотермических условиях №6(156)-2024 г.

СВАРКА, РОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ

- Овчинников В.В., Поляков Д.А.** Горячее деформирование сварных заготовок листов алюминиевого сплава 1565чМ №1(151)-2024 г.

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА

- Григорьянц А.Г.** Получение композиционных материалов при аддитивном производстве №9(159)-2024 г.
- Ронжин Д.А., Мисюрлов А.И., Григорьянц А.Г., Холопов А.А., Таксанц М.В.** Влияние стратегий прямого лазерного выращивания на структуру и свойства титанового сплава BT6 №10(160)-2024 г.

ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК

- Митин С.Г., Бочкарев П.Ю.** Совершенствование принципов автоматизированного планирования многономенклатурных технологических процессов механообработки №1(151)-2024 г.
- Унянин А.Н., Чуднов А.В.** Исследование влияния элементов режима и шага зубьев фрезы на технологические параметры и температурное поле процесса обработки заготовок тонкостенных деталей №1(151)-2024 г.
- Ваниев Э.Р., Джемалядинов Р.М., Теминдаров И.Э., Бекиров Э.Л.** Особенности моделирования шероховатости поверхности при фрезеровании нержавеющей стали с применением различных сред №4(154)-2024 г.
- Маликов А.А., Сидоркин А.В. и др.** Влияние износа инструмента, в процессе физического моделирования шевингования-прикатывания цилиндрических зубчатых колес, на параметр шероховатости №5(155)-2024 г.
- Базров Б.М.** Анализ служебного назначения металлорежущих станков №5(155)-2024 г.
- Чигиринский Ю.Л., Крайнев Д.В., Фролов Е.М.** Трансформация взглядов на теорию резания при переходе к «цифре» №6(156)-2024 г.

- Макаров В.Ф., Песин М.В. и др.** Особенности обрабатываемости резанием новых высокопрочных титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой для деталей авиационной техники №7(157)-2024 г.
- Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е.** Системно-синергетический анализ и синтез управляемого процесса резания №9(159)-2024 г.
- Михайлов А.Н., Анастасьев А.В.** К вопросу определения технологических параметров обработки сложных пространственных поверхностей лопаток ГТД при полировании №10(160)-2024 г.
- Якубов Ч.Ф., Покинтелица Н.И., Братан С.М., Часовитина А.С.** Моделирование процессов теплопередачи при термофрикционном резании в заготовках из конструкционных сталей №10(160)-2024 г.
- Бутенко В.И., Лебедев В.А., Колганова Е.Н., Кадач Р.Г.** Эффективные способы заточки металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов №11(161)-2024 г.

ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРО-ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЙ И КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

- Нечай А.А., Сухов А.В., Фатюхин Д.С., Фомушкина С.А.** Анализ возможностей оптимизации выбора ультразвукового оборудования для нанесения функциональных покрытий №2(152)-2024 г.
- Бржозовский Б.М., Зинина Е.П., Мартынов В.В.** Технология и результаты изучения взаимодействия поверхности с потоком заряженных частиц низкотемпературной плазмы №2(152)-2024 г.
- Макаров В.Ф., Песин М.В., Мяснов М.А., Песин М.М.** Моделирование скругления острых кромок наклонных охлаждающих отверстий лопаток турбин методом электроэрозионного фрезерования на многоосевых станках с ЧПУ №3(153)-2024 г.
- Горленко А.О., Шевцов М.Ю.** Повышение износостойкости цилиндрических поверхностей трения комбинированной электро-механической обработкой №3(153)-2024 г.
- Лебедев В.А., Вернигоров Ю.М., Кочубей А.А., Ширин А.А.** Технологические возможности применения вращающегося электромагнитного поля в металлообрабатывающем производстве №6(156)-2024 г.
- Киселёв Е.С., Жирухин К.С.** Использование новых видов технологической оснастки при изготовлении нежестких плоскостных алюминиевых деталей методом волновых технологий №8(158)-2024 г.
- Извеков И.И., Смоленцев В.П., Кириллов О.Н.** Пути совершенствования качества наукоёмких изделий комбинированными методами №9(159)-2024 г.
- Приходько В.М., Сундуков С.К., Нигметзянов Р.И., Фатюхин Д.С.** Получение неразъёмных соединений с использованием ультразвуковых колебаний №10(160)-2024 г.
- Баринов С.В.** Повышение комплекса эксплуатационных свойств волновым деформационным упрочнением №11(161)-2024 г.

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

- Шевцов С.Н., Снежина Н.Г., Камчатный А.Д.** Разработка и использование формообразующей оснастки из полимерных композиционных материалов в производстве авиационных композитных конструкций №8(158)-2024 г.

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЕ ПОДГОТОВКА И УПРАВЛЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ

- Цыденов В.Д.** Роботизация в авиастроении №3(153)-2024 г.
- Чигиринский Ю.Л., Крайнев Д.В., Тихонова Ж.С.** Трансформация информационной структуры как инструмент повышения эффективности многономенклатурного производства №4(154)-2024 г.
- Суслов А.Г., Петешин Д.И., Шалыгин М.Г., Хандожко В.А.** Автоматизированное технологическое обеспечение и повышение эксплуатационных свойств деталей машин №7(157)-2024 г.
- Бржозовский Б.М., Мартынов В.В., Бровкова М.Б.** Создание и развитие высоконадежных информационно-управляющих систем с элементами искусственного интеллекта для перспективных технологических комплексов №7(157)-2024 г.
- Ингеманссон А.Р.** Технологические составляющие цифровизации производственного процесса на машиностроительном предприятии №8(158)-2024 г.

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ СБОРКЕ МАШИН

- Иванова Л.Н., Иванов С.Е.** Высотехнологичное автосборочное производство №4(154)-2024 г.
- Варганов М.В., Нгуен Ван Линь** Адаптивное оборудование и технологическая оснастка для автоматической сборки №6(156)-2024 г.
- Базров Б.М.** Структура машиностроительного изделия №7(157)-2024 г.
- Бочкарев П.Ю.** Развитие теории и принципов планирования многономенклатурных технологических процессов механообработки и сборки №9(159)-2024 г.

КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, КОНТАКТНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ, ТРЕНИЕ И ИЗНОС ДЕТАЛЕЙ МАШИН

- Носенко В.А., Зуев А.В., Орлянский В.Е.** Влияние микрогеометрических параметров сферической поверхности ролика на звуковое давление и вибрацию подшипника №1(151)-2024 г.
- Тихомиров В.П., Шалыгин М.Г., Измеров М.А.** Фрактальная размерность дискретного контакта №1(151)-2024 г.
- Куксенова Л.И., Алексеева М.С.** Прогнозирование и оценка триботехнической эффективности азотированного слоя деталей машин №2(152)-2024 г.
- Зимин Д.В., Бреки А.Д., Стариков Н.Е., Селифонтов Д.О., Семенов С.А., Седакова Е.Б.** Влияния микроорганизмов и геомодификатора трения на трибологические свойства консистентных смазочных материалов №3(153)-2024 г.
- Буяновский И.А., Самусенко В.Д., Щербakov Ю.И.** Сравнение трибологических свойств алмазоподобного покрытия в паре со сталью/керамикой при сухом трении и граничной смазке №5(155)-2024 г.
- Колесников В.И., Колесников И.В., Мантуров Д.С., Воропаев А.И.** Инновационные технологии повышения износостойкости тяжело нагруженных трибосистем путем формирования структуры и свойств их поверхностного слоя №8(158)-2024 г.
- Колесников В.И., Мотренко П.Д., Беляк О.А., Колесников И.В., Политыко К.Н., Воропаев А.И.** Методы повышения физико-механических и трибологических характеристик тяжело нагруженных металлических и металлополимерных трибосистем №11(161)-2024 г.
- Шилов М.А., Королёв П.В.** Моделирование износа при трении качения с проскальзыванием №12(162)-2024 г.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН И ИХ СОЕДИНЕНИЙ

- Лукашова Е.В., Антипин Д.Я., Лукашов Н.А.** Повышение жесткости кузова пассажирского вагона №3(153)-2024 г.
- Суслов А.Г., Шалыгин М.Г.** Технологическое уменьшение времени приработки поверхностей трения №3(153)-2024 г.
- Польский Е.А., Абрамов Р.В.** Технологическое обеспечение эксплуатационных свойств сопрягаемых поверхностей элементов сборной формообразующей оснастки с учетом установленной долговечности пресс-форм №5(155)-2024 г.
- Васильев В.А., Александрова С.В.** Управление качеством наукоемких процессов №9(159)-2024 г.
- Федонин О.Н., Съянов С.Ю.** Технологическое обеспечение качества поверхностного слоя и эксплуатационных свойств деталей машин электроэрозионной обработкой №10(160)-2024 г.
- Тотай А.В., Нагоркин М.Н.** Влияние финишной обработки на интенсивность изнашивания в начальный период эксплуатации цилиндрических трибоповерхностей №12(162)-2024 г.

НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ РЕМОНТЕ, ВОССТАНОВЛЕНИИ ДЕТАЛЕЙ И НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ

- Кудряков О.В., Варавка В.Н.** Технология получения вакуумных ионно-плазменных износостойких покрытий №8(158)-2024 г.

Учредитель и издатель: Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Брянский государственный технический университет»

Адрес редакции и издателя: 241035, Брянская область, г. Брянск, бульвар 50 лет Октября, 7

ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет»

Телефон редакции журнала: 8-903-592-87-39, 8-903-868-85-68.

E-mail: naukatm@yandex.ru, editntm@yandex.ru

Вёрстка Н.А. Лукашов. Редактор Е.В. Лукашова. Технический редактор Н.А. Лукашов.

Сдано в набор 17.12.2024. Выход в свет 20.12.2024.

Формат 60 × 84 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,58.

Тираж 500 экз. Свободная цена.

Отпечатано в лаборатории оперативной полиграфии

Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования

«Брянский государственный технический университет» 241035,

Брянская область, г. Брянск, ул. Институтская, 16

12+