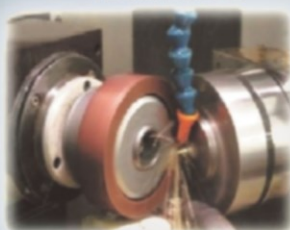


НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

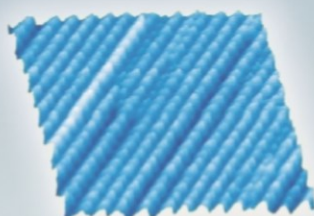
ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

11(161)
2024

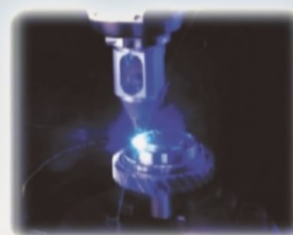
ЭЛЕКТРО-ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ
И КОМБИНИРОВАННЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ



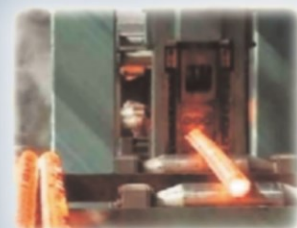
НАНОТЕХНОЛОГИИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ



ЛАЗЕРНЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ



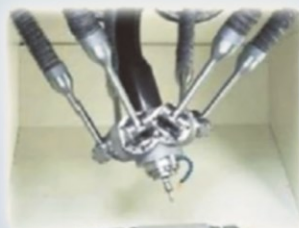
ТЕХНОЛОГИИ
ПРОТОТИПИРОВАНИЯ



НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В ЗАГОТОВИТЕЛЬНОМ
ПРОИЗВОДСТВЕ



НАУКОЕМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
В СВАРОЧНОМ
ПРОИЗВОДСТВЕ



ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ
ЗАГОТОВОК НА СТАНКАХ С ЧПУ
И ОБРАБАТЫВАЮЩИХ ЦЕНТРАХ

НАУКОЁМКИЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

№ 11 (161)

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 1. Влияние среды на
напряженно-деформированное состояние и структурные изменения в зоне
контактной деформации металлов при трении 3

**Васильев А.П., Дьяконов А.А., Данилова С.Н., Макаров И.С.,
Оконешникова А.В.** Влияние нано-SiO₂ и 2-меркаптобензотиазола
на механические свойства и структуру сверхвысокомолекулярного
полиэтилена. 14

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

**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
тяжелонагруженных металлических и металлополимерных трибосистем 24

ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРО-ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЙ И КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

Баринев С.В. Исследование возможностей повышения комплекса
эксплуатационных свойств волновым деформационным
упрочнением 32

ТЕХНОЛОГИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК

Бутенко В.И., Лебедев В.А., Колганова Е.Н., Кадач Р.Г. Эффективные
способы заточки металлорежущих инструментов из быстрорежущей
стали и твердых сплавов. 41

*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

№ 11 (161)

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 1. The influence of the medium on
the stress-strain state and structural changes in the zone of contact deformation
of metals during friction 3

Vasiliev A.P., Dyakonov A.A., Danilova S.N., Makarov I.S., Okoneshnikova A.V.
The effect of nano-CuO and 2-mercaptobenzthiazole on the mechanical properties
and structure of ultrahigh weight molecular polyethylene. 14

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

**Kolesnikov V.I., Motrenko P.D., Belyak O.A., Kolesnikov I.V., Polityko K.N.,
Voropaev A.I.** Methods for improving stress-strain properties and tribological
characteristics of heavily loaded metal and polymer tribosystems. 24

TECHNOLOGIES OF ELECTROMACHINING AND COMBINED PROCESSING

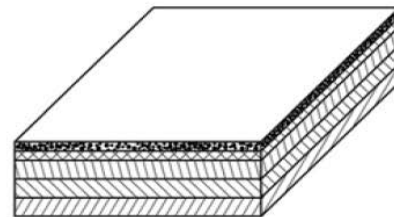
Barinov S.V. Research into the possibilities for the improvement of a number of
operational properties using wave strain hardening 32

TECHNOLOGIES OF MECHANICAL PROCESSING OF WORKPIECES

Butenko V.I., Lebedev V.A., Kolganova E.N., Kadach R.G. Effective ways of
sharpening metal-cutting tools made of rapid steel and hard alloys. 41

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. №11 (161). С.3-13.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №11 (161). P.3-13.

Научная статья

УДК 621.891

doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-17

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

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. Изложены экспериментально-теоретические основы материаловедческого подхода к оценке смазочных сред, который базируется на анализе комплекса структурно-чувствительных свойств антифрикционного материала в зоне трибodeформации и позволяет выявить существенную роль процесса взаимодействия смазочных сред с поверхностью трения. Реологические свойства поверхностного слоя, образующегося в трибоматериале в условиях контактной деформации под действием смазочной среды, определяют условия формирования в нем износостойкой структуры. Сформулированы представления о физико-химических основах действия среды применительно к стандартным задачам упругопластичности, описывающим поведение поверхностно-модифицированных материалов в простейших напряженно-деформированных состояниях. Показано, что в поверхностно-упрочненном материале остаточные напряжения во внешнем слое по знаку совпадают с нагружающими, а во внутриобъемной зоне – противоположны им. Распределения остаточных напряжений в поверхностно-пластифицированном образце оказывается обратным случаю поверхностно-упрочненного материала. Приведены схематические эпюры остаточных напряжений, возникающих в приповерхностном слое материала в результате его упругопластического деформирования при трибоконтактном воздействии в поверхностно-пластифицирующей и поверхностно-упрочняющей смазочной среде. Найдено, что в поверхностно-пластифицированном приповерхностном слое остаточные напряжения носят сжимающий характер, а в поверхностно-упрочненном – растягивающий. На межслойной границе имеет место резкая смена знака остаточных напряжений. Распределение напряжений по глубине материала качественно подобно соответствующим распределениям, полученным для случаев кручения и изгиба. На основе анализа эпюр компонент тензора остаточных напряжений, возникающих в поверхностном слое антифрикционного материала при трении скольжения, выявлены условия реализации пластифицирующего и упрочняющего трибоэффекта в реальных антифрикционных материалах. Показано, что среди промышленных алюминиевых бронз наибольшей износостойкостью в поверхностно-активных смазочных средах обладают бронзы БрА5, БрА7.

Ключевые слова: антифрикционные материалы, граничное трение, поверхностно-активные смазочные среды, остаточные напряжения, контактная деформация, трение, износ, износостойкая структура материала, эффект Ребиндера

Для цитирования: Куксенова Л.И., Савенко В.И. Методологические основы материаловедческой оценки качества смазочных сред для нагруженных сопряжений машин и механизмов. Сообщение 1. Влияние среды на структурные изменения в зоне контактной деформации металлов при трении // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 11 (161). С. 3–13. doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-13

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

**Message 1. The influence of the medium on the stress-strain
state and structural changes in the zone of contact
deformation of metals during friction**

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 experimental and theoretical foundations of the material science approach to the assessment of lubricants are described. This approach is based on the analysis of the complex of structurally sensitive properties of anti-friction material in the tribo deformation zone and aimed at identifying the significant role in the process of interaction of lubricants with the friction surface. The rheological properties of the surface layer formed in the tribo material under conditions of contact deformation and by the action of a lubricating medium determine the conditions for the formation of a wear-resistant structure. The concepts of the physical-chemical bases of the action of the medium in relation to the problems of elasticity and sliding contact are formulated, describing the behavior of surface-modified materials in the simplest stress-strain states. It is shown that when a surface-hardened material, the residual stresses within external layer are in agreement with the loading stresses, while in the inner volume zone they are opposite to them. The distribution of residual stresses in a surface-hardened sample turns out to be the reverse of the case of a plasticized material. The distribution of residual stresses in a surface-hardened sample turns out to be the reverse of the case of a plasticized material. Schematic diagrams of residual stresses arising in the near-surface formation of the material as a result of its elastic-plastic deformation during tribocontact action in a surface-plasticizing and surface-hardening lubricating medium, are presented. It is shown that in the surface-plasticized near-surface formation, residual stresses are compressive in nature, and in the surface-hardened layer they are tensile. There is a sharp change in the direction of residual stresses between layers at their boundary. The stress distribution over the depth of the material is qualitatively similar to the corresponding schematic diagrams obtained for cases of torsion and bending. Based on the calculation of the diagrams of the components of the residual stress tensor arising in the surface layer of the anti friction material during sliding friction, the conditions for the implementation of the plasticizing and strengthening triboeffect, are shown. It is also shown that among industrial aluminum bronzes, BrA5, BrA7 have the highest wear resistance in surfactants.

Keywords: anti friction alloys, boundary friction, surfactants, microstructure, residual stresses, 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 1. The influence of the medium on the stress-strain state and structural changes in the zone of contact deformation of metals during friction / Science intensive technology in mechanical engineering. 2024. № 11 (161). P. 3–13. doi: 10.30987/2223-4608-2024-3-13

Введение

Проблема повышения надежности, долговечности и безопасности эксплуатации машин и механизмов связана с задачами обеспечения работоспособности нагруженных трибосопряжений, износостойкости конструкционных материалов, совместимости этих материалов и смазочной среды. Эта проблема является одной из наиболее сложных в современной технике. Несколько смягчить ее можно реализацией мероприятий, связанных с

методологически обоснованным выбором смазочных сред для скользящего трибоконтакта. Большинство узлов трения работают в режиме граничной смазки. Роль процесса взаимодействия смазочного материала с поверхностями трения отмечалась уже в ранних работах по развитию представлений о структуре системы «смазка трибоматериал». Был выдвинут ряд гипотез о строении и механических свойствах граничных слоев трибоматериалов. Установлены эффект пластифицирования тончайших слоев металлов (эффект Ребиндера) и

расклинивающий эффект тончайших слоев среды (эффект Дерягина), играющие важную роль в механизме граничной смазки [1].

Для оценки качества смазочного материала используются разные феноменологические показатели: коэффициент трения; износ поверхности деталей; критическая температура разрушения смазочного слоя; предельные значения нагрузки и скорости скольжения. Эти показатели обычно используются при инженерных расчетах на износ и заедание трибозулов [2]. Однако они не отражают изменение структурно-чувствительных свойств материала поверхностного слоя, формирующего частицы износа. Поэтому на их основе весьма затруднительно указывать способы совершенствования смазочного материала. Эта задача оказывается особенно сложной, если в состав смазочной среды входят поверхностно-активные вещества, которые влияют не только на эффективность смазочного действия среды, но и изменяют механические свойства материала зоны контакта, в частности его пластичность, – важный параметр для реализации процесса внешнего трения.

Ряд новых отраслей науки, возникших в XX веке, в первую очередь, физико-химическая механика материалов [3], внесли заметный вклад в разработку физико-химических основ смазочного действия на основе эффекта Ребиндера [4]. Эффектом Ребиндера называют явление адсорбционного понижения прочности твердых тел, облегчение их деформации и разрушения вследствие обратимого физико-химического воздействия окружающей среды. Термодинамически он обусловлен уменьшением работы образования новой поверхности при деформировании твердого тела в результате понижения его свободной поверхностной энергии под влиянием активной среды. Его молекулярная природа состоит в облегчении разрыва и перестройки межатомных связей в твердом теле в присутствии инородных атомов, молекул или ионов. В физико-химической механике твердых тел рассматривают две основные формы эффекта Ребиндера: охрупчивающее действие среды, в результате которого падает прочность твердого тела; пластифицирующее действие среды, которое проявляется в снижении макроскопического предела текучести, уменьшении коэффициента упрочнения при активном нагружении или увеличении скорости деформации при испытании на ползучесть.

Многочисленные экспериментальные исследования [5] показали, что при помещении однородного по механическим свойствам металла в инактивную среду последний

сохраняет свои свойства. Однако поверхностно-активная среда может оказывать на реологическое поведение материала не только пластифицирующее, но и упрочняющее влияние. Упрочняющее действие среды обусловлено уменьшением подвижности приповерхностных дислокаций в результате их адсорбционной блокировки, тормозящего действия окисных и пассивирующих пленок, под влиянием электрохимических явлений на поверхности твердых тел [6]. Изменения предела текучести приповерхностного слоя образца влияет на характер его напряженного состояния материала, на распределение остаточных напряжений в нем, что в свою очередь оказывает значимое влияние на изменение структуры и свойств модифицированного слоя.

Данная работа посвящена обобщению результатов экспериментальных и теоретических исследований влияния среды на изменение структуры и свойств металлических материалов при разных условиях нагружения с целью разработки методологических основ структурной оценки качества смазочного материала триботехнического назначения. Работа состоит из двух сообщений: в части 1 дано описание базовых представлений о физико-химических основах действия среды применительно к некоторым задачам упругопластичности и скользящего контакта, описывающих поведение поверхностно-модифицированных материалов в простейших напряженных состояниях и изменения структуры модифицированного слоя при деформации в поверхностно-активной среде. В части 2 приводятся результаты экспериментальных исследований влияния смазочной среды на структурно-фазовые превращения в зоне деформации при трении, на реологические свойства поверхностного слоя. Формулируются условия формирования износостойкой структуры и даются рекомендации по оценке смазочной способности сред.

Материалы и методы исследования

Испытывали пару реверсивного трения скольжения при давлении 20 МПа и средней скорости скольжения 0,1 м/с. Реверсивное трение, относящееся к тяжелым условиям испытаний с точки зрения деформации поверхностных слоев, позволяет более ярко выявлять роль смазочного материала. Интенсивность изнашивания трибообразцов I_h оценивали как среднее значение в результате испытаний от трех до пяти трибопар по потере массы образца на фиксированном пути трения $L = 0,36...36$ км. Роль среды выявляли с использованием

критериальных подходов [7], основанных на экспериментально полученной совокупности значений макроскопического интегрального критерия (феноменологических показателей потерь на износ) и микроскопических критериев (физического уширения рентгеновских линий материала зоны деформации, периода a кристаллической решетки, элементного и концентрационного состава поверхностного слоя), определяемых с применением методов металлофизического исследования.

Физическое уширение $\beta_{(hkl)}$ рентгеновских линий отражает влияние размера областей когерентного рассеяния – микроблоков D в кристалле, а также усредненных по микрообъему микродеформаций кристаллической решетки (напряжений II рода $\langle \epsilon \rangle = \langle \frac{\Delta d}{d} \rangle$). Его величина определяется соотношением:

$$\beta_{(hkl)} = \frac{k\lambda}{D \cos \theta} + 4\epsilon \cdot \operatorname{tg} \theta,$$

где λ – длина волны рентгеновского излучения; θ – угол дифракции Вульфа-Брэггов; k – коэффициент, зависящий от формы микрорекристаллитов. Величина $\beta_{(hkl)}$ связана с плотностью как скользящих, так и неподвижных дислокаций, присутствующих в деформированном металле: $\rho_{\Sigma} = A\beta_{(hkl)}^2$, здесь ρ_{Σ} – плотность дислокаций обоих видов, $[\rho_{\Sigma}] = \text{см}^{-2}$; A – размерная постоянная, $[A] = (\text{см} \cdot \text{рад})^{-2}$. Очевидно, что первый член соотношения связан лишь с неподвижными дислокациями, которые формируют границы микроблоков; второй – отражает влияние суммарной плотности как подвижных дислокаций, находящихся в объемах микроблоков, так сидячих дислокаций, локализованных в их границах.

Величина периода кристаллической решетки a , оцениваемая по смещению дифракционных пиков на рентгенограмме, определяет сумму главных напряжений (напряжений I рода) и, кроме того, зависит от концентрационного состава сплава (для твердых растворов замещения выполняется закон Вегарда: $a_{AB} = C_A a_A + (1 - C_A) a_B$, где a_{AB} , a_A и a_B – параметры решеток раствора, растворителя и растворенного элемента, соответственно; C_A – атомная концентрация растворителя в сплаве). Поэтому изменение величины a_{AB} позволяет анализировать диффузионное перераспределение легирующих элементов в зоне механического или любого другого воздействия на сплав.

Рентгеносъемки проводили методом неразрушающего послойного сканирования зоны контактной деформации (модифицированного слоя) в диапазоне 0,5...10 мкм в Co-K α излучении.

В качестве смазочного материала применяли глицерин, минеральные масла, модельные смазочные материалы, в состав которых входили ПАВ, промышленные смазочные материалы.

Результаты и их обсуждение

Рассмотрим особенности поведения твердых тел в простейших напряженных состояниях на примере модельного материала, представляющего собой однородную сплошную среду в упругой области и двухслойную с поверхностно-модифицированным слоем – в пластической. Такой анализ обусловлен тем, что в условиях трения и изнашивания трибоматериала в различных микрообъемах его приповерхностного слоя одновременно реализуются разные виды нагружения: растяжение, сжатие, изгиб и кручение (особенно при формировании частиц износа) [8]. При этом величина износа узлов трения находится в прямой зависимости от механических свойств приповерхностных слоев металлических материалов (в первую очередь антифрикционных сплавов) [9], а уровень механических свойств этих слоев находится в прямой зависимости от их внутренней структуры (ее субзеренного и дислокационного строения) [10]. Кроме того, имеет место общая закономерность изменения структурного состояния металла, в частности его дислокационной структуры, на разных участках диаграммы объемной деформации. Также наблюдается эволюция дислокационных структур по глубине поверхностных слоев материала при трении [11].

В качестве примера на рис. 1, а представлена схематическая диаграмма одноосного растяжения поверхностно-пластифицированного круглого цилиндрического стержня (образец подвергался циклу «нагружение-разгрузка») [7]. Параллелограмм 01456 представляет собой траекторию напряжения в пластифицированном слое. Прямая 0178 обозначает траекторию напряжения во внутриобъемной зоне. Ломаная 0123 есть траектория усредненного по сечению напряжения, задаваемого внешней нагрузкой, которая регистрируется экспериментально [12].

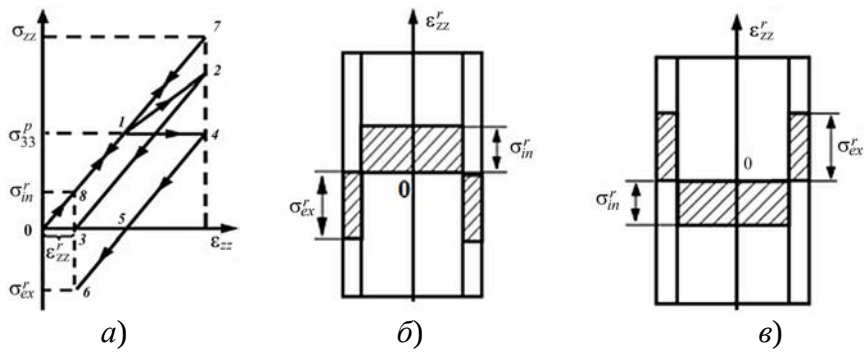


Рис. 1. Зависимость осевых компонент σ_{zz} тензора напряжений от деформации ϵ_{zz} при одноосном растяжении поверхностно-пластифицированного стержня (а); распределение остаточных напряжений σ^r_{zz} в поверхностно-пластифицированном (б) и поверхностно-упрочненном (в) стержне после растяжения, или в поверхностно-пластифицированном (в) и поверхностно-упрочненном (б) стержне после сжатия

Fig. 1. Dependence of the axial components σ_{zz} of the stress tensor on the deformation ϵ_{zz} during single-axial tension of a surface-plasticized rod (a); distribution of residual stresses σ^r_{zz} in a surface-plasticized (b) and surface-hardened (c) rod after stretching, or in a surface-plasticized (c) and surface-hardened (b) rod after compression

Как следует из рис. 1, а, образец при нагружении доводится до состояния, при котором внутриобъемная зона остается полностью упругой, а внешний слой претерпевает пластическую деформацию (участок 1 – 4). После разгрузки в материале появляются остаточные напряжения σ^r_{zz} . При этом в упругом ядре они оказываются растягивающими σ^r_{in} , а в поверхностно-пластифицированном слое – сжимающими σ^r_{ex} . Эти напряжения показаны в виде заштрихованных участков для растягивавшегося внешней нагрузкой образца (рис. 1, б) и для сжимавшегося (рис. 1, с). Видно, что во внешнем пластифицированном слое остаточные напряжения противоположны по знаку нагружающим, а во внутриобъемной зоне – совпадают с ними. Легко показать, что в случае одноосного растяжения поверхностно-упрочненного стержня диаграмму напряжение-разгрузка можно получить из рис. 1 б, с, если

поменять у обозначений индексы, относящиеся к внутреннему и внешнему слоям материала. Тогда рис. 1, б будет качественно описывать распределение остаточных напряжений в упрочненном стержне после его сжатия внешней нагрузкой, а рис. 1, с – после его растяжения. Таким образом, в поверхностно-упрочненном стержне остаточные напряжения во внешнем слое по знаку совпадают с нагружающими, во внутриобъемной зоне – противоположны им. Иными словами, картина распределения остаточных напряжений в поверхностно-упрочненном образце оказывается обратной случаю пластифицированного стержня.

Рассмотрим теперь задачу о чистом упругопластическом изгибе поверхностно-модифицированной балки прямоугольного поперечного сечения [13]. Структурная модель такой балки и распределение напряжений в ней при деформации показаны на рис. 2, а – г.

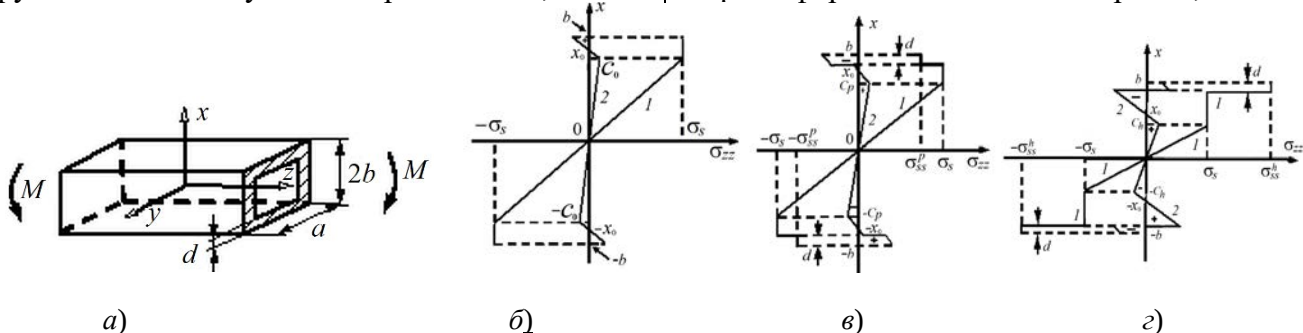


Рис. 2. Структурная схема поверхностно-модифицированной балки (а) при соотношении изгибающих моментов $M_o:M_p:M_h = 1:1:1,4$ для балок:

б – однородной; в – поверхностно-пластифицированной; г – поверхностно-упрочненной;
1 – внешние изгибающие напряжения; 2 – остаточные напряжения

Fig. 2. Structural diagram of a surface-modified beam (a) with a ratio of bending moments $M_o:M_p:M_h = 1:1:1,4$ for beams:

б – homogeneous; в – surface-plasticized; г – surface-hardened;
1 – external bending stresses; 2 – residual stresses

На рис. 2 d – толщина поверхностно-модифицированного слоя; M – изгибающий момент внешних сил; c_o , c_p , c_h – полуширина упругого ядра в соответствующих случаях. Штриховкой на рис. 2, a отмечен приповерхностный модифицированный слой. Рис. 2, b иллюстрирует распределение напряжений в поперечном сечении однородной балки, перпендикулярной оси OZ , по обе стороны от нейтральной плоскости. Отлична от нуля лишь компонента тензора σ_{zz} , лежащая в плоскости, нормальной к поперечному сечению. Нагружающие усилия выбраны таким образом, чтобы вовлечь в пластическую деформацию приповерхностный слой толщиной bc_o . Расчеты показывают, что остаточные напряжения в приповерхностном слое балки противоположны по знаку внешним нагружающим, а во внутриобъемной зоне их знаки совпадают.

Аналогичная картина наблюдается в случае испытаний в поверхностно-пластифицирующей среде, рис. 2, b . Расчеты показывают, что, в отличие от однородной балки, на межслойной границе наблюдается скачок напряжений. Если в пластическую деформацию была вовлечена часть внутриобъемной зоны, то величина скачка равна разности соответствующих пределов текучести: $\Delta\sigma_{zz} = \sigma_s - \sigma_{ss}^p$, где σ_s – предел текучести основного материала (его внутриобъемной области), и σ_{ss}^p – предел текучести его приповерхностного пластифицированного слоя.

Картина распределения остаточных напряжений при испытании поверхностно-упрочненной балки (рис. 2, c) отличается появлением осцилляций напряжения, сопровождающихся сменой его знака. Знак остаточных напряжений в поверхностно-упрочненном слое совпадает со знаком внешних нагружающих напряжений. При этом на межслойной границе также наблюдается скачок напряжений, равный разности пределов текучести соседних слоев (здесь σ_{ss}^h – предел текучести поверхностно-упрочненного слоя).

Анализ модели поверхностно-модифицированного круглого стержня при упругопластическом кручении и выявление характера распределения напряжений в сечении, перпендикулярном оси стержня (нормальные компоненты тензора напряжений равны нулю), показали полную качественную аналогию распределениям напряжений в балках после изгиба в тех же средах [14].

Теперь рассмотрим особенности напряженного состояния в материале в условиях его контактной трибодеформации. Как известно, поверхность трения двух шероховатых твердых тел представляет собой набор дискретных контактов, периодически деформирующихся под действием сопряженных микровыступов. После каждого цикла деформации в приповерхностном слое

металла возникает упругопластическая деформация, и формируются остаточные напряжения I рода, знак и величина которых зависит от соотношения механических свойств приповерхностного слоя и внутриобъемной зоны. Задача решалась в двумерном приближении методом численного моделирования, ранее использованном для описания процесса прокатки поверхностно-модифицированных полос и тонких фольг [6]. Рассчитывали распределение нагружающих и остаточных напряжений в полубесконечном идеально упругопластическом пространстве при вдавливании со сдвигом по его поверхности бесконечно длинного абсолютно жесткого цилиндра.

Схематические эпюры остаточных напряжений, возникающих в приповерхностном слое материала в результате его упругопластического деформирования при трибоконтактном воздействии модельного цилиндрического микровыступа в поверхностно-пластифицирующей и поверхностно-упрочняющей смазочной среде приведены на рис. 3.

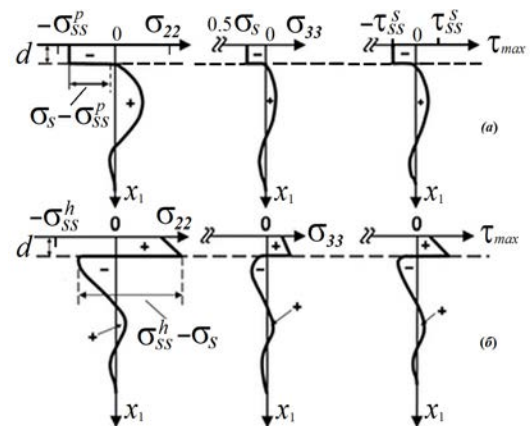


Рис. 3. Распределение остаточных нормальных (σ_{22} и σ_{33}) и максимальных касательных ($\tau_{\max} = 0,5\sigma_{22}$) напряжений в поверхностно-пластифицированном (а) и поверхностно-упрочненном (б) образцах после трибоконтактного воздействия на их поверхность жесткого цилиндрического ползуна

Fig. 3. Distribution of residual normal (σ_{22} and σ_{33}) and maximum negative ($\tau_{\max} = 0,5\sigma_{22}$) stresses in surface-plasticized (a) and surface-hardened (b) samples after tribocontact action on their surface by a rigid cylindrical slider

Расчеты свидетельствуют, что в поверхностно-пластифицированном приповерхностном слое остаточные напряжения носят сжимающий характер, а в поверхностно-упрочненном – растягивающий. Кроме того, наблюдаются осцилляции напряжений по глубине материала. На межслойной границе имеет место резкая смена знака остаточных напряжений. Распределение напряжений по глубине материала качественно подобно соответствующим эпюрам, полученным для случаев

кручения и изгиба. Анализ известных экспериментальных данных показывает, что это не случайное совпадение, а проявление общей закономерности, наблюдающейся при механических испытаниях поверхностно-модифицированных материалов, содержащих мягкую и твердую структурные составляющие.

Таким образом, характер напряженного состояния материала в зоне контакта и распределение остаточных напряжений в нем зависит от свойств окружающей среды. Последняя является регулирующим фактором структурообразования (перераспределения дефектов кристаллической решетки, легирующих элементов сплава, концентрационного и фазового состава модифицированного слоя) и, соответственно, фактором формирования совокупности структурно-чувствительных характеристик механических свойств, которые определяют уровень поверхностного разрушения. Это указывает на необходимость применения материаловедческого подхода к оценке эффективности смазочного действия разных по природе смазочных сред. Сопоставление характера напряженного состояния в условиях объемного и поверхностного (при трении) деформирования дает основание заключить, что в случае нагруженного скользящего контакта в приповерхностных слоях трибоматериалов должны происходить качественно аналогичные структурные изменения – концентрационные и

дислокационные. Далее рассмотрим эти особенности.

Прежде всего, остановимся на характеристиках микроструктурного состояния деформированного материала, влияющих на его механические свойства, и рассмотрим процессы эволюции дислокационной структуры и изменения концентрационного состава антифрикционного материала.

Результаты исследования пар трения, в состав которых входят чистые металлы (медь, железо и никель) представлены на рис. 4.

Анализ данных рис. 4 с позиций функциональных взаимосвязей параметров, характеризующих микроструктуру и механические свойства металла, таких как $S = f(\gamma, \delta)$, $\delta = f(\beta_{(hkl)})$, $H_\mu = f(\delta)$, $H_\mu = f(\beta_{(hkl)})$, (где S – истинные напряжения течения; γ – коэффициент пластичности; δ – остаточная деформация) [15], свидетельствует о том, что введение активной добавки в смазочную среду влияет на деформационные процессы в приконтактной зоне и вызывает формирование в материале модифицированного приповерхностного слоя. Так как вазелиновое масло является трибохимически инертной средой, то именно активные присадки изменяют величину $\beta_{(hkl)}$ (и, соответственно, плотность дислокаций) в тонком поверхностном слое металла по сравнению с вариантом его трения в чистом масле.

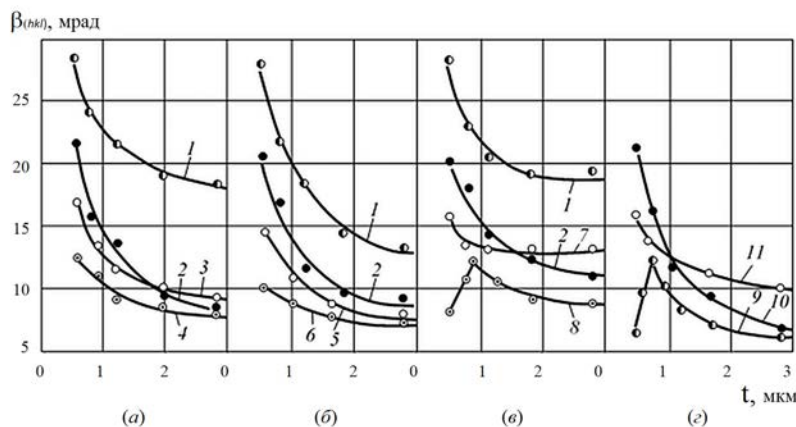


Рис. 4. Изменение физического уширения рентгеновских линий $\beta_{(hkl)}$ по толщине зоны деформации h для меди (а), железа (б), никеля (в) при трении в различных граничных условиях, а также для Cu, Fe, Ni при трении в глицерине (г):

1 – сухое трение; 2 – трение в вазелиновом масле; 3, 4 – трение в вазелиновом масле с активной добавкой (1 %) стеариновой и (1 %) олеиновой кислот соответственно; 5 – трение в смеси синтетических жирных кислот (СЖК) $S_{17} - S_{20}$; 6 – трение в СЖК $S_{10} - S_{16}$; 7, 8 – трение, соответственно, в эмульсиях Э-2 и Э-1 (индустриальных маслах с добавками сложных эфиров и карбоэфиров, хлоридов и фосфидов); 9 – медь; 10 – железо; 11 – никель в глицерине

Fig. 4. Changes in the physical broadening of the $\beta_{(hkl)}$ rentgen lines along the thickness of the h deformation zone for copper (a), iron (b), nickel (c) under friction under various boundary conditions, as well as for Cu, Fe, Ni under friction in glycerin (d):

1 – dry friction; 2 – friction in petroleum jelly oil; 3, 4 – friction in petroleum jelly oil with active addition of (1 %) stearic and (1 %) oleic acids, respectively; 5 – friction in a mixture of synthetic fatty acids (SFA) $S_{17} - S_{20}$; 6 – friction in SFA $S_{10} - S_{16}$; 7, 8 – friction, respectively, in emulsions E-2 and E-1 (industrial oils with the addition of esters and carboesters, chlorides and phosphides); 9 – copper; 10 – iron; 11 – nickel in glycerin

Теперь рассмотрим более подробно механизм влияния остаточных напряжений на дислокационную структуру материала [6].

Наличие на межслойной границе поверхностно модифицированного материала резкой смены знака остаточных касательных напряжений I рода (см. рис. 3) приводит к встречному движению дислокаций с однопавленными векторами Бюргерса в соседних разнозначно напряженных слоях материала. Двигаясь в параллельных плоскостях скольжения, дислокации тормозятся на межслойной границе, формируя в ней простую малоугловую дислокационную стенку. При этом равновесная плотность стеночных дислокаций будет определяться условием силового баланса, записанного, например, в цилиндрической системе координат $Or\varphi z$ [6]:

$$\tau_{z\varphi}^r - \text{sign}(\tau_{z\varphi}^r) \cdot \tau_{st} = \tau_{z\varphi}^{in} + \tau_{z\varphi}^a,$$

где $\tau_{z\varphi}^r$ – компонента тензора остаточных напряжений I рода; τ_{st} – напряжение старта дислокаций в плоскости скольжения; $\tau_{z\varphi}^{in}$ – внутреннее напряжение в решетке, обусловленное дислокациями фона, т. е. ростовыми и неподвижными деформационными дислокациями; $\tau_{z\varphi}^a$ – действующее упругое напряжение, созданное стенкой. На основе соотношения для составляющих силового баланса в [6] дана оценка равновесной плотности стеночных дислокаций и показано, что её величина примерно на два порядка превышает плотность дислокаций фона. Например, при плотности дислокаций фона $\rho_{ph} \sim 10^6 \div 10^7 \text{ см}^{-2}$ равновесная плотность стеночных дислокаций составляет $\rho_w \sim 10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$.

Процесс концентрации дислокаций на межслойной границе сопровождается очисткой от них приграничных областей металла. Расчеты показывают, что размер таких областей составляет $\delta_g \sim (\rho_w)^{-1/2}$ и по порядку величины совпадает с толщиной поверхностно-модифицированного слоя h , достигающей нескольких микрон для типичных случаев упругопластического деформирования металлов [6].

Антифрикционный материал, как правило, представляет собой двойной или многокомпонентный сплав. Рассмотрим изменения элементного (концентрационного) состава его приповерхностного слоя под действием остаточных напряжений, тип распределения которых, как отмечалось выше, задается

свойствами внешней среды. После первых циклов контактного взаимодействия в активной среде любого модифицирующего типа в приповерхностном слое трибоматериала возникают диффузионные потоки вакансий, атомов примесных и/или легирующих элементов, стимулирующие релаксацию остаточных напряжений. Будет наблюдаться «восходящая диффузия» [16], в результате которой в сжатых областях материала концентрация элементов, размеры атомов которых превосходят таковые для основного металла, понизится, а в растянутых областях – наоборот, повысится. В приповерхностном слое происходит перераспределение легирующих элементов, которое может приводить к изменению фазового состава и, следовательно, к изменению его механических свойств.

Результаты экспериментальных исследований различных промышленных бронз приведены на рис. 5. Анализ этих данных показывает, что диффузионное перераспределение легирующих элементов в алюминиевых бронзах при трении приводит к формированию нескольких типов микроструктуры модифицированного слоя.

Микроструктура первого типа возникает в бронзах, характеризующихся относительно малой концентрацией алюминия (БрА5; БрА7), когда в приповерхностном слое трибоматериала создается износостойкая микроструктура [17] и возможность реализации высокой износостойкости бронзы наиболее вероятна (см. рис. 5, а).

Микроструктура второго типа формируется в трехкомпонентных бронзах БрАМц9-2, БрАЖ9-4. В зависимости от вида материала и свойств смазочной среды, в зоне контактной деформации этих бронз возможно формирование трех альтернативных типов микроструктур: например, в виде концентрации неоднородного по толщине слоя α -твердого раствора, когда условия образования износостойкого структурного состояния нарушаются (кривая 1, см. рис. 5, б); В иных случаях могут образоваться два кристаллографически изоструктурных α -твердых раствора, обеспечивающие создание предпосылок для возникновения износостойкой структуры (кривые 3, см. рис. 5, в) наконец, в трибоматериале может сформироваться поверхностная пленка меди и подповерхностный концентрационно неоднородный α -твердый раствор, что создает условия для реализации нестабильного режима избирательного переноса (кривая 2, см. рис. 5, б).

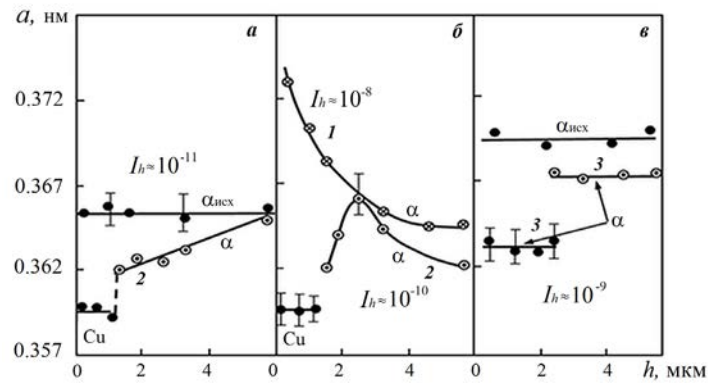


Рис. 5. Изменение периода a кристаллической решетки α -твердого раствора алюминиевых бронз по глубине зоны деформации при трении в разных смазочных средах: a – БРА7; b – БРАМц9-2; c – БРАЖМц10-3-1,5; 1 – этиленгликоль (этанediол-1,2); 2 – жидкая смесь на основе глицерина (ПГВ); 3 – ЦИАТИМ-201 (I_h – интенсивность износа)

Fig. 5. Change in the period a of the crystal lattice of an α -solid solution of aluminum bronzes in the depth of the friction deformation zone in different lubricating media: a – BRSA17; b – BRSAIMn9-2; c – BRSAIFeMn10-3-1,5; 1 – ethylene glycol (ethanediol-1,2); 2 – liquid mixture on glycerin-based (PGV); 3 – AFRMPLiL-201 (I_h is the wear rate)

Микроструктура третьего типа возникает в высокопрочных четырехкомпонентных бронзах типа БРАЖМц10-3-1,5 и БРАЖН10-4-4. В этих бронзах переход поверхностного слоя трибоматериала в износостойкое состояние осуществляется в два этапа: путем образования двух изоструктурных α -твердых растворов с одновременным вытеснением в приповерхностный подслои обогащенной медью фазы и последующим созданием на его поверхности пластифицированной медной пленки (рис. 5, в).

Изменение концентрации легирующего элемента в напряженной области материала в результате восходящей диффузии описывается соотношением [6, 13, 14]:

$$(\Delta C)/C \approx \exp\{\delta\omega (\Delta\sigma_{ij}^r / 3kT)\} - 1,$$

где $\Delta\sigma_{ij}^r$ – скачок остаточных напряжений на межслойной границе; $\delta\omega = \omega_A - \omega_B$; ω_A и ω_B – атомные объемы металлов матрицы и примеси. Было показано, что для экспериментов с поверхностно-модифицированными образцами величина $(|\Delta C|)/C = (10 \div 100)\%$ при $|\Delta\sigma_{ij}^r| \approx \sigma_S = 0,1 \dots 1$ ГПа, $\delta\omega = 3 \cdot 10^{-24}$ см³. Следовательно, при испытаниях в активных средах происходит концентрационное расслоение деформированного материала, которое закономерно влияет на предел текучести его модифицированного слоя. Основываясь на зависимости $\sigma_S \approx C^{1/2}$ и учитывая выполняющееся в трибоэкспериментах соотношение $(|\Delta C|)/C \rightarrow 1$,

можно получить, что $|\Delta\sigma_S|/\sigma_S \approx 50\%$ [6]. Таким образом, только за счет восходящей диффузии может быть достигнуто пятидесятипроцентное изменение предела текучести, что для случая поверхностно-пластифицирующей среды обеспечивает условия реализации положительного градиента механических характеристик – необходимого условия устойчивого режима трения и высоких антифрикционных свойств.

Таким образом, структурная модификация приповерхностного слоя трибоматериала является значимым механо-физико-химическим явлением, сопровождающим процесс граничного трения в поверхностно-активных смазочных средах. При этом в приповерхностном слое реализуются два структурообразующих процесса: первый процесс – формирование стационарного макроскопического диффузионного потока атомов легирующих элементов и их переход в смазочную среду (изменение периода a), что приводит к созданию поверхностной пластифицированной пленки меди, и второй процесс – понижение плотности неподвижных (сидячих) дислокаций в материале зоны деформации (уменьшение величины $\beta(hkl)$), что указывает на эффект пластифицирования материала (снижение предела его текучести).

В результате этих процессов материал зоны контакта будет существенно отличаться от исходного по характеристикам напряженного состояния, микроструктуры и механических свойств. Именно свойствами этого модифицированного слоя и определяется износостойкость трибоматериала и ресурс пары

трения. Поэтому оценку смазочной способности той или иной среды, кроме общепринятых в триботехнике феноменологических критериев, целесообразно проводить также с использованием описанного выше критериального подхода, основанного на совокупности данных, соответствующих разным масштабно-аналитическим характеристикам трибосистемы. Недостаток сведений о физико-химическом взаимодействии смазочных композиций с конструкционными материалами в условиях трибodeформации является сдерживающим фактором для методически обоснованного подхода к выбору состава смазочных материалов, которые могли бы существенно повысить работоспособность реальных узлов трения.

Заключение

Для обеспечения высокой износостойкости нагруженных трибосопряжений определяющим фактором является оптимизация реологических свойств приповерхностного слоя, формирующегося в трибоматериале в условиях контактной трибodeформации под действием активной смазочной среды. Подбирать сочетания конструкционных и смазочных материалов необходимо так, чтобы в трибоматериале создавались условия для реализации правила положительного градиента механических характеристик по нормали к поверхностям трения (И.В. Крагельский). В этом случае сдвиговые деформации концентрируются в тонком приповерхностном слое приконтактной зоны трибосопряжения, что и обеспечивает минимальный уровень его разрушения.

В основе методологии подбора материалов триады трения лежит совокупность макроскопических критериев (феноменологических показателей потерь на трение и износ) и микроструктурных характеристик приповерхностного слоя трибоматериала. К последним относятся: физическое уширение рентгеновских линий, отражающее плотность дефектов дислокационной природы, а также период кристаллической решетки, указывающий на изменение элементного, концентрационного и фазового состава и уровня напряжений I рода при трении антифрикционного материала в данной смазочной среде.

В основе формирования износостойкого структурного состояния материала в поверхностно-активной смазочной среде лежат два структурообразующих процесса: первый процесс – формирование стационарного макроскопического диффузионного потока атомов

легирующих элементов и их переход в смазочную среду (изменение периода a), что приводит к созданию поверхностного пластифицированного слоя и второй процесс – понижение плотности неподвижных (сидячих) дислокаций в материале зоны деформации (уменьшение величины $\beta_{(hkl)}$), что обеспечивает эффект пластифицирования материала (снижение предела его текучести). В результате этих процессов материал зоны контакта существенно отличается от исходного по характеристикам напряженного состояния, микроструктуры и механических свойств.

Именно свойствами этого модифицированного слоя определяется износостойкость конструкционного трибоматериала. Поэтому оценку противоизносной способности той или иной смазочной среды, кроме общепринятых в триботехнике критериев, целесообразно проводить также с использованием описанного выше критериального подхода, основанного на совокупности данных, соответствующих разным масштабно-аналитическим характеристикам трибосистемы.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Буяновский И.А., Фукс И.Г., Шабалина Т.Н. Граничная смазка. Этапы развития трибологии: монография. М: ГУП Изд-во Нефть и газ РГУ нефти и газа им. И.М.Губкина, 2002. 230 с.
2. Буяновский И.А. К учету влияния смазочных материалов при прогнозировании заедания и износа в режиме граничной смазки // Трение и износ. 1980. Т. 1. № 5. С. 837–844.
3. Щукин Е.Д., Савенко В.И., Малкин А.И. Лекции по физико-химической механике. М.: Изд-во «Нобель Пресс», 2015. 679 с.
4. 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.
5. Shchukin E.D., Kochanova L.A., Savenko V.I. On mechanism of environment-induced plasticizing under contact interactions // Advances in the mechanics and physics of surfaces. 1981. V.1. P. 111–152.
6. Савенко В.И. Роль эффекта Ребиндера в реализации режима безызносности в триботехнике // Эффект безызносности и триботехнологии, 1994. № 3–4. С. 26–38.
7. Савенко В.И., Щукин Е.Д. О соотношениях между феноменологическими и структурными критериями работы узлов трения // Трение и износ. 1987. Т. 8. № 4. С. 581–589.
8. Алексеев Н.М. Новое о структурных особенностях изнашивания твердых тел // Трение и износ. 1989. Т.10. № 3. С. 197–205.
9. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.
10. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Структура и механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1970. 472 с.

11. Рапопорт Л.С. Уровни пластической деформации поверхностных слоев и их связь с процессом изнашивания // Трение и износ. 1989. Т. 10. № 5. С. 786–792.
12. Щукин Е.Д., Савенко В.И., Качанова Л.А. Роль поверхности и среды в переходах упругость-пластичность-хрупкость в металлических кристаллах // Поверхность. 1982. № 2. С. 25–41.
13. Савенко В.И., Щукин Е.Д. Об остаточных напряжениях, возникающих в материалах, деформированных в активных средах путем изгиба // Поверхность, 1987. № 12. С. 20–25.
14. Савенко В.И., Щукин Е.Д. Об остаточных напряжениях, возникающих в упруго-пластичных материалах, деформированных в активных средах при кручении // Поверхность. 1989. № 8. С. 129–135.
15. Рыбакова Л.М., Куksenova Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.
16. Гегузин Я.Е. Восходящая диффузия и диффузионное последствие // УФН. 1986. Т. 149. № 1. С. 149–151.
17. Kuksenova L.I., Savenko V.I. Physicochemical tribomechanics of antifriction materials operating in heavily loaded friction pairs in active lubricating media // Journal of Friction and Wear. 2023. Vol. 44. No. 6. P. 333–345.

REFERENCES

1. Buyanovsky I.A., Fuchs I.G., Shabalina T.N. Boundary lubrication. Stages of tribology development: monograph. Moscow: SUE publishing house «Oil and Gas», Gubkin Russian State University of Oil and Gas, 2002, 230 p.
2. Buyanovsky I.A. Taking into account the influence of lubricants in predicting jamming and wear in the mode of boundary lubrication // Friction and wear. 1980. Vol. 1. No. 5. pp. 837–844.
3. Shchukin E.D., Savenko V., Malkin A.I. Lectures on physico-chemical mechanics. Moscow: Publishing house «Nobel Press», 2015, 679 p.
4. Shchukin Ye.D. Amelina. Ye.A., Kachanova L.A., Savenko V. I. Physical and chemical mechanics of contact interactions // Friction and Wear, 1980, no. 2, pp. 247–262.
5. Shchukin E.D., Kochanova L.A., Savenko V.I. On mechanism of environment-induced plasticizing under contact interactions // Advances in the mechanics and physics of surfaces. 1981. V.1. P. 111–152.
6. Savchenko V.I. The role of the Rebinder effect in the implementation of the wearlessness regime in tribotechnics // The effect of wearlessness and tribotechnology, 1994, no. 3-4, pp. 26–38.
7. Savchenko V.I., Shchukin E.D. On the relationships between the phenomenological and structural criteria of friction assembly operation // Friction and wear. 1987, vol. 8, no. 4, pp. 581–589.
8. Alekseev N.M. New information on structural features of wear of solids // Friction and wear, 1989, vol. 10, no. 3, pp. 197–205.
9. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. Fundamentals of calculations for friction and wear. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 526 p.
10. Bernstein M.L., Zaimovsky V.A. Structure and mechanical properties of metals. Moscow: Metallurgiya, 1970, 472 p.
11. Rapoport L.S. Levels of plastic deformation of surface layers and their relation to the wear process // Friction and wear, 1989, vol. 10, no. 5, pp. 786–792.
12. Shchukin E.D., Savchenko V.I., Kachanova L.A. Role of the surface and the medium in elasticity-plasticity-brittleness transitions in metallic crystals // Surface, 1982, no. 2, pp. 25–41.
13. Savchenko V.I., Shchukin E.D. Residual stresses arising in materials deformed in active media by bending // Surface, 1987, no. 12, pp. 20–25.
14. Savchenko V.I., Shchukin E.D. Residual stresses arising in materials deformed by bending in surface-active media // Surface, 1989, no. 8, pp. 129–135.
15. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. Structure and wear resistance of metal. Moscow: Mashinostroenie, 1982, 212 p.
16. Geguzin Ya.E. Ascending diffusion and diffusion aftereffects // UFN, 1986, vol. 149, no. 1, pp. 149–151.
17. Kuksenova L.I., Savenko V.I. Physicochemical tribomechanics of antifriction materials operating in heavily loaded friction pairs in active lubricating media // Journal of Friction and Wear. 2023. Vol. 44. No. 6. P. 333–345.

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. №11 (161). С.14-23.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №11 (161). P.14-23.

Научная статья
УДК 678.073
doi: 10.30987/2223-4608-2024-14-23

Влияние нано-CuO и 2-меркаптобензтиазола на механические свойства и структуру сверхвысокомолекулярного полиэтилена

Андрей Петрович Васильев¹, к.т.н.
Афанасий Алексеевич Дьяконов², к.т.н.
Сахаяна Николаевна Данилова³, к.т.н.

Игорь Сергеевич Макаров⁴, студент
Анастасия Васильевна Оконешникова⁵, студент

^{1, 2, 3, 4, 5} Северо-Восточный федеральный университет, Якутск, Россия

¹gtvap@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7699-533X>

²afonya71185@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-6959-368X>

³dsn.sakhayana@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-5901-6387>

⁴misergeevich@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

⁵anasema2003@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. В настоящее время разработка полимерных композиционных материалов на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) является одним из актуальных задач полимерного материаловедения. Это прежде всего связано с его особенными механическими и трибологическими свойствами, благодаря которым СВМПЭ активно внедряется в различных отраслях, таких как машиностроение, создание покрытий и медицина. Однако, для расширения области применения необходимо устранить недостатки в виде низкой поверхностной твердости и прочности. Наиболее эффективным и экономически целесообразным способом снижения недостатков является модификация полимера путем введения различных видов наполнителей. В данной работе исследовано влияние комплексных наполнителей, включающих нано-CuO и 2-меркаптобензтиазол на физико-механические свойства и структуру сверхвысокомолекулярного полиэтилена. Показано, что введение комплексных наполнителей в СВМПЭ повышает деформационно-прочностные свойства, напряжение при сжатии повысилась на 23... 35 % и твердость по Шору D на 5...6 % по сравнению с исходным полимером. Разработанные композиционные материалы охарактеризованы с помощью рентгеноструктурного анализа, дифференциально-сканирующей калориметрии и сканирующей электронной микроскопии. Установлено снижение степени кристалличности композитов на основе СВМПЭ с увеличением содержания комплексных наполнителей. Методом электронной микроскопии показано образование сферолитов в надмолекулярной структуре композитов. На основании проведенных исследований сделан вывод, что улучшение физико-механических свойств композитов обусловлено за счет комплексного влияния наполнителей благодаря улучшению их совместимости с полимерной матрицей. Разработанные полимерные композиционные материалы могут применяться в качестве защитных покрытий и футеровок в технике и технологическом оборудовании.

Ключевые слова: сверхвысокомолекулярный полиэтилен, нано-CuO, 2-меркаптобензтиазол, физико-механические свойства

Благодарности: исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-73-00076, <https://rscf.ru/project/22-73-00076/>.

Для цитирования: Васильев А.П., Дьяконов А.А., Данилова С.Н., Макаров И.С., Оконешникова А.В. Влияние нано-CuO и 2-меркаптобензтиазола на механические свойства и структуру сверхвысокомолекулярного полиэтилена // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 11 (161). С. 14–23. doi: 10.30987/2223-4608-2024-14-23

The effect of nano-CuO and 2-mercaptobenzthiazole on the mechanical properties and structure of ultrahigh weight molecular polyethylene

Andrey P. Vasiliev¹, PhD. Eng.
Afanasy A. Dyakonov², PhD. Eng.
Sakhayana N. Danilova³, PhD. Eng.

Igor S. Makarov⁴, student
Anastasia V. Okoneshnikova⁵, student

^{1, 2, 3, 4, 5} Northeastern Federal University, Yakutsk, Russia

¹gtvap@mail.ru

²afonya71185@mail.ru

³dsn.sakhayana@mail.ru

⁴misergeevich@mail.ru

⁵anasema2003@mail.ru

Abstract. Currently, the development of polymer composite materials based on ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) is one of the urgent tasks of polymer materials science. This is primarily due to its special mechanical and tribological properties, owing to which UHMWPE is actively being implemented in various industries such as machine building, coating and medicine. However, in order to expand the scope of application, it is necessary to eliminate the disadvantages in the form of low surface hardness and strength. The most effective and economically feasible way to reduce disadvantages is to modify the polymer by introducing various types of fillers. In this paper, the effect of complex fillers including nano-CuO and 2-mercaptobenzthiazole on the physico-mechanical properties and structure of ultrahigh molecular weight polyethylene is analyzed. It is shown that the introduction of complex fillers into UHMWPE increases the deformation and strength properties, the compressive stress increased by 23...35% and the Shore D hardness by 5...6 % compared to the initial polymer. The developed composite materials were characterized using X-ray diffraction analysis, differential scanning calorimetry and scanning electron microscopy. A connection between the decrease in the degree of crystallinity of UHMWPE-based composites with an increase in the content of complex fillers was found. The formation of spherulites in the supramolecular structure of composites has been shown by electron microscopy. Based on the conducted research, it is concluded that the improvement of the physical and mechanical properties of composites is triggered by complex effect of fillers due to the improvement of their co. The developed polymer composite materials can be used as protective coatings and linings in engineering and technological equipment.

Keywords: ultrahigh molecular weight polyethylene, nano-CuO, 2-mercaptobenzthiazole, physical and mechanical properties, compatibility with the polymer matrix

For citation: Vasiliev A.P., Dyakonov A.A., Danilova S.N., Makarov I.S., Okoneshnikova A.V. The effect of nano-CuO and 2-mercaptobenzthiazole on the mechanical properties and structure of ultrahigh molecular weight polyethylene / Science intensive technology in mechanical engineering. 2024. № 11 (161). P. 14–23. doi: 10.30987/2223-4608-2024-14-23

Введение

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) является перспективным материалом, который находит практическое применение в виде покрытий, высокопрочных волокон, в биомедицине, в деталях узлов трения машин и техники [1 – 3]. Однако СВМПЭ имеет недостатки, такие как низкая поверхностная твердость, плохая стойкость к абразивному износу, низкий модуль упругости и прочность на изгиб, а также плохое сопротивление ползучести [4, 5]. Поэтому для более широкого внедрения и применения СВМПЭ в жестких условиях современной промышленности, необходимо внести изменения в его механические характеристики. Наиболее распространенным способом улучшения эксплуатационных свойств СВМПЭ является введение дисперсных и волокнистых наполнителей [6, 7].

Состав и вид наполнителя играет важную роль в улучшении физико-механических свойств дисперсно-наполненных полимерных композиционных материалов (ПКМ). В композициях наполнители ответственны за формирование эксплуатационных свойств и для придания материалу различных желаемых характеристик (например, механической прочности, теплопроводности или износостойкости). Характеристики ПКМ также зависят от свойств компонентов, степени наполнения полимера и, что более важно, от степени адгезионного взаимодействия на границе раздела между наполнителем и полимерной матрицей [8, 9]. Наиболее перспективным и экономически целесообразным способом комплексного улучшения эксплуатационных свойств ПКМ является

использование наполнителей, состоящих из разных видов наполнителей. Это прежде всего связано с тем, что при использовании комплексных наполнителей, можно реализовать индивидуальные свойства каждого из наполнителей, обеспечивая синергетический эффект [10]. В связи с этим для изготовления ПКМ с улучшенным комплексом эксплуатационных свойств стоит задача в подборе компонентов, которые будут оказывать комплексное воздействие на полимерную матрицу [11].

В последнее время большое распространение получил новый класс композиционных материалов на основе полимерной матрицы и наноразмерных частиц благодаря превосходным механическим и физическим свойствам по сравнению с исходными полимерами при небольшом массовом содержании [12]. Среди multifunctional наноразмерных частиц особенно примечателен оксид меди.

Оксид меди CuO обладает рядом существенных преимуществ, таких как доступность, прочность, превосходные антифрикционные свойства [13, 14]. Однако, анализ литературы показал, что существует мало работ, где наноразмерный оксид меди применяется в качестве модификатора СВМПЭ [13, 15 – 17]. В работе Ушакова А.В. с соавторами выявили, что свойства ПКМ на основе СВМПЭ с оксидом меди зависят от концентрации наноразмерных наполнителей и находится в пределах 1...2 % масс. [17]. В работе Cao Z. с соавторами выявили, что наночастицы оксида меди введены в СВМПЭ *in situ*, чтобы ингибировать возможную агломерацию, возникающую при приготовлении путем механического смешивания [13]. Показано, что СВМПЭ, наполненный

наночастицами CuO характеризуется повышением модуля упругости на 54 %, но предел прочности и относительное удлинение при разрыве обладают тенденцией к снижению, тем не менее полученные композиционные материалы по-прежнему сохраняют высокую прочность и ударную вязкость.

Ускоритель вулканизации 2-меркаптобензотиазол (МБТ) представляет собой бициклическую гетероатомную молекулу, широко используемую в производстве шин, резиновой обуви и других резиновых изделий [18]. Благодаря высокой химической активности потенциально может повысить совместимость СВМПЭ с неорганическими наполнителями. Нами ранее было изучено влияние волластонита и 2-меркаптобензотиазола на свойства СВМПЭ [19]. Выявили повышение значений прочности на разрыв ПКМ на 35 % и удлинения при разрыве на 22 % относительно исходного СВМПЭ. Таким образом, интерес представляет изучение комплексного влияния наноразмерных частиц вместе с органическим наполнителем на свойства и структуру СВМПЭ.

Цель работы – изучение влияния наноразмерного оксида меди с 2-меркаптобензотиазолом на свойства и структуру сверхвысокомолекулярного полиэтилена.

Материалы и методы

Полимерной матрицей служил СВМПЭ марки Ticona GUR-4130 (Celanese, Китай) с молекулярной массой $6,8 \times 10^6$ г/моль и плотностью $0,93$ г/см³. В качестве наполнителей СВМПЭ использовали 2-меркаптобензотиазол (МБТ) (ГОСТ 739-74) и наноразмерный оксид меди CuO (ТУ 1791-003-36280340-2008) с чистотой не менее 99,8 %, со средними размерами частиц 50 нм и удельной поверхностью $15...20$ м²/г. СЭМ-изображение нанопорошка оксида меди, представлена на рис. 1.

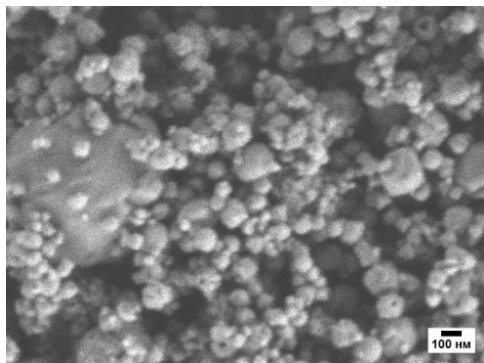


Рис. 1. СЭМ-изображение nano-CuO

Fig. 1. SEM image of nano-CuO

Для получения комплексного наполнителя применяли планетарную мельницу Активатор-2S (Россия). Смешение смеси наполнителей проводили в планетарной мельнице при 600 об/мин в течение 10 мин в массовом соотношении CuO/МБТ – 1:1, далее 1CuO/1МБТ и CuO/МБТ – 2:1, далее 2CuO/1МБТ. В данной работе содержание комплексных наполнителей составляло от 0,5 до 2 % масс. Далее порошки СВМПЭ и наполнители смешивали в лопастном смесителе в сухом виде в течение 2 мин. Изготовление образцов для исследования СВМПЭ проводилось методом горячего прессования при температуре $175 \pm 5^\circ\text{C}$, давлении $10 \pm 0,5$ МПа и выдержке 20 мин с последующим охлаждением до 80°C .

Физико-механические свойства исследовали на универсальной разрывной машине AGS-J (Shimadzu, Япония) согласно ГОСТ 11262-2017 при скорости движения подвижных захватов 50 мм/мин. Модуль упругости при растяжении определяли согласно ГОСТ 9550-81. Испытания на определение напряжения при сжатии при установленной относительной деформации (ϵ , %) проводили в соответствии с ГОСТ 4651-2014. Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания согласно ГОСТ 15139-69. Твердость измеряли твердомером ТВР-D (Восток-7, Россия) с аналоговым индикатором для измерения твёрдости по шкале Шора тип D согласно ГОСТ 24621-2015.

На сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Jeol JSM-7800F (JEOL, Япония) исследовали сколы ПКМ. Исследование образцов методом дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) проводили на приборе DSC 204 F1 Phoenix (NETZSCH, Германия). Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на рентгеновском порошковом дифрактометре ARL X'TRA «Thermo Scientific», Швейцария. В качестве источника излучения использовалась рентгеновская трубка с медным анодом ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,154$ нм). Средний размер частиц рассчитывали по формуле Селякова-Шеррера:

$$L = \frac{(0,94 \cdot \lambda)}{(\beta \cdot \cos\theta)},$$

где L – средний размер кристаллитов; β – интегральная ширина на дифрактограмме в радианах; θ – дифракционный угол; λ – длина волны рентгеновского излучения.

Результаты и обсуждение

Результаты исследования деформационно-прочностных свойств исходного СВМПЭ и ПКМ на его основе представлены на рис. 2.

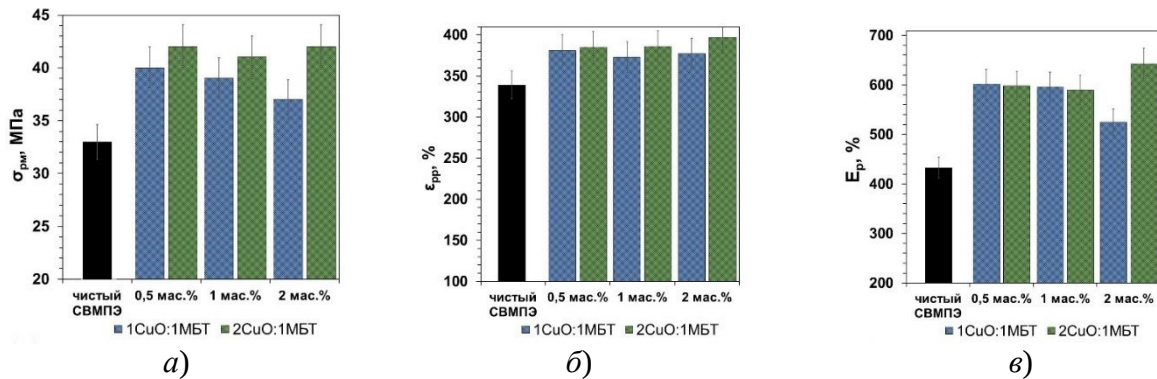


Рис. 2. Результаты деформационно-прочностных свойств исходного СВМПЭ и ПКМ:

a – прочность при растяжении; *b* – относительное удлинение при разрыве; *c* – модуль упругости при растяжении

Fig. 2. Results of deformation and strength properties of the initial UHMWPE and PCM:

a – tensile strength; *b* – relative elongation at break; *c* – tensile modulus of elasticity

Модификация СВМПЭ комплексными наполнителями CuO/МБТ приводит к повышению деформационно-прочностных свойств во всех ПКМ, как видно из рис. 2. Видно, что в ПКМ с содержанием наполнителей в массовом соотношении 1:1 прочность при растяжении повысилась на 15...25 %, а относительное удлинение при разрыве на 10...12 % относительно ненаполненного СВМПЭ.

Наилучшие результаты деформационно-прочностных свойств ПКМ получены при соотношении CuO/МБТ 2:1, где прочность при растяжении повысилась на 28...31 % и относительное удлинение при разрыве на 13...17 % по сравнению с полимерной матрицей. Из рис. 2 *c* видно, что значение модуля упругости при растяжении ПКМ при содержании 0,5...1 % масс. повышается на 36...39 % масс. относительно исходного СВМПЭ. При содержании 2 % масс. 1CuO/1МБТ в СВМПЭ модуль упругости повысилась на 21 % и в СВМПЭ + 2 % масс. 2CuO/1МБТ на 48 % по сравнению с чистым

полимером. Улучшение прочности при растяжении, относительного удлинения при разрыве и модуля упругости ПКМ можно объяснить эффективной передачей напряжений благодаря хорошей дисперсии наполнителей и сильным взаимодействием на границе раздела наполнитель-матрица [2]. В целом видно, что деформационно-прочностные свойства ПКМ, при прочих равных условиях, в массовом соотношении 2:1 обладают более высокими значениями по сравнению с композитами, когда соотношение 1:1. Возможно, это связано с тем, что соотношение компонентов 2:1 имеет большее содержание нано-CuO по сравнению с 1:1, как правило, наночастицы могут усилить полимерную матрицу [20, 21].

В дальнейшем исследованы напряжение при сжатии при относительной деформации 10 %, твердость *D* по Шору и плотность чистого СВМПЭ и ПКМ на его основе, результаты представлены на рис. 3.

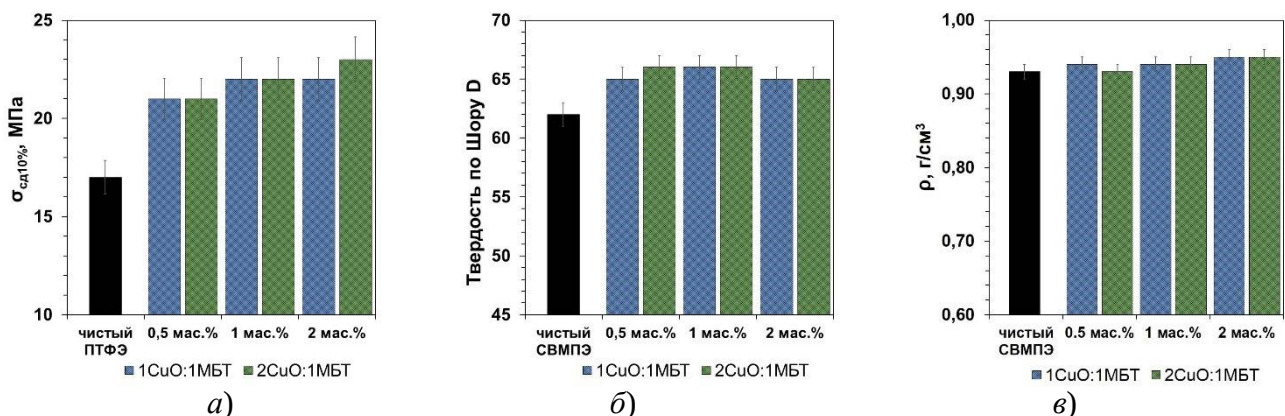


Рис. 3. Напряжение при сжатии при относительной деформации 10 % (*a*), твердость *D* по Шору (*b*) и плотность (*c*) СВМПЭ и ПКМ на его основе

Fig. 3. Compressive stress at a relative deformation of 10 % (*a*), Shore *D* hardness (*b*) and density (*c*) of UHMWPE and PCM based on it

Напряжение при сжатии при установленной относительной деформации 10 % композитов повышается во всех композитах на 23...35 %, достигая максимума при 2 % масс. содержания наполнителей, что видно Из рис. 3, а. Используемый наноразмерный наполнитель CuO имеет округлую форму (см. рис. 1), а второй компонент комплексного наполнителя МБТ является органическим соединением. В связи с этим, повышение значений напряжения при сжатии можно объяснить усилением полимерной матрицы комплексным наполнителем CuO/МБТ.

Данное обстоятельство подтверждает об эффективной передачи нагрузки от матрицы к наполнителю при сжатии [2]. Показатель твердости по Шору D композитов повысилась на 5...6 % по сравнению с полимерной матрицей. В случае увеличения твердости по Шору D, помимо вышеперечисленных эффектов, можно объяснить тем, что твердый оксид металла CuO может препятствовать проникновению индентора в полимерную матрицу. Таким образом, введение CuO/МБТ к СВМПЭ подтвердило их усиливающий эффект, благодаря которым

улучшились некоторые эксплуатационные свойства. Плотность нанокompозитов СВМПЭ незначительно увеличивается относительно чистого полимера, достигая максимума при соотношении 2 % масс. CuO/МБТ в обоих соотношениях. Возможно, такое изменение плотности образцов связано с более высокой плотностью оксида меди, а также повышением совместимости CuO/МБТ с полимерной матрицей. Похожие результаты изменения плотности СВМПЭ при добавлении наноразмерных наполнителей были показаны в работах других авторов [3, 13].

Механические свойства кристаллизующихся полимеров в основном зависят от изменений параметров надмолекулярной структуры. Поэтому с целью охарактеризовать структурные изменения полученных материалов и для объяснения физико-механических свойств ПКМ были проведены исследования методами РСА, ДСК и СЭМ. Результаты степени кристалличности и среднего размера кристаллитов исходного СВМПЭ и ПКМ, полученные методом РСА приведены в табл. 1.

1. Степень кристалличности, средний размер кристаллитов СВМПЭ и ПКМ

1. The degree of crystallinity, the average size of UHMWPE and PCM crystallites

Образец	$\alpha_{\text{РСА}}, \%$	$L, \text{ нм}$
Исходный СВМПЭ	51,0	30,15
СВМПЭ + 0,5 % масс. 1CuO/1МБТ	52,2	30,80
СВМПЭ + 1 % масс. 1CuO/1МБТ	51,5	31,83
СВМПЭ + 2 % масс. 1CuO/1МБТ	49,8	31,55
СВМПЭ + 0,5 % масс. 2CuO/1МБТ	52,0	31,13
СВМПЭ + 1 % масс. 2CuO/1МБТ	50,5	31,44
СВМПЭ + 2 % масс. 2CuO/1МБТ	48,1	32,46
<i>Примечание.</i> $\alpha_{\text{РСА}}$ – степень кристалличности; L – средний размер кристаллитов.		

Степень кристалличности ПКМ при содержании 0,5 % масс. комплексных наполнителей выше на 1,0...1,2 % относительно исходного СВМПЭ что видно из табл. 1. При увеличении содержания наполнителей в композитах наблюдается снижение степени кристалличности $\alpha_{\text{РСА}}$ независимо от массового соотношения компонентов 1:1 или 2:1. В то же время средний размер кристаллитов ПКМ повышается с увеличением содержания наполнителей независимо от их соотношения. Данное обстоятельство можно объяснить тем, что сравнительно большое количество комплексных наполнителей приводит к торможению процесса кристаллизации полимера за счет

стерических ограничений. Это обусловлено взаимодействиям макромолекул полимера с поверхностью наполнителей, т. е. сворачивание полимерной цепи ограничивается, а рост кристаллов прерывается [19].

Результаты исследований термодинамических параметров ПКМ на основе СВМПЭ приведены на рис. 4 и в табл. 2. Кривые нагревания ДСК на рис. 2 показывают, что не зафиксировано дополнительных эндотермических пиков для СВМПЭ и CuO/МБТ. Наблюдается некоторое смещение пиков композитов относительно полимерной матрицы в сторону более низкой температуры плавления из-за присутствия комплексных наполнителей.

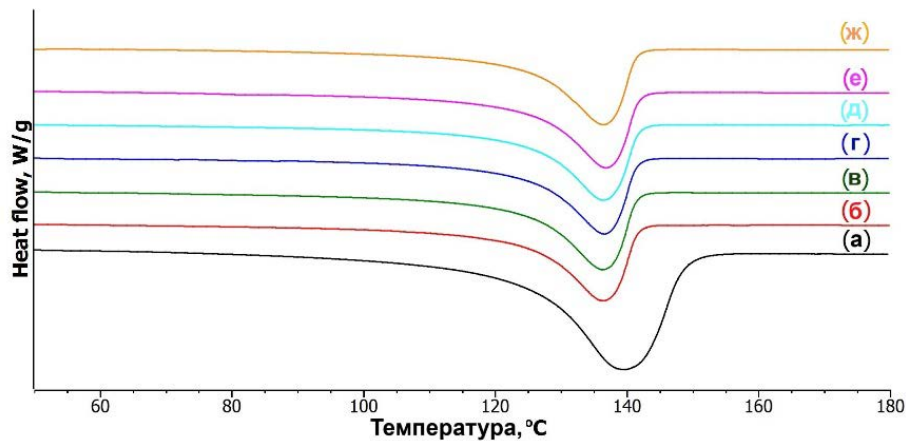


Рис. 4. ДСК-кривые образцов:

a – исходный СВМПЭ; *б* – СВМПЭ + 0,5 % масс. 1CuO/1МБТ; *в* – СВМПЭ + 1 % масс. 1CuO/1МБТ; *г* – СВМПЭ + 2 % масс. 1CuO/1МБТ; *д* – СВМПЭ + 0,5 % масс. 2CuO/1МБТ; *е* – СВМПЭ + 1 % масс. 2CuO/1МБТ; *ж* – СВМПЭ + 2 % масс. 2CuO/1МБТ

Fig. 4. DSC curves of samples:

a – initial UHMWPE; *b* – UHMWPE + 0,5 % wt. 1CuO/1MBT; *c* – UHMWPE + 1 % wt. 1CuO/1MBT; *d* – UHMWPE + 2% wt. 1CuO/1MBT; *e* – UHMWPE + 0.5% wt. 2CuO/1MBT; *f* – UHMWPE + 1 % wt. 2CuO/1MBT; *g* – UHMWPE + 2 % wt. 2CuO/1 MB

2. Термодинамические свойства СВМПЭ и ПКМ

2. Thermodynamic properties of UHMWPE and PCM

Образец	$T_{пл}$, °C	$H_{пл}$, Дж/г	$\alpha_{ДСК}$, %
Исходный СВМПЭ	137,8	132,4	45,2
СВМПЭ + 0,5 % масс. 1CuO/1МБТ	136,4	132,1	45,1
СВМПЭ + 1 % масс. 1CuO/1МБТ	136,3	130,2	44,8
СВМПЭ + 2 % масс. 1CuO/1МБТ	136,5	127,8	43,6
СВМПЭ + 0,5 % масс. 2CuO/1МБТ	136,5	132,0	45,0
СВМПЭ + 1 % масс. 2CuO/1МБТ	136,8	128,7	43,9
СВМПЭ + 2 % масс. 2CuO/1МБТ	136,5	126,3	43,1

Примечание. $T_{пл}$ – температура плавления; $H_{пл}$ – энтальпия плавления; $\alpha_{ДСК}$ – степень кристалличности

Из результатов термодинамических свойств ПКМ видно, что с добавлением комплексных наполнителей в СВМПЭ температура плавления снижается примерно на ~1,0...1,5 °C. Это может быть связано из-за содержания комплексных наполнителей, включающих наноразмерный CuO, а также снижением энтальпии плавления [22]. Температура плавления между ПКМ независимо от соотношения и содержания наполнителей остается примерно постоянной. Энтальпия плавления в полимерных композитах с 0,5 % масс. содержания наполнителей в обоих соотношениях остается на уровне исходного полимера. При

дальнейшем увеличении содержания наполнителей от 1 до 2 % масс. в полимерной матрице приводит к снижению теплоты плавления и степени кристалличности ПКМ. Подобное изменение приведенных показателей можно объяснить тем, что гетерогенное зародышеобразование с комплексными наполнителями может препятствовать гомогенному зародышеобразованию, как у исходного СВМПЭ [23]. Известно, что большое количество наночастиц препятствует движению молекулярной цепи и, т. о. замедляет рост кристалла, тем самым происходит уменьшение кристалличности полимера [22 – 25].

Исходя из этих соображений, можно сказать, что добавление комплексных наполнителей может препятствовать складыванию молекулярных цепочек СВМПЭ в кристаллические образования, на это также указывает снижение степени кристалличности, полученных методом РСА (см. табл. 1). Таким образом, сочетание вышеуказанных факторов вполне может снизить энтальпию плавления полимерных композитов, соответственно наблюдается уменьшение степени кристалличности с увеличением содержания наполнителя. Стоит отметить, что уменьшение значений теплоты плавления сильнее наблюдается в композитах с 2CuO/1МБТ по сравнению с ПКМ, содержащим 1CuO/1МБТ. Подобное отличие значений

теплот плавления ПКМ можно объяснить тем, что содержание наноразмерного CuO выше в соотношении 2:1 по сравнению с соотношением 1:1 при одинаковом массовом содержании наполнителя.

Надмолекулярная структура исходного СВМПЭ представляет собой пластинчатую кристаллическую структуру, которая хорошо изучена [26]. Модификация СВМПЭ введением наполнителей CuO/МБТ приводит к изменению надмолекулярной структуры. Результаты исследования методом СЭМ надмолекулярной структуры ПКМ в зависимости от содержания наполнителей и соотношения компонентов приведены на рис. 5.

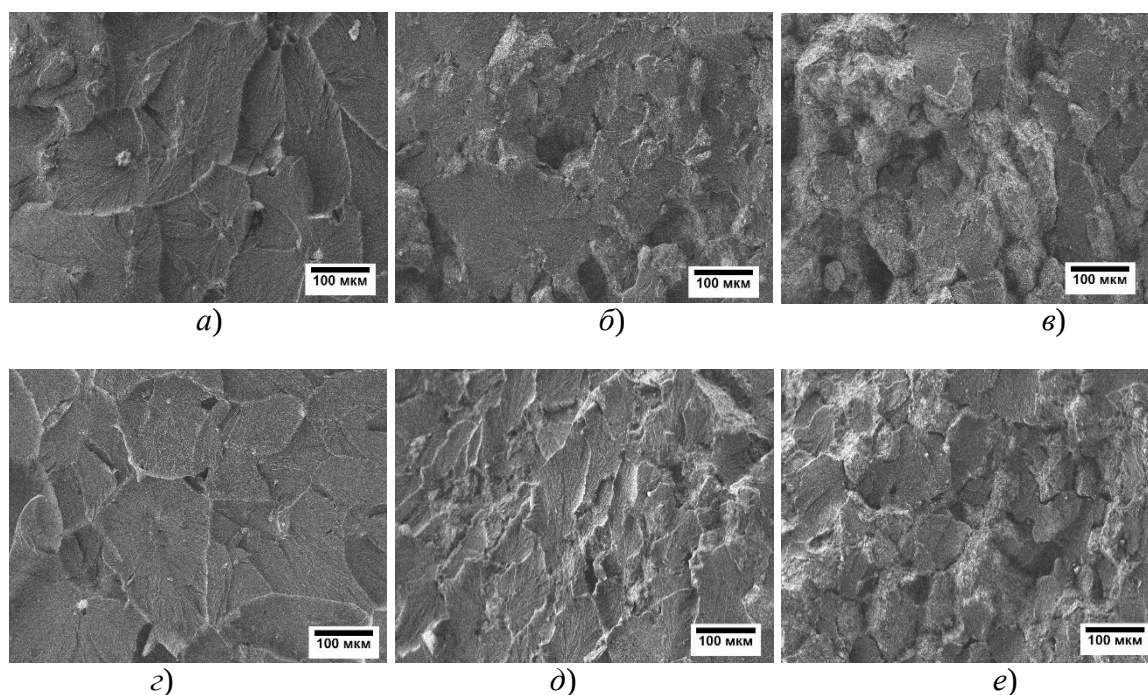


Рис. 5. СЭМ-изображения надмолекулярной структуры ПКМ:

a – СВМПЭ + 0,5 % масс. 1CuO/1МБТ; *б* – СВМПЭ + 1 % масс. 1CuO/1МБТ; *в* – СВМПЭ + 2 % масс. 1CuO/1МБТ; *г* – СВМПЭ + 0,5 % масс. 2CuO/1МБТ; *д* – СВМПЭ + 1 % масс. 2CuO/1МБТ; *е* – СВМПЭ + 2 % масс. 2CuO/1МБТ

Fig. 5. SEM images of the supramolecular structure of the PCM:

a – UHMWPE + 0,5 % wt. 1CuO/1MBT; *b* – UHMWPE + 1 % wt. 1CuO/1MBT; *c* – UHMWPE + 2 % wt. 1CuO/1MBT; *d* – UHMWPE + 0,5% wt. 2CuO/1MBT; *f* – UHMWPE + 1 % by weight. 2CuO/1MBT; *g* – UHMWPE + 2 % wt. 2CuO/1 MB

Надмолекулярная структура ПКМ при наполнении 0,5 % масс. показывает, что в образцах формируются сферолиты с размерами несколько сот микрометров, как видно из рис. 5, *a*, *г*. Такая надмолекулярная структура характеризуется увеличением степени кристалличности по сравнению с другими образцами ПКМ.

В композитах с содержанием 1 % масс. комплексного наполнителя наблюдается изменение надмолекулярной структуры

ПКМ с формированием большого количества более мелких сферолитов.

При увеличении содержания наполнителя до 2 % масс. в СВМПЭ формируется неоднородная и дефектная сферолитоподобная структура, в которых выявлено снижение степени кристалличности методом РСА и ДСК. Возможно, происходит формирование более разрыхленной структуры из-за большого содержания наполнителей, что препятствует формированию более упорядоченных сферолитов. Стоит отметить, что заметное отличие

надмолекулярной структуры можно видеть при сравнении между ПКМ, содержащим 1 % масс. наполнителей, в зависимости от соотношения 1:1 и 2:1. Несмотря на подобное изменение надмолекулярной структуры композитов, все они обладают улучшенными физико-механическими свойствами. Данное обстоятельство косвенно может свидетельствовать об усиливающем влиянии наполнителей за счет сильного взаимодействия между ними и полимерной матрицей.

Выводы

Проведенные исследования показали, что введение комплексных наполнителей CuO/МБТ, отличающихся массовым соотношением компонентов 1:1 и 2:1, в СВМПЭ приводит к повышению прочности при растяжении на 15...31 % и относительного удлинения при разрыве на 10...17 % по сравнению с исходным полимером. Напряжение при сжатии ПКМ повысилась на 23...35 % и твердость D по Шору на 5...6 %. Структурные исследования методом электронной микроскопии показало образование сферолитных структур.

Установлено снижение степени кристалличности α PC с увеличением содержания наполнителей от 0,5 до 2 % масс. в СВМПЭ, также, как и энтальпия плавления и α ДСК. Подобные изменения в структурных параметрах ПКМ могут свидетельствовать об усилении взаимодействия комплексных наполнителей с полимерной матрицей. Разработанные материалы благодаря улучшенным физико-механическим свойствам могут найти применение в качестве защитных покрытий и футеровок.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Patil N.A., Njuguna J., Kandasubramanian B. UHMWPE for biomedical applications: Performance and functionalization // *European Polymer Journal*. 2020. Vol. 125. P. 109529.
2. Padhan M., Marathe U., Bijwe J. A comparative assessment of nano and microparticles of carbides for performance augmentation of UHMWPE in abrasive and erosive wear modes // *Wear*. 2023. Vol. 514. P. 204568.
3. Amurin L.G., Felisberto M.D., Ferreira F.L., et al. Multifunctionality in ultra-high molecular weight polyethylene nanocomposites with reduced graphene oxide: Hardness, impact and tribological properties // *Polymer*. 2022. Vol. 240. P. 124475.
4. Tian Y., Guo L. Adhesion performance of UHMWPE fiber treated with polyethylene wax grafted methyl methacrylate alone or in conjunction with silane coupling agent // *Journal of Adhesion Science and Technology*. 2021. Vol. 35. №. 11. P. 1219–1235.
5. Zec J., Tomić N. Z., Zrilić M., Lević S., Marinković A., Heinemann R.J. Optimization of Al₂O₃ particle modification and UHMWPE fiber oxidation of EVA based hybrid composites: Compatibility, morphological and mechanical properties // *Composites Part B: Engineering*. 2018. Vol. 153. P. 36–48.
6. Danilova S.N., Ivanov A.N., Spiridonov A.M., Abakunova E.V., Okhlopko A.A. Polymer-silicate composites based on ultra-high molecular weight polyethylene and organo-modified montmorillonite // *Materials Today Communications*. 2023. Vol. 37. P. 107408.
7. Shelly D., Lee S.Y., Park S.J. Compatibilization of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) fibers and their composites for superior mechanical performance: A concise review // *Composites Part B: Engineering*. 2024. P. 111294.
8. Karger-Kocsis J., Mahmood H., Pegoretti A. Recent advances in fiber/matrix interphase engineering for polymer composites // *Progress in Materials Science*. 2015. Vol. 73. P. 1–43.
9. Feng J., Venna S.R., Hopkinson D.P. Interactions at the interface of polymer matrix-filler particle composites // *Polymer*. 2016. Vol. 103. P. 189–195.
10. Aparna A., Sethulekshmi A.S., Jayan J.S., Saritha A., Joseph K. Recent advances in boron nitride-based hybrid polymer nanocomposites // *Macromolecular Materials and Engineering*. 2021. Vol. 306. №. 11. P. 2100429.
11. Praveenkumara J., Madhu P., Yashas Gowda T.G., Sanjay M.R., Siengchin S. A comprehensive review on the effect of synthetic filler materials on fiber-reinforced hybrid polymer composites // *The Journal of the Textile Institute*. 2022. Vol. 113. №. 7. P. 1231–1239.
12. Cazan C., Enesca A., Andronic L. Synergic effect of TiO₂ filler on the mechanical properties of polymer nanocomposites // *Polymers*. 2021. Vol. 13. №. 12. P. 2017.
13. Cao Z., Shi G., Yan X., Wang Q. In situ fabrication of CuO/UHMWPE nanocomposites and their tribological performance // *Journal of Applied Polymer Science*. 2019. Vol. 136. №. 36. P. 47925.
14. Jatti V.S., Singh T.P. Copper oxide nano-particles as friction-reduction and anti-wear additives in lubricating oil // *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2015. Vol. 29. P. 793–798.
15. Wang Z., Ma Y., Guo L., Tong J. Influence of polyphenyl ester and nanosized copper filler on the tribological properties of carbon fibre-reinforced ultra-high-molecular-weight polyethylene composites // *Journal of Thermoplastic Composite Materials*. 2018. Vol. 31. №. 11. P. 1483–1496.
16. Li W., Feng M., Liu X., Yang J. Improvement of Copper Oxides-coated Ultra-high Molecular Weight Polyethylene Fibers Reinforced Rigid Polyurethane Composites in Strength and Toughness // *Fibers and Polymers*. 2021. Vol. 22. P. 1883–1888.
17. Ushakov A.V., Karpov I.V., Fedorov L.U., Lepeshev A.A. Mechanical and tribological properties of complex-modified material based on ultra-high molecular weight polyethylene and CuO // *Journal of Friction and Wear*. 2014. Vol. 35. P. 7–11.

18. Skotnicka A., Kabatc-Borcz J. Design, Synthesis, and Spectral Properties of Novel 2-Mercaptobenzothiazole Derivatives // *Materials*. 2024. Vol. 17. № 1. P. 246.

19. Danilova S.N., Okhlopko A.A., Yarusova S.B. et al. Study on the Impact of a Combination of Synthetic Wollastonite and 2-Mercaptobenzothiazole-Based Fillers on UHMWPE Polymeric Matrix // *Journal of Composites Science*. 2023. Vol. 7. № 10. P. 431.

20. Lin E.Y., Frischknecht A.L., Riggelman R.A. Origin of mechanical enhancement in polymer nanoparticle (NP) composites with ultrahigh NP loading // *Macromolecules*. 2020. Vol. 53. № 8. P. 2976–2982.

21. Safaei M.M., Abedinzadeh R., Khandan A., Barbaz-Isfahani R., Toghraie D. Synergistic effect of graphene nanosheets and copper oxide nanoparticles on mechanical and thermal properties of composites: Experimental and simulation investigations // *Materials Science and Engineering: B*. 2023. Vol. 289. P. 116248.

22. Zhang R., Tian J., Wu Y., Chou W., Yang J., Xue P. An investigation on shape memory behaviors of UHMWPE-based nanocomposites reinforced by graphene nanoplatelets // *Polymer Testing*. 2021. Vol. 99. P. 107217.

23. Gu J., Li N., Tian L., Lv Z., Zhang Q. High thermal conductivity graphite nanoplatelet/UHMWPE nanocomposites // *Rsc Advances*. 2015. Vol. 5. № 46. P. 36334–36339.

24. Wang K.H., Choi M.H., Koo C.M., et al. Morphology and physical properties of polyethylene/silicate nanocomposite prepared by melt intercalation // *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*. 2002. Vol. 40. № 14. P. 1454–1463.

25. Alapati S., Meledath J.T., Karmarkar A. Effect of morphology on electrical treeing in low density polyethylene nanocomposites // *IET Science, Measurement & Technology*. 2014. Vol. 8. № 2. P. 60–68.

26. Bucknall C., Altstädt V., Auhl D., et al. Structure, processing and performance of ultra-high molecular weight polyethylene (IUPAC Technical Report). Part 2: crystallinity and supra molecular structure // *Pure and Applied Chemistry*. 2020. Vol. 92. № 9. P. 1485–1501.

REFERENCES

1. Patil N.A., Njuguna J., Kandasubramanian B. UHMWPE for biomedical applications: Performance and functionalization // *European Polymer Journal*. 2020. Vol. 125. P. 109529.

2. Padhan M., Marathe U., Bijwe J. A comparative assessment of nano and microparticles of carbides for performance augmentation of UHMWPE in abrasive and erosive wear modes // *Wear*. 2023. Vol. 514. P. 204568.

3. Amurin L.G., Felisberto M.D., Ferreira F.L., et al. Multifunctionality in ultra-high molecular weight polyethylene nanocomposites with reduced graphene oxide: Hardness, impact and tribological properties // *Polymer*. 2022. Vol. 240. P. 124475.

4. Tian Y., Guo L. Adhesion performance of UHMWPE fiber treated with polyethylene wax grafted methyl methacrylate alone or in conjunction with silane

coupling agent // *Journal of Adhesion Science and Technology*. 2021. Vol. 35. № 11. P. 1219–1235.

5. Zec J., Tomić N. Z., Zrilić M., Lević S., Marinković A., Heinemann R.J. Optimization of Al₂O₃ particle modification and UHMWPE fiber oxidation of EVA based hybrid composites: Compatibility, morphological and mechanical properties // *Composites Part B: Engineering*. 2018. Vol. 153. P. 36–48.

6. Danilova S.N., Ivanov A.N., Spiridonov A.M., Abakunova E.V., Okhlopko A.A. Polymer-silicate composites based on ultra-high molecular weight polyethylene and organo-modified montmorillonite // *Materials Today Communications*. 2023. Vol. 37. P. 107408.

7. Shelly D., Lee S.Y., Park S.J. Compatibilization of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) fibers and their composites for superior mechanical performance: A concise review // *Composites Part B: Engineering*. 2024. P. 111294.

8. Karger-Kocsis J., Mahmood H., Pegoretti A. Recent advances in fiber/matrix interphase engineering for polymer composites // *Progress in Materials Science*. 2015. Vol. 73. P. 1–43.

9. Feng J., Venna S.R., Hopkinson D.P. Interactions at the interface of polymer matrix-filler particle composites // *Polymer*. 2016. Vol. 103. P. 189–195.

10. Aparna A., Sethulekshmi A.S., Jayan J.S., Saritha A., Joseph K. Recent advances in boron nitride based hybrid polymer nanocomposites // *Macromolecular Materials and Engineering*. 2021. Vol. 306. № 11. P. 2100429.

11. Praveenkumara J., Madhu P., Yashas Gowda T.G., Sanjay M.R., Siengchin S. A comprehensive review on the effect of synthetic filler materials on fiber-reinforced hybrid polymer composites // *The Journal of the Textile Institute*. 2022. Vol. 113. № 7. P. 1231–1239.

12. Cazan C., Enesca A., Andronic L. Synergic effect of TiO₂ filler on the mechanical properties of polymer nanocomposites // *Polymers*. 2021. Vol. 13. № 12. P. 2017.

13. Cao Z., Shi G., Yan X., Wang Q. In situ fabrication of CuO/UHMWPE nanocomposites and their tribological performance // *Journal of Applied Polymer Science*. 2019. Vol. 136. № 36. P. 47925.

14. Jatti V.S., Singh T.P. Copper oxide nano-particles as friction-reduction and anti-wear additives in lubricating oil // *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2015. Vol. 29. P. 793–798.

15. Wang Z., Ma Y., Guo L., Tong J. Influence of polyphenyl ester and nanosized copper filler on the tribological properties of carbon fibre-reinforced ultra-high-molecular-weight polyethylene composites // *Journal of Thermoplastic Composite Materials*. 2018. Vol. 31. № 11. P. 1483–1496.

16. Li W., Feng M., Liu X., Yang J. Improvement of Copper Oxides-coated Ultra-high Molecular Weight Polyethylene Fibers Reinforced Rigid Polyurethane Composites in Strength and Toughness // *Fibers and Polymers*. 2021. Vol. 22. P. 1883–1888.

17. Ushakov A.V., Karpov I.V., Fedorov L.U., Lepeshev A.A. Mechanical and tribological properties of complex-modified material based on ultra high molecular weight polyethylene and CuO // *Journal of Friction and Wear*. 2014. Vol. 35. P. 7–11.

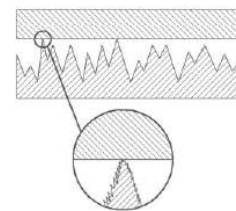
18. Skotnicka A., Kabatc-Borcz J. Design, Synthesis, and Spectral Properties of Novel 2-Mercaptobenzothiazole Derivatives // *Materials*. 2024. Vol. 17. № 1. P. 246.
19. Danilova S.N., Okhlopko A.A., Yarusova S.B. et al. Study on the Impact of a Combination of Synthetic Wollastonite and 2-Mercaptobenzothiazole-Based Fillers on UHMWPE Polymeric Matrix // *Journal of Composites Science*. 2023. Vol. 7. № 10. P. 431.
20. Lin E.Y., Frischknecht A.L., Riggleman R.A. Origin of mechanical enhancement in polymer nanoparticle (NP) composites with ultrahigh NP loading // *Macromolecules*. 2020. Vol. 53. № 8. P. 2976–2982.
21. Safaei M.M., Abedinzadeh R., Khandan A., Barbaz-Isfahani R., Toghraye D. Synergistic effect of graphene nanosheets and copper oxide nanoparticles on mechanical and thermal properties of composites: Experimental and simulation investigations // *Materials Science and Engineering: B*. 2023. Vol. 289. P. 116248.
22. Zhang R., Tian J., Wu Y., Chou W., Yang J., Xue P. An investigation on shape memory behaviors of UHMWPE-based nanocomposites reinforced by graphene nanoplatelets // *Polymer Testing*. 2021. Vol. 99. P. 107217.
23. Gu J., Li N., Tian L., Lv Z., Zhang Q. High thermal conductivity graphite nanoplatelet/UHMWPE nanocomposites // *Rsc Advances*. 2015. Vol. 5. № 46. P. 36334–36339.
24. Wang K.H., Choi M.H., Koo C.M., et al. Morphology and physical properties of polyethylene/silicate nanocomposite prepared by melt intercalation // *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics*. 2002. Vol. 40. № 14. P. 1454–1463.
25. Alapati S., Meledath J.T., Karmarkar A. Effect of morphology on electrical treeing in low density polyethylene nanocomposites // *IET Science, Measurement & Technology*. 2014. Vol. 8. № 2. P. 60–68.
26. Bucknall C., Altstädt V., Auhl D., et al. Structure, processing and performance of ultra-high molecular weight polyethylene (IUPAC Technical Report). Part 2: crystallinity and supra molecular structure // *Pure and Applied Chemistry*. 2020. Vol. 92. № 9. P. 1485–1501.

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 27.04.2024; одобрена после рецензирования 18.08.2024; принята к публикации 03.09.2024.

The article was submitted 17.04.2024; approved after reviewing 18.08.2024; accepted for publication 03.09.2024.



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 11 (161). С. 24-31.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 11 (161). P. 24-31.

Научная статья
УДК 621.7+06
doi: 10.30987/2223-4608-2024-24-31

Методы повышения физико-механических и трибологических характеристик тяжелонагруженных металлических и металлополимерных трибосистем

Владимир Иванович Колесников¹, акад. РАН, д.т.н.

Петр Данилович Мотренко², д.т.н.

Ольга Александровна Беляк³, д.ф.-м.н.

Игорь Владимирович Колесников⁴, чл.-корр. РАН, д.т.н.

Кирилл Николаевич Политыко⁵, аспирант

Александр Иванович Воропаев⁶, аспирант

¹ Ростовский государственный университет путей сообщения, Ростов-на-Дону, Россия

² Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия

¹ kvi@rgups.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4323-9268>

² priemnaya_gd@rostvert.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

³ o_bels@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9487-0423>

⁴ oooedt@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3265-0871>

⁵ politykokirill@yandex.ru, <https://orcid.org/0009-0008-4633-5013>

⁶ vai_nano@rgups.ru, <https://orcid.org/0000-0001-7564-8803>

Аннотация. Представлена методология для металлополимерных узлов трения превращения процесса трения из разрушительного в созидательный для широкого класса трибоматериалов фрикционного и антифрикционного назначения, а также смазок. Для металлических трибосистем созидательным направлением представлены исследования нитридных, алмазоподобных (DLC), высокоэнтропийных (ВЭС) покрытий. Рассмотрены основные современные методы нанесения покрытий: вакуумно-дуговой метод осаждения покрытий, магнетронный метод распыления, ионное осаждение из паровой фазы углеродных покрытий класса DLC. Рассмотрены особенности высокоэнтропийных покрытий (ВЭП) и покрытий с эффектом памяти формы (ЭПФ). Описаны основные преимущества и недостатки данных методов, а также представлены современные виды покрытий, получаемые PVD-методом. Описаны материалы и методы исследований, включающие в себя нанесение покрытий на установку BRV600, исследование физико-механических свойств, трибологические испытания. Для получения высоких показателей физико-механических и трибологических характеристик определены следующие параметры: для нитридных покрытий CrAlSiN – оптимальная толщина, для углеродных покрытий класса DLC и комбинированных покрытий CrAlSiN + DLC – оптимальная толщина покрытий и технологические режимы нанесения покрытий – величина подачи азота %N и ток индукционных катушек λ , для высокоэнтропийных покрытий TiCrZrHfNb – толщина покрытия, а для CuCrMnFeCoNi влияние меди на коэффициент трения и износостойкость. Полученные покрытия нашли свое применение в тяжелонагруженных трибосистемах: лопатки турбокомпрессора тепловоза 2ТЭ25А и шлицевого соединения трансмиссии хвостового винта вертолета МИ-26. Высокоэнтропийные покрытия предложены для демпферов, которые устанавливаются в узлах крепления двигателя к пилону или пилона к крылу магистрального самолета.

Ключевые слова: машиностроение, трибология, методы получения вакуумных покрытий, DLC-покрытия, высокоэнтропийные покрытия, покрытия с эффектом памяти формы, фрикционные и антифрикционные узлы трения

Благодарности: исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-30007) в Ростовском государственном университете путей сообщения.

Для цитирования: 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 // Научно-технические технологии в машиностроении. 2024. № 8 (158). С. 24–31. doi: 10.30987/2223-4608-2024-24-31

Methods for improving stress-strain properties and tribological characteristics of heavily loaded metal and polymer tribosystems

Vladimir I. Kolesnikov¹, Academician of the RAS, D. Eng.

Peter D. Motrenko², D. Eng.

Olga A. Belyak³, Dr. Sci in Physics and Maths

Igor V. Kolesnikov⁴, Associate Member, D. Eng.

Kirill N. Polityko⁵, PG student

Alexander I. Voropaev⁶, PG student

¹ Rostov State University of Railways, Rostov-on-Don, Russia

² Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

¹ kvi@rgups.ru

² priemnaya_gd@rostvert.ru

³ o_bels@mail.ru

⁴ oooedt@rambler.ru

⁵ politykokirill@yandex.ru

⁶ vai_nano@rgups.ru

Abstract. An approach for transformation of destructive friction force to creative one in metal polymer friction units including a wide class of friction and antifriction tribomaterials, as well as lubricants, is presented in the article. For metal tribosystems, the research of nitride, diamond-like (DLC), high-energy coatings (HEC) is presented as creative possibilities. The main modern coating methods are viewed: vacuum arc deposition method of coatings, magnetron spraying method, ion vapor deposition of carbon coatings of the DLC class. The features of high-entropy coatings (HPC) and coatings with form memory effect (FME) are discussed. The main advantages and disadvantages of these methods are described, as well as modern types of coatings obtained by the PVD method are presented. Materials and research methods are given, including deposition of coating by BRV600 installation, investigation of physical and mechanical properties, tribological tests. To obtain high indicators of physical and mechanical properties and tribological characteristics, the following parameters were determined: for nitride coatings CrAlSiN – the optimal thickness, for carbon coatings of the DLC class and combined coatings CrAlSiN + DLC – the optimal coating thickness and technological modes of coating deposition – the amount of nitrogen supply %N and the current of induction coils λ , for high-energy coatings TiCrZrHfNb is the coating thickness, and for CuCrMnFeCoNi the effect of copper on the friction ratio and wear resistance. To obtain high indicators of physical and mechanical properties and tribological characteristics, the following parameters were determined: for nitride coatings CrAlSiN – the optimal thickness, for carbon coatings of the DLC class and combined coatings CrAlSiN + DLC – the optimal coating thickness and technological modes of coating deposition – the amount of nitrogen supply %N and the current of induction coils λ , for high-energy coatings TiCrZrHfNb is the coating thickness, and for CuCrMnFeCoNi the effect of copper on the friction ratio and wear resistance. The obtained coatings have found their application in heavily loaded tribosystems: the blades of the turbocharger of the 2TE25A diesel locomotive and the spline connection of the transmission of the steering rotor of the MI-26 helicopter. High-entropy coatings are proposed for dampers that are installed in the attachment points of the engine to the pylon or the pylon to the wing of the long-haul aircraft.

Keywords: mechanical engineering, tribology, methods for obtaining vacuum coatings, DLC coatings, high-entropy coatings, coatings with form memory effect, friction and anti-friction units

Acknowledgements: the research was funded with a grant at the expense of the Russian Science Foundation (project No. 21-79-30007) at the Rostov State University of Railway Engineering

For citation: Kolesnikov V.I., Motrenko P.D., Belyak O.A., Kolesnikov I.V., Polityko K.N., Voropaev A.I. Methods for improving stress-strain properties and tribological characteristics of heavily loaded metal and polymer tribosystems / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 8 (158). P. 24–31. doi: 10.30987/2223-4608-2024-24-31

Введение

В машиностроении используется множество узлов трения, которые являются

важнейшим элементом в работе машин и механизмов. Узлы могут быть различной конструкции и назначения, но все они имеют один общий принцип работы – трение между двумя

поверхностями. Узлы трения являются одним из важнейших элементов в машиностроении. Важность

заключается в обеспечении плавной, безопасной и безотказной работы механизмов машиностроения [1].

Выполненные теоретические и экспериментальные исследования для металлополимерных узлов трения позволили сформировать рекомендации по выбору наполнителей, армирующих и легирующих элементов как для фрикционных, так и антифрикционных узлов трения:

– для фрикционных («колесо – тормозная колодка» подвижного состава, «диск – тормозная накладку» и др.) основанием послужили разработанные комплексы программ квантовохимических расчетов по оценке влияния диффузионно-сегрегационных процессов на прочностные характеристики рабочих поверхностей трибосистем. В результате расчетных значений энергии химической связи разработана аттестация сегрегированных атомов, упрочняющих связь между кристаллами в железе и на этой основе определены элементы, добавляемые в композит и способствующие упрочнению и износостойкости металлического контртела за счет их диффузии при трении;

– для трибосистем антифрикционного назначения на основе метода неравновесной термодинамики установлены закономерности формирования пленки фрикционного переноса (ПФП) – вторичных поверхностных структур полимерных композитных материалов на металлическое контртело и показано, что кинетика процесса образования ПФП определяется величиной и направлением трибоЭДС;

– для металлических трибосистем соиздательным направлением, повышающим износостойкость и долговечность трибосопрежения является нанесение многофункциональных покрытий (нитридных, углеродных, высокоэнтропийных и с эффектом памяти формы) на металлическую поверхность трибосопрежения. При этом перспективные научные достижения относятся к углеродным материалам, среди которых выделяются алмазоподобные (DLC)-покрытия, основу которых составляет набор sp^2 – sp^3 -электронных конфигураций. Прежде чем рассмотреть методы получения

вакуумных покрытий, отметим, что вакуумная ионно-плазменная технология формирует покрытия на основе сильных межатомных связей, которые обладают высокой адгезионной и когезионной прочностью. Однако актуальность еще и в экономии дорогостоящих материалов для изделий, т. к. функциональной зоной является только поверхность, а не весь объем материала, а также достижения высоких эксплуатационных свойств на поверхности изделия.

Методы получения вакуумных покрытий

Вакуумно-дуговой метод осаждения покрытий. Реализация данного метода осуществляется за счет образования вакуумно-дугового разряда в высоком вакууме до 10^{-4} Па, который развивается в парах материала катода и приводит к генерации катодных пятен размером $10^{-6} \dots 10^{-3}$ м на поверхности самого катода, в котором за счет взрывной эмиссии электронов происходит быстрое достижение температуры кипения материала, что способствует его испарению [2]. Возникший разряд устойчиво горит в парах материала катода при стабилизации напряжения 32 В и силе регулируемого тока 90...200 А. Для ионизации и ускорения ионов плазмы на детали подается отрицательный потенциал опорного напряжения от 60 до 1000 В [3, 4].

Основной недостаток метода состоит в наличии капельной фазы в плазменном потоке размером 0,1...40 мкм. Осаждения микрокапель на поверхность подложки приводит к формированию неоднородной поверхности, повышая шероховатость, уменьшая адгезию покрытия с подложкой, увеличивая внутренние напряжения, приводя к росту дефектов структуры. Для снижения содержания капельной фазы в плазме используют сепарацию плазменного потока с помощью магнитного поля и оптимизацию электрических параметров установки для нанесения вакуумных покрытий [5].

Цель образования покрытий с помощью вакуумно-дугового метода заключается в получении защитных покрытий с сочетанием высоких физико-механических характеристик и низкого коэффициента трения. За годы развития вакуумных технологий учеными разработано множество видов покрытий для различных отраслей машиностроения, широкую

известность среди этих покрытий получили: нитридные покрытия, нанослойные композиционные покрытия.

Магнетронный метод распыления.

Реализация данного метода осуществляется путем создания высокого напряжения в разряженной газовой среде (обычно в аргоне) для создания плазмы тлеющего разряда в вакууме $10^{-3} \dots 10^{-2}$ Па при температуре $100 \dots 250$ °С. При распылении ионы плазмы бомбардируют мишень из материала наносимого покрытия и выбивают атомы, сообщая им энергию, достаточную для перемещения к покрываемой детали и осаждения на ней. В этой технологии используются магниты, локализирующие плазму тлеющего разряда на отдельных участках мишени, при этом увеличивается плотность ионов, бомбардирующих поверхность. Магнетронный метод обладает рядом преимуществ в сравнении с вакуумно-дуговым методом: отсутствует капельная фаза, распыленные частицы имеют меньшую температуру, подложка не перегревается [6].

Основные преимущества данного метода заключаются в возможности повторения точного состава мишени в покрытии с высокой плотностью структуры, использование любого материала для нанесения на подложку, нанесение покрытий при низких температурах, возможностью управления качества получаемых покрытий с помощью изменения параметров процесса нанесения, а недостатком является – небольшая скорость напыления, низкий КПД, слабая адгезия покрытия с подложкой, нестабильность фазовых составляющих покрытия, стоимость оборудования [7].

В настоящее время получаемые покрытия с помощью магнетронного распыления – металлокерамические покрытия; металлические покрытия; наноккомпозиты; алмазоподобное покрытие (АПУ), высокоэнтروпийные покрытия (ВЭП).

Ионное осаждение из паровой фазы углеродных покрытий класса DLC

Осаждение DLC покрытий проводится методом импульсно-дугового испарения с поджигом дугового разряда через лазерную систему. При выполнении процесса ионного осаждения углеродных покрытий из паровой фазы для стабилизации покрытий DLC в камеру

осуществляется напуск азота, процентное содержание которого регулируется с помощью системы газонапуска. DLC-покрытия обеспечивают не только высокую твердость, характерную для алмаза и предельно низкий коэффициент трения, но и обладают технологическими методами изменять соотношение гибридизации sp^3/sp^2 , где sp^3 – доля алмазной электронной конфигурации sp^3 в структуре покрытия и графитоподобных кластеров с sp^2 связями, погруженных в углеродную матрицу с sp^3 -связями [8, 9]. В наше время актуальным направлением DLC-покрытий являются комбинированные покрытия класса MeC(MeN)/a-C:H, в частности, покрытия систем TiAlN/DLC и CrAlSiN/DLC. При использовании таких покрытий происходит существенное снижение коэффициента трения и повышение износостойкости узлов трения. При этом экспериментально показано, что смазочная среда не оказывает существенного влияния на антифрикционные свойства покрытий. Отмечается также целесообразность более высокого содержания связей sp^2 в углеродных покрытиях, которое способствует образованию графитоподобного переходного слоя во время скольжения и приводит к снижению скорости износа.

Высокоэнтропийное покрытие (ВЭП)

Получение данных покрытий стало возможно за счет появления нового класса материалов – высокоэнтропийных сплавов [10]. Это многокомпонентная система, состоящая не менее чем из пяти элементов в виде однофазного твердого раствора замещения с образованием одной фазы с объемно-центрированной кубической решеткой (ОЦК) или гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК) и возможно образование фазы с ОЦК+ГЦК решеткой, конфигурационная составляющая энтропии на порядок выше остальных составляющих. На основе термодинамических представлений энергии Гиббса (полная потенциальная химическая энергия системы) такая система становится минимальной, что придает ей высокую термодинамическую устойчивость. Материалы относятся к классу высокоэнтропийных, если они удовлетворяют ряду критериев: параметрах энтальпии смешения $7 \leq \Delta H_{\text{mix}} \leq 22$ кДж/моль, энтропии смешения: $11 \leq \Delta S_{\text{mix}} \leq 19,5$ Дж/(К·моль), разницы атомных размеров: $0 \leq \delta \leq 8,5$, концентрации валентных электронов (VEC), так при $VEC \geq 8$ происходит

формирование одной фазы ГЦК, при $6,87 \leq VEC \leq 8$ образуется смесь ОЦК и ГЦК фаз, при $VEC \leq 6,87$ в сплаве существует одна фаза ОЦК [11].

Покрyтия с эффектом памяти формы (ЭФП)

Материалы с эффектом памяти формы – материалы с сочетанием механических, физических и химических свойств. Актуальность данных материалов заключается в функциональных возможностях: уникальными эффектами термомеханической памяти, высокими прочностными свойствами, термомеханической и термоциклической надежностью и долговечностью, жаропрочностью и коррозионной стойкостью. Главная особенность сплавов с эффектом памяти формы осуществляется за счет прямого и обратного мартенситного превращения в условиях механического (сжатия, растяжения) и термического воздействий. Исходная аустенитная фаза при воздействии на сплав превращается полностью или частично в новую мартенситную фазу, образуя температурный мартенсит и мартенсит деформации, при снятии воздействия происходит полное или частичное обратное превращение.

Материалы и методы исследования

Нанесение покрытия производилось на установке BRV 600, разработанной и смоделированной научным коллективом РГУПС и сделанной в Республике Беларусь компанией «БелРосВак» г. Минск. Уникальность установки заключается в том, что в универсальном подходе выполнения программ нанесения покрытий разными методами (PVD, DLC) и их чередованием осуществляется без выемки образцов из рабочей камеры, что существенно повышает качество наносимых покрытий из-за отсутствия влияния внешней среды. Установка оснащена мощным ионным источником, представляющим собой торцевой холловский ускоритель. В основу энергетической стимуляции процесса очистки поверхности подложки положен принцип формирования плазмы и получения интенсивных потоков ионов в скрещенных электрическом и магнитном полях. Ионная бомбардировка поверхности, выполняемая непосредственно перед нанесением покрытия, совершается с целью удаления оксидных пленок и тонких слоев металла, нагрева и активизации поверхности. Она является необходимым условием обеспечения

высокой прочности сцепления покрытия с подложкой. Установка BRV600 представлена на рис. 1.

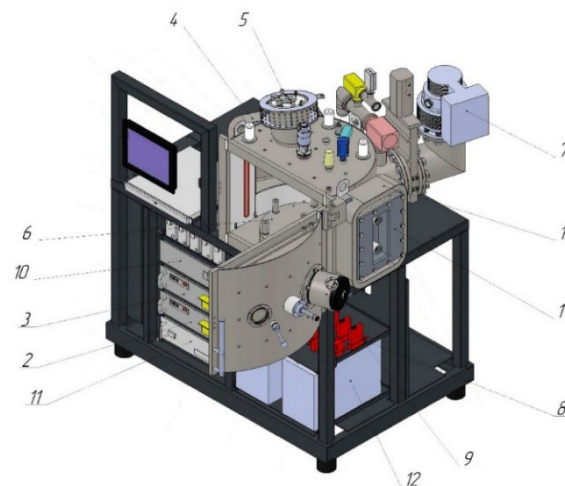


Рис. 1. Вакуумная установка BRV600:

1 – несбалансированный магнетрон; 2 – блок питания смещения; 3 – блок питания магнетрона; 4 – соленоид сепаратора фокусирующей; 5 – соленоид дугового испарителя; 6 – технологическая оснастка; 7 – турбомолекулярный насос; 8 – система газонапуска с расходомерами; 9 – ионный источник; 10 – источник бесперебойного питания; 11 – блок питания ионного источника; 12 – источник питания дугового испарителя; 13 – соленоид несбалансированного магнетрона

Fig. 1. BRV600 vacuum installation:

1 – unbalanced magnetron; 2 – HPU; 3 – magnetron power supply unit; 4 – solenoid of the fan separator; 5 – arc vaporizer solenoid; 6 – technological equipment; 7 – turbomolecular pump; 8 – meter gas intake system; 9 – ion source; 10 – uninterruptible power supply; 11 – ion source power supply; 12 – arc evaporator power supply; 13 – unbalanced magnetron solenoid

Осаждение нитридных покрытий производилось на образцы-подложки из конструкционных сталей с азотированной поверхностью 38Х2МЮА и цементованной – 12Х2Н4А вакуумно-дуговым методом. Нанесение DLC и ВЭП осуществлялось на подложку из конструкционной стали 40ХН2МА с низким (литер «Н») и высоким (литер «В») отпуском, отметим, что высокоэнтропийное покрытие TiCrZrHfNb было получено вакуумно-дуговым методом, а CuCrMnFeCoNi с эквивалентной мишени магнетронным распылением.

Исследования физико-механических свойств (твердости H , модуля упругости E) определялись с использованием установки Nanotest-600 по методу непрерывного индентирования. Кроме того, выполнялся расчет соотношений H/E (сопротивление упругой деформации) и H^3/E^2 (сопротивление пластической деформации) [12].

Трибологические испытания образцов с покрытиями выполнялись на установке TRB (Швейцария) по схеме «штифт – пластина» при возвратно-поступательном движении пластины и при движении штифта по круговой траектории. Измеряемые характеристики: коэффициент трения μ , интенсивность объемного износа образца с покрытием J .

Результаты исследований

1. Нитридные покрытия

Исследование нитридных покрытий CrAlSiN и их сравнение со свойствами азотированной стали 38ХМЮА и цементованной стали 12Х2Н4А приведено в табл. 1

1. Экспериментальные данные свойств исследуемых покрытий CrAlSiN на азотированной стали 38ХМЮА и цементованной стали 12Х2Н4А

1. Experimental data on the properties of CrAlSiN coatings under study, deposited on nitrided steel 38CrMoAlA and cemented steel 12Cr2Ni4A

Тип подложки	Тип покрытия	H , ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , ГПа	μ	$J \times 10^{-7}$, мм ³ /Н/м	h , мкм
38ХМЮА	Азотированный слой	12,0	241,0	0,049	0,0297	0,528	4,50	3,96
	CrAlSiN	22,8	259,7	0,087	0,286	0,501	1,68	1,0
12Х2Н4А	Цементованный слой	6,42	20	3,21	0,660	9,00	12,3	4,46
	CrAlSiN	24,1	251,3	0,095	0,288	0,451	0,79	1,0

Из анализа табл. 1. можно сделать вывод, что использование покрытия CrAlSiN повышает как прочностные характеристики стальной поверхности (H ; E ; H/E ; H^3/E^2), так и трибологические (μ , J), а главное, обеспечивается высокая износостойкость. Следует отметить, что толщина покрытия оказывает влияние на его износостойкость, так для покрытия CrAlSiN оптимальное значение толщины является $1,0 \pm 0,2$ мкм. Отметим, что покрытие на более пластичной подложке из стали 12Х2Н4А обладает износостойкостью выше, чем покрытие на твердой подложке из стали 38Х2МЮА.

Поверхность, на которую наносились покрытия при шероховатости не ниже 10-го класса ($Ra \leq 0,12$ мкм и $Rz \leq 0,6$ мкм) обеспечивали качественное осаждение данных покрытий, обладающих высокой износостойкостью.

2. DLC-покрытия

При нанесении DLC-покрытий важным было определение влияния технологических параметров на толщину покрытия, на соотношение физико-механических свойств покрытия и подложки, которые влияют на формирование напряженного состояния в зоне контакта, а в итоге на адгезию покрытия. И в этом плане нами определены технологические пути стабилизации толщины DLC-покрытий растворенными атомами азота, а также влияния материала подслоя Ti, комбинированных покрытий CrAlSiN + DLC на свойства алмазоподобных покрытий.

В результате исследования ними было установлено, что величина подачи азота в камеру $\%N$, ток индукционных катушек λ , давление в

камере P и время осаждения t обеспечивают влияние на физико-механические и трибологические характеристики покрытия, но наиболее эффективными являются $\%N$ и λ . Углеродные покрытия DLC с подслоем титана, полученные на подложке из стали 40ХН2МА по оптимальным режимам нанесения при значениях технологических параметров $\%N = 5,5 \pm 0,5$ % и $\lambda = 2,0 \pm 0,2$ А, позволяют получить высокую износостойкость из-за того, что твердое покрытие блокирует выход дислокации на поверхность подложки и тормозит тем самым процесс разрушения. При нанесении двухслойных комбинированных покрытий системы CrAlSiN+DLC оптимальные режимы нанесения слоя DLC смещаются к границе наибольших значений интервала параметров $\%N$ и λ , используемого для осаждения покрытий DLC с подслоем Ti. Установлено, что общая толщина комбинированных покрытий находится в пределах $h = 0,85 \dots 2,25$ мкм ($h_{cp} = 1,43$ мкм), данная величина толщины демонстрирует высокие физико-механические и трибологические характеристики. Исследования покрытий с большей толщиной показало, что при увеличении толщины свыше 2,5 мкм покрытие становится хрупким и при проведении трибологических испытаний разрушается.

3. Высокоэнтропийные покрытия

Результаты сравнительных физико-механических и трибологических исследований покрытий TiCrZrHfNb и CuCrMnFeCoNi представлены в табл.

2. Экспериментальные данные свойств исследуемых покрытий TiCrZrHfNb и CuCrMnFeCoNi

2. Experimental data on the properties of the coatings under study TiCrZrHfNb and CuCrMnFeCoNi

Тип подложки	Тип покрытия	H , ГПа	E , ГПа	H/E	H^3/E^2 , ГПа	μ	$J \times 10^{-7}$, мм ³ /Н/м	h , мкм
40XH2MA	TiCrZrHfNb	8,22	135,0	0,0615	0,0314	0,45	4,16	4,03
	CuCrMnFeCoNi	8,28	144,1	0,0590	0,034	0,10	Не обнаружено	11

Результатом проведенных трибологических исследований покрытия TiCrZrHfNb является найденное сочетание материала подслоя и толщины покрытия ВЭС системы (4...5 мкм), которое позволило снизить износ покрытия в 5 – 6 раз по сравнению с традиционным сочетанием подслоя и толщины покрытия 1,0...2,5 мкм при коэффициенте трения 0,45. Если сравнивать физико-механические характеристики покрытий TiCrZrHfNb и CuCrMnFeCoNi (табл. 2), то можно отметить, что свойства покрытий находятся на одном уровне, но добавление Cu в состав мишени значительно снизило коэффициент трения до 0,1, что соответствует DLC-покрытиям, но отметим, что износ покрытия не наблюдался. С учетом, что толщина CuCrMnFeCoNi составила 11 мкм, а для TiCrZrHfNb 4,03 мкм, то это различие может являться одной из причин высокой износостойкости порытый CuCrMnFeCoNi.

Заклучение

В результате теоретических (квантово-химических расчетов) и экспериментальных исследований установлено, что при трении фрикционных металлополимерных сопряжений одни атомы (бор, ванадий, хром), выделившиеся из полимера и диффундирующие в металлическое контртело, упрочняют связь между кристаллами в железе, а другие (сера, фосфор, цинк) способствуют разупрочнению. Для антифрикционных узлов трения установлены закономерности образования вторичных поверхностных структур на поверхности металлического контртела и на этой основе предложена технология модифицирования полимеров, обеспечивающая низкий коэффициент трения и высокую износостойкость. Что касается нанесения вакуумных ионно-плазменных покрытий, то установлено, что для нитридного покрытия CrAlSiN толщина покрытия влияет на износостойкость, оптимальная толщина покрытия составила $1,0 \pm 0,2$ мкм. Для

комбинированных DLC-покрытий были определены технологические параметры, при которых покрытие имеет высокую износостойкость. Эффективное влияние на свойства покрытий оказывают: величина подачи азота в камеру $\%N = 5,5 \pm 0,5$ % и ток индукционных катушек $\lambda = 2,0 \pm 0,2$ А. Для высокоэнтропийного покрытия TiCrZrHfNb было обнаружено, что при толщине 4...5 мкм происходит снижение износа в 5...6 раз по сравнению с традиционным сочетанием подслоя и толщины покрытия 1,0...2,5 мкм. Добавление Cu в мишень CrMnFeCoNi позволило получить коэффициент трения 0,1 без следов износа при проведении трибологических испытаний.

Широкий диапазон свойств разработанных нами ионно-плазменных покрытий позволяют применить их в различных узлах трения как фрикционных, так и антифрикционных. Так покрытия нашли применение в тяжело нагруженных трибосистемах: лопатки турбокомпрессора тепловоза 2ТЭ25А и шлицевого соединения трансмиссии хвостового винта вертолета МИ-26. Высокоэнтропийные покрытия не только обладают высокой износостойкостью, но и широким спектром варьирования значений коэффициента трения, что позволило предложить их для демпферов, которые устанавливаются в узлах крепления двигателя к пилону или пилону к крылу магистрального самолета.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Колесников И.В., П.Д. Мотренко, В.И. Колесников, Д.С. Мантуров. Повышение износостойкости металлических и металлополимерных трибосистем путём формирования структуры и свойств их поверхностного слоя // М.: ВИНТИ РАН, 2021. 168 с.
2. Колесников И.В. Системный анализ и синтез процессов, происходящих в металлополимерных узлах трения фрикционного и антифрикционного назначения // М.: ВИНТИ РАН, 2017. 384 с.
3. Зимин А.М., Иванов В.А., Ютгнер Б. Динамика катодных пятен на поверхности бериллия в дуговом

вакуумном разряде // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Термоядерный синтез». 2001. № 2. С. 44–50.

4. Колесников И.В., Мотренко П.Д., Колесников В.И., Новиков Е.С. Теоретико-экспериментальные исследования закономерностей изменения структурно-фрикционных свойств поверхностных слоев металлополимерных трибосистем. Разработка методов повышения износостойкости // М.: ВИНТИ РАН, 2022. 136 с.

5. Андреев А.А., Саблев Л.П., Григорьев С.Н. Вакуумно-дуговые покрытия // Харьков: ННЦ ХФТИ, 2010. 318 с.

6. Филатов М.С., Стогней О.В. Получение композитов Ni-ZrO₂ с разной концентрацией металлической фазы методом магнетронного ВЧ реактивного напыления // Материалы 13 Международной конференции «Пленки и покрытия – 2017» Санкт-Петербург; 2017. С. 106–109.

7. Локтев Д., Ямашин Е. Методы и оборудование для нанесения износостойких покрытий // Наноиндустрия. 2007. № 4. С. 18–24.

8. Senthilkumar R., Prabhu S., Cheralathan M. Experimental investigation on carbon nano tubes coated brass rectangular extended surface // Applied Thermal Engineering. 2013. Vol. 50. P. 1361–1368.

9. Spencer E.G., Schmidt P.H., Joy D.C., Sansalone F.J. Ion-beam-deposited polycrystalline diamond-like films // Appl. Phys. Lett. 1976. Vol. 29. P. 118–120.

10. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., et al. Chang Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes // Advanced Engineering Materials. 2004. Vol. 6. P. 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.

11. Погребняк А.Д., Комаров Ф.Ф., Береснев В.М., Константинов С.В. и др. Многокомпонентные и высокоэнтропийные сплавы и нитридные покрытия на их основе. // М.: ЛЕНАНД., 2021. 336 с.

12. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. // М.: Машиностроение, 2009. 312 с.

REFERENCES

1. Kolesnikov I.V., P.D. Motrenko, V.I. Kolesnikov, D.S. Manturov. Increasing the wear resistance of metallic and metal-polymer tribosystems by forming the structure and

properties of their surface layer // Moscow: VINITI RAS, 2021, 168 p.

2. Kolesnikov I.V. System analysis and synthesis of processes occurring in metal polymer friction units for friction and antifriction purposes // Moscow: VINITI RAS, 2017, 384 p.

3. Zimin A.M., Ivanov V.A., Juttner B. Dynamics of cathode spots on the beryllium surface in an arc vacuum discharge // Issues of atomic science and technology. Thermo-nuclear fusion series, 2001, no. 2, pp. 44–50

4. Kolesnikov I.V., Motrenko P.D., Kolesnikov V.I., Novikov E.S. Theoretical and experimental studies of the patterns of changes in the structural and frictional properties of the surface layers of metal polymer tribosystems. Development of methods for increasing wear resistance // Moscow: VINITI RAS, 2022. 136 p.

5. Andreev A.A., Sablev L.P., Grigoriev S.N. Vacuum arc coatings // Kharkiv: NSC KHFTI, 2010, 318 p.

6. Filatov M.S., Stogney O.V. Production of Ni-ZrO₂ composites with different concentrations of the metal phase using magnetron HF reactive spraying // Proceedings of the 13th International Conference «Films and Coatings – 2017» St. Petersburg; 2017, pp. 106–109.

7. Loktev D., Yamashin E. Methods and equipment for depositing wear-resistant coatings // Nanoindustry. 2007. no. 4. pp. 18–24.

8. Senthilkumar R., Prabhu S., Cheralathan M. Experimental investigation on carbon nano tubes coated brass rectangular extended surface // Applied Thermal Engineering. 2013. Vol. 50. P. 1361–1368.

9. Spencer E.G., Schmidt P.H., Joy D.C., Sansalone F.J. Ion-beam-deposited polycrystalline diamond-like films // Appl. Phys. Lett. 1976. Vol. 29. P. 118–120.

10. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., et al. Chang Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes // Advanced Engineering Materials. 2004. Vol. 6. P. 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.

11. Pogrebnyak A.D., Komarov F.F., Beresnev V.M., Konstantinov S.V., et al. Multicomponent and high-entropy alloys and nitride coatings based on them. // Moscow: LENAND., 2021, 336 p.

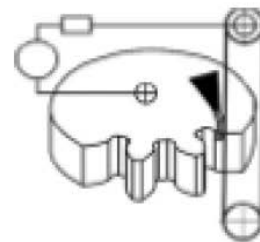
12. Golovin Yu.I. Nanoindentation and its possibilities. // Moscow: Mashinostroenie, 2009, 312 p.

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 25.05.2024; одобрена после рецензирования 11.06.2024; принята к публикации 19.06.2024

The article was submitted 25.05.2024; approved after reviewing 11.06.2024; assepted for publication 19.06.2024



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 11 (161). С. 32-40.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 11 (161). P. 32-40.

Научная статья
УДК 621.787.6.004
doi: 10.30987/2223-4608-2024-32-40

Исследование возможностей повышения комплекса эксплуатационных свойств волновым деформационным упрочнением

Сергей Владимирович Баринов, к.т.н.
Владимирский государственный университет, Брянск, Россия
box64@rambler.ru, <https://orcid.org/0000-0002-1341-446X>

Аннотация. В работе формулируется необходимость выявления технологического метода обработки, способного обеспечить формирование в обрабатываемом материале за одну технологическую операцию комплекса повышенных эксплуатационных свойств. Для решения поднятой проблемы предлагается использование технологии волнового деформационного упрочнения (ВДУ). Особенность технологии заключается в возможности одновременного управления рядом технологических параметров и воздействии на обрабатываемый материал пролонгированными ударными импульсами, характеризующимися передачей энергии удара в очаг деформации более 65 %. За счет наличия большого числа управляемых технологических параметров, ВДУ позволяет достаточно точно регулировать равномерность упрочнения и формировать упрочненные области на глубине до 15 мм. Возможность точного регулирования равномерности упрочнения позволяет избежать формирования перенаклёпа поверхностного слоя, что существенно отличает ВДУ от других динамических способов поверхностного пластического деформирования, например, чеканки. При неравномерном упрочнении ВДУ, в поверхностном слое формируется регулярно чередующиеся твердые и вязкие области, называемые гетерогенной структурой. Анализ литературных источников показал, что наличие в поверхностном слое таких областей, делает его перспективным для повышения эксплуатационных свойств. В работе приводятся результаты экспериментальных исследований влияния созданной ВДУ гетерогенной структуры на эксплуатационные свойства: сопротивление контактному выкрашиванию; циклическую прочность в условиях знакопеременных нагрузок, коррозионную стойкость. Лабораторные исследования эксплуатационных свойств проводились как на серийном технологическом оборудовании, так и на специально разработанном. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения ВДУ для повышения комплекса эксплуатационных свойств и существования «универсального» режима обработки.

Ключевые слова: циклическая прочность, коррозионная стойкость, сопротивление контактному выкрашиванию, эксплуатационные свойства, технология, волновое деформационное упрочнение.

Для цитирования: Баринов С.В. Исследование возможностей повышения комплекса эксплуатационных свойств волновым деформационным упрочнением // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 11 (161). С. 32–40.
doi: 10.30987/2223-4608-2024-32-40

Research into the possibilities for the improvement of a number of operational properties using wave strain hardening

Sergey V. Barinov, PhD. Eng.
Vladimir State University, Bryansk, Russia
box64@rambler.ru

Abstract. The paper states the need to identify a processing method through which increased operational properties in the work material can be obtained within a single process step. To solve the raised problem, the use of wave strain hardening (WSH) technology is proposed. The peculiarity of the technology lies in the possibility of simultaneous control of a number of technological parameters and the effect on the processed material of prolonged shock pulses characterized by the transfer of impact energy to the deformation site of more than 65%. Due to the presence of a large number of controlled process variables, the WSH allows fine adjusting of the uniformity of hardening and forming hardened areas at a depth of up to 15 mm. Due to the fine adjustment of the uniformity of hardening it becomes possible to avoid the formation of excessive cold work hardening of the surface layer and it makes great difference between WSH and other dynamic methods of surface plastic deformation, for example, stamping. With uneven hardening of WSH, solid and viscous regions take regular turns in the surface layer, forming a heterogeneous structure. The analysis of literature sources has shown that the presence of such areas in the surface layer makes it promising for purposes of operational properties improvement. The paper presents the results of experimental studies of the effect of the heterogeneous structure created by WSH on the operational properties: resistance to contact staining; cyclic strength under alternating loads, corrosion resistance. Laboratory studies of operational properties were carried out both using production equipment and specially designed facilities. The results obtained indicate the prospects of using WSH for operational properties increase and the existence of a "universal" operation mode.

Keywords: cyclic strength, corrosion resistance, resistance to contact breaking off, operational properties, technology, wave strain hardening.

For citation: Barinov. S.V. Research into the possibilities for the improvement of a number of operational properties using wave strain hardening / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 11 (161). P. 32–40. doi: 10.30987/2223-4608-2024-32-40

ВВЕДЕНИЕ

Эксплуатационные свойства – это совокупность характеристик материала, которые определяют его работоспособность в процессе эксплуатации изделия [1]. Обеспечивают требуемые эксплуатационные свойства различными способами, в том числе технологическими [2]. Существует много примеров повышения эксплуатационных свойств, за счет применения тех или иных технологий.

Так, объемным скоростным нагревом ТВЧ стали 20Х13 удалось создать структуру, состоящую из равномерно распределенного в мартенсите повышенного количества (18...20 %) остаточного аустенита, что привело к повышению долговечности при действии контактных нагрузок до 6 раз [3].

Применение обработки поверхности ультразвуковой прокаткой нержавеющей стали привело не только к измельчению её зерна, и увеличению до трех раз

микротвердости, но и существенному росту коррозионной стойкости [4].

Приведенные примеры говорят о высокой перспективности применения технологических способов для повышения эксплуатационных свойств. Однако, как показывает практика, разработка новых технологий направлена на повышение одного-двух эксплуатационных свойств изделия. Для повышения комплекса эксплуатационных свойств, как правило, изделие подвергается нескольким технологическим операциям, что значительно увеличивает себестоимость и снижает производительность обработки [5]. Поэтому, важной является задача обеспечения в обрабатываемом материале комплекса эксплуатационных свойств за одну технологическую операцию.

Технология волнового деформационного упрочнения (ВДУ) разработана и запатентована в 1997 г. профессорами Киричком А.В., Соловьевым Д.Л., Лазуткиным А.Г. [6, 7]. ВДУ относится к

динамическим (ударным) способом поверхностного пластического деформирования. Особенность технологии заключается в передаче энергии A в очаг деформации через промежуточное звено – волновод, длина L_2 которого в 3 – 5 раз меньше длины бойка L_1 , наносящего удары (рис. 1). Для устранения отскока после удара и более полной передачи энергии в очаг деформации, волновод предварительно статически поджимается к инструменту с силой $P_{ст}$.

В результате удара, в очаге деформации формируется пролонгированный ударный импульс, состоящий из головной и хвостовой частей. Большая длительность ударного импульса и передаваемая энергия, в очаг деформации, позволяют достичь КПД используемой ударной системы ВДУ свыше 65 %. В результате обработки в обрабатываемом материале может быть обеспечена степень упрочнения до 150 % и глубина до 15 мм. Так как ВДУ обладает большим количеством управляемых технологических факторов, то есть возможность обеспечения дозированного упрочнения поверхностного слоя, приводящего к созданию равномерного чередования в поверхностном слое чередования твердых и вязких составляющих – гетерогенной структуры [8 – 10].

Равномерность упрочнения в результате ВДУ управляется сочетанием подачи обрабатываемого материала S , мм/мин, частотой ударов f , Гц и комплексного технологического параметра, учитывающего физико-механические характеристики обрабатываемого материала σ , мм – ширину отпечатка, формируемого в результате удара инструмента для ВДУ.

Практическим описанием совокупности характеристик данных параметров является коэффициент перекрытия пластических отпечатков K . В случае нанесения ударов инструмента в одно и то же место, без смещения обрабатываемого материала, $K = 1$. При нанесении отпечатков ударов инструмента, края которых граничат друг с другом, не перекрываются, $K = 0$. Формируемые области на поверхности обрабатываемого материала, упрочненные в результате ВДУ с разными величинами коэффициента перекрытия, представлены на рис. 2.

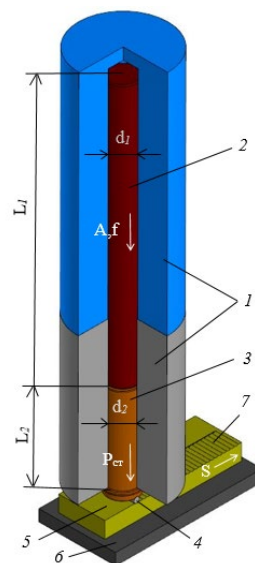


Рис. 1 Схема ВДУ:

1 – корпус генератора импульсов; 2 – боёк; 3 – волновод; 4 – инструмент; 5 – деталь; 6 – стол станка; 7 – упрочненная область

Fig. 1 Diagram of the WSH:

1 – pulse generator housing; 2 – open die; 3 – wg; 4 – tool; 5 – part; 6 – machine bench; 7 – hardened area

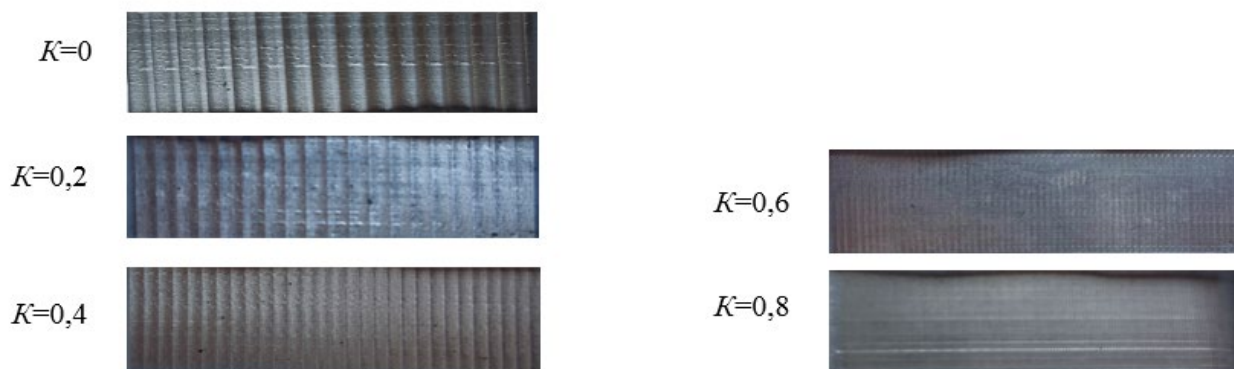


Рис. 2. Формируемые упрочнённые области при ВДУ с разными величинами коэффициента перекрытия

Fig. 2. The formed hardened areas are given with different values of the overlap ratio

Формируемые гетерогенные структуры ВДУ с различными величинами коэффициента перекрытия K представлены на рис. 3 [11].

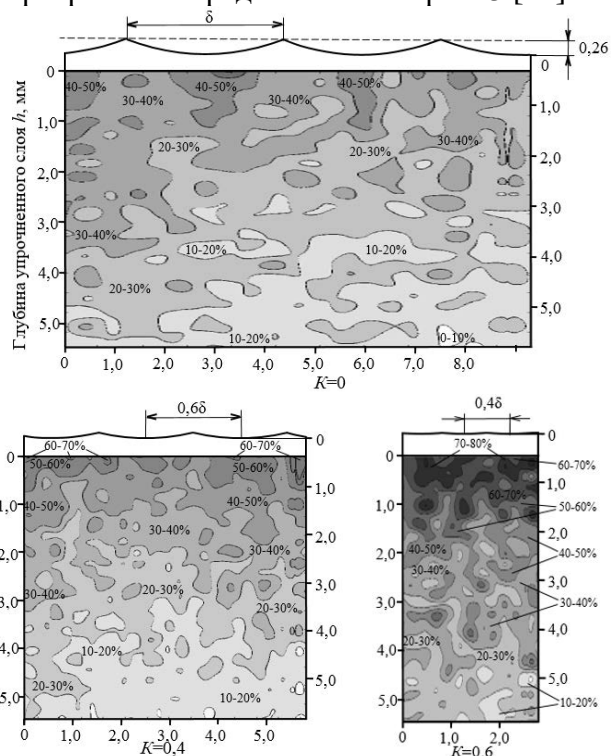


Рис. 3. Карты распределения микротвердости (степени упрочнения, %) под упрочненными областями после ВДУ с разными коэффициентами перекрытия K

Fig. 3. Maps of the distribution of microhardness (degree of hardening, %) under the hardened areas after WSH with different overlap ratio K

Ранее, ряд исследователей подтвердил перспективность применения гетерогенной структуры для повышения эксплуатационных свойств материалов. Так, в работах [12, 13] удалось повысить в 2 – 3 раза контактную выносливость зубчатых колес, за счет нанесения лаковых масок на рабочие поверхности и формирования в них гетерогенной структуры химико-термической обработкой. Варьируя режимами лазерной закалки, в работе [14], в поверхностном слое создано чередование областей с разной твердостью, приведших на 30...50 % к повышению усталостной долговечности выступов и впадин резьб.

Учитывая широкие возможности ВДУ по управлению технологическими параметрами обработки и перспективности применения гетерогенной структуры для повышения эксплуатационных свойств целью данной работы является исследование влияния

волнового деформационного упрочнения на комплекс эксплуатационных свойств в обрабатываемом материале за одну технологическую операцию, а также исследование взаимосвязи между режимами ВДУ и рядом эксплуатационных свойств.

Материалы и методы

Для установления взаимосвязей с волновым деформационным упрочнением определены следующие эксплуатационные свойства: сопротивление контактному выкрашиванию; циклическая прочность в условиях знакопеременных нагрузок, коррозионная стойкость. Выбор данного перечня эксплуатационных свойств связан с наличием запроса от научных и инженерно-технических работников, а также других участников реальных производственных процессов.

Сопротивление контактному выкрашиванию (СКВ) ΔI является комплексным параметром, учитывающим изменение в процессе испытаний размеров следов дорожек катания шаров, и площадей, возникших на них выкрашиваний.

Для экспериментальной оценки взаимосвязей ВДУ с сопротивлением контактному выкрашиванию взяты образцы из сталей 45, 40Х и 35ХГСА с исходной микротвердостью 2000...2200 МПа. Выбор материала обусловлен тем, что сталь 45 является эталонной в машиностроении, а стали 40Х и 35ХГСА используются для создания тяжело нагруженных деталей машин, работающих в условиях контактных циклических нагрузок. Образцы представляют собой пластины толщиной 20 мм, которые упрочнялись с различной удельной энергией ударов ($5 < a < 7$ Дж/мм) и с различными значениями коэффициента перекрытия K . В качестве инструмента использовались стержневые ролики диаметром 10 мм [15].

Исследование СКВ проводилось на экспериментальном стенде, размещенном на сверлильном станке (рис. 4).

Испытания проводились следующим образом. Через конус 4 верхняя пластина с упрочненными образцами за счет вертикального перемещения шпинделя станка поджималась к нижней через шары 3, установленные в сепараторе 2. Сила поджатия пропорциональна

силе нажатия на рукоятку ручного перемещения шпинделя станка, которая регулируется подвешиваемыми к ней грузами.

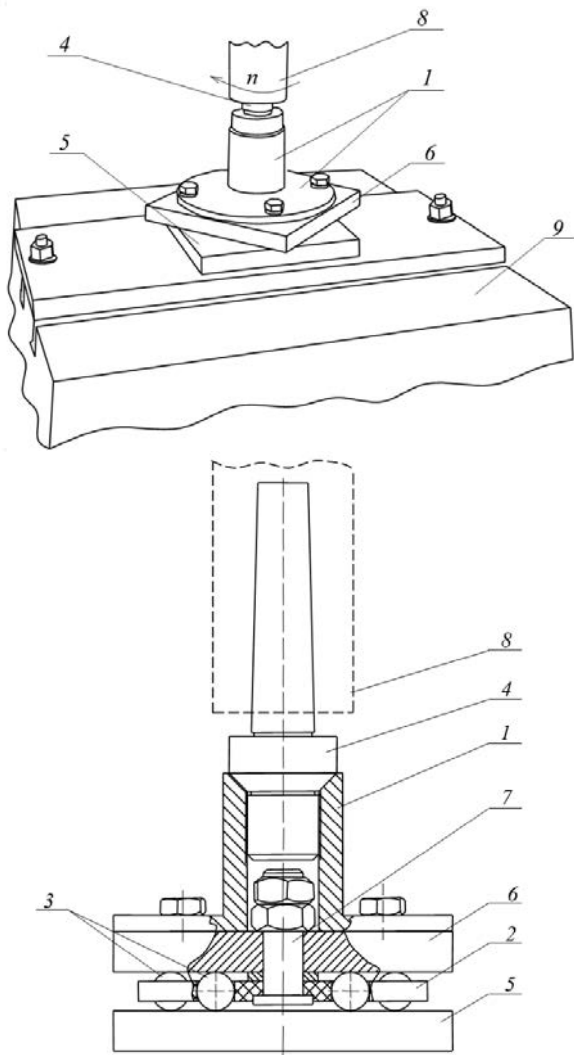


Рис. 4. Экспериментальный стенд для исследований сопротивления контактому выкрашиванию плоских поверхностей:

1 – оправка; 2 – сепаратор; 3 – шары; 4 – конус; 5 – нижняя пластина с упрочненными образцами; 6 – верхняя пластина с упрочненными образцами; 7 – ось; 8 – шпиндель станка; 9 – стол станка [15]

Fig. 4. test bed for studies of resistance to contact break-off for flat surfaces:

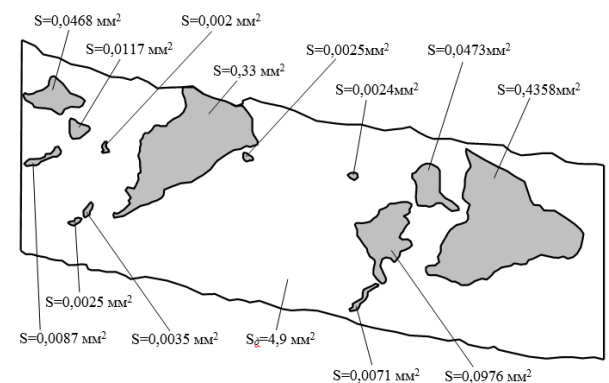
1 – bend former; 2 – separator; 3 – balls; 4 – cone; 5 – lower plate with hardened samples; 6 – upper plate with hardened samples; 7 – axis; 8 – main spindle; 9 – machine bench [15]

При включении вращения шпинделя с заданной частотой, шары совершают круговое обкатывающее движение по поверхности верхней 6 и нижней 5 пластин с упрочненными образцами. В зону контакта шаров с испытуемой поверхностью может осуществляться

регулярный подвод смазки, например, индустриального масла. При достижении заданного числа циклов контактного нагружения испытания завершаются, упрочненные образцы извлекаются из пластин 5 и 6 и подвергаются лабораторным исследованиям. После испытаний оценивались размеры следов дорожек катания шаров и площадь возникших на них выкрашиваний на неупрочненных и упрочненных с различной равномерностью упрочнения и делались заключения о сформированных величинах СКВ в материале (рис. 5).



a)



b)

Рис. 5. Фрагмент дорожки качения шаров со следами выкрашиваний:

a – фотография при увеличении $\times 50$; б – численное определение площадей полученных выкрашиваний и дорожки качения шаров [15]

Fig. 5. Fragment of the ball raceway with traces of breaking off:
a – photograph enlargement $\times 50$; b – numerical determination of the areas of the resulting flaking and the ball raceway [15]

Оценка влияния ВДУ на циклическую прочность проводилась в условиях знакопеременных нагрузок на серво-гидравлической испытательной машине Torsion 10 кНм, которая

может выполнять статическое и усталостное нагружение кручением с помощью высокомоментного гидромотора (рис. 6). В результате экспериментов исследовалось поведение материала, работающего в области малоциклового усталости (не более 5×10^4 циклов) в условиях симметричного нагружения при циклическом скручивании. Оценивали число циклов нагружения до разрушения. Материалами для образцов служили сварные пластины из стали 30ХГСА. Выбор материала связан с его широким применением для изготовления сварных конструкций, работающих в условиях знакопеременных нагрузок.

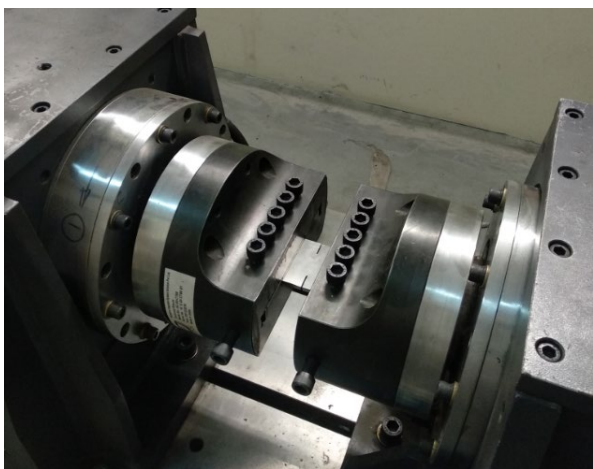


Рис. 6. Серво-гидравлическая испытательная машина Torsion 10 кНм

Fig. 6. Torsion 10 kNm servo-hydraulic testing machine

ВДУ проводилось с энергией 150 Дж с частотой ударов 10 Гц и с режимами, обеспечивающими перекрытие отпечатков ударов инструмента с коэффициентом $K = 0,3$. Выбор данного значения коэффициента перекрытия K обоснован данными предварительных экспериментов, как наиболее эффективное значение для условий циклического нагружения [7]. В качестве инструмента, при ВДУ использовался стержневой ролик диаметром 10 мм и шириной 40 мм.

До настоящего времени нет единого мнения о влиянии поверхностного пластического деформирования на коррозионную стойкость [16 – 19]. Как правило, исследуются потенциальные возможности повышения данного эксплуатационного свойства новыми

технологиями. Исследование влияния ВДУ на коррозионную стойкость проводилось на установке для проведения коррозионных испытаний в соляном тумане S1000 (рис. 7). Эксперимент проводился согласно ГОСТ 28207-89, ГОСТ 9.908-85 на стали 30ХГСА. Потеря массы образцов после испытаний на коррозионную стойкость оценивалась на весах СЕ224–С. В качестве инструмента для ВДУ применялся стержневой ролик диаметром 10 мм. Обработка с отличающимися коэффициентами перекрытия пластических отпечатков, частотой ударов 9...14 Гц, и удельной энергией удара, варьируемой в диапазоне от 4 до 8 Дж/мм, обеспечивает разную величину деформации обработанного материала.



Рис. 7. Установка для проведения коррозионных испытаний в соляном тумане S1000

Fig. 7. Installation for conducting corrosion tests in salt mist S1000

Исследование влияния ВДУ на сопротивление контактному выкрашиванию

Результаты экспериментальных исследований сопротивления контактному выкрашиванию представлены в виде графиков на рис. 8.

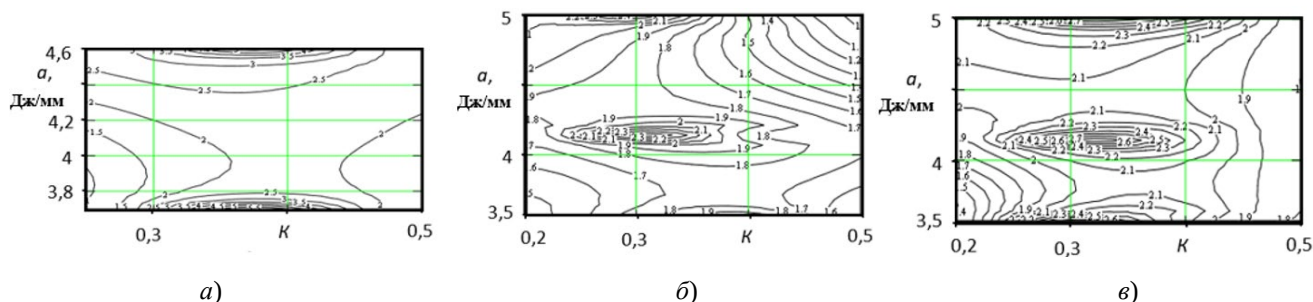


Рис. 8. Зависимости сопротивления контактному выкрашиванию ΔI от удельной энергии ударов a и коэффициента перекрытия K :

a – сталь 45; b – сталь 40X; c – сталь 35ХГСА

Fig. 8. Dependences of the resistance to contact breaking off ΔI on the specific impact energy a and the overlap ratio K :
 a – steel 45; b – steel 40Cr; c – steel 35CCrMnSi

Так, при исследовании влияния коэффициента перекрытия на ΔI было установлено, что у стали 45 максимальные значения $\Delta I = 4...6$ наблюдались при значении $K = 0,4$ (см. рис. 8, a). Наиболее эффективные значения ΔI у сталей 40X и 35ХГСА были достигнуты при $K = 0,3$ и составили соответственно $2...2,3$ и $2,1...2,8$ (см. рис. 8, b , c) [15]. Влияние величины удельной энергии удара на сопротивление контактному выкрашиванию на всех исследуемых сталях показало, что с увеличением a , диапазон эффективных значений ΔI смещается в сторону меньшего значения коэффициента перекрытия, что связано с увеличением зоны деформируемого металла под единичным отпечатком.

Исследование влияния ВДУ на циклическую прочность в условиях знакопеременных нагрузок.

Режимы циклических испытаний пластин из стали 30ХГСА составили: нагрузка $190 \text{ Н} \times \text{м}$, частота нагружения $0,15 \text{ Гц}$. Так, при циклическом испытании пластин из стали 30ХГСА без швов и упрочнения, появление первых трещин настало при 1700 циклах, а при 4100 наступило разрушение. У сварных пластин без ВДУ первые трещины возникли после 2150 циклов, а разрушился образец при 5950 циклах нагружения. Испытания пластин со сварным швом, обработанным ВДУ, показали образование трещин после 3110 циклов нагружения, а на 9900 цикле возникло разрушение материала.

На основании анализа результатов экспериментов установлено повышение прочности сварных швов, работающих в условиях знакопеременных нагрузок после их упрочнения волной деформации для стали 30ХГСА в 1,7 раза по сравнению со сварными образцами без упрочнения и в 2,4 раза, с материалами без сварки и упрочнения (рис. 9).

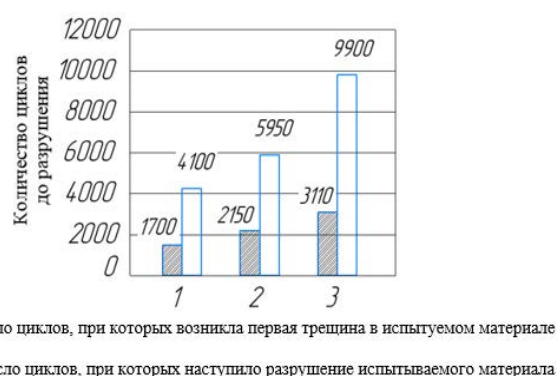


Рис. 9. Результаты циклических испытаний стали 30ХГСА:

1 – образцы без шва; 2 – образцы со сварным швом без ВДУ; 3 – образцы со сварным швом, упрочненным ВДУ

Fig. 9. The results of cyclic tests of 30CCrMnSi steel:
1 – samples without a seam; 2 – samples with a welded seam with no WSH; 3 – samples with a welded seam reinforced by WSH

Также отмечено, что ВДУ способствовало увеличению отношения допустимого числа циклов нагружения к числу циклов, при которых появилась первая трещина – t . Так, для сварных швов после ВДУ, у образцов из стали 30ХГСА значение t составило 3,2. Тогда как у образцов со сварными швами без ВДУ $t = 2,7$, а у материалов без сварки и упрочнения $t = 2,4$. Таким образом, наличие обработки ВДУ способствует повышению в несколько раз числа циклов до разрушения упрочненных сварных швов, после появления первых трещин.

Исследование влияния ВДУ на коррозионную стойкость

Неупрочненные образцы из стали 30ХГСА имели твердость HV равную 1540 МПа,

потери в результате исследований коррозионной стойкости составили $6,7 \times 10^{-5}$ г/мм³ (рис. 10). После упрочнения с $K = 0,3$ в поверхностном слое наблюдались степень и глубина упрочнения, соответственно, 38 % и 7 мм, а потери равнялись $4,7 \times 10^{-5}$ г/мм³. При упрочнении с $K = 0,6$ в поверхностном слое установлены степень упрочнения равная 43 %, а глубина упрочнения 7 мм. Потери в результате исследований коррозионной стойкости составили $4,5 \times 10^{-5}$ г/мм³.

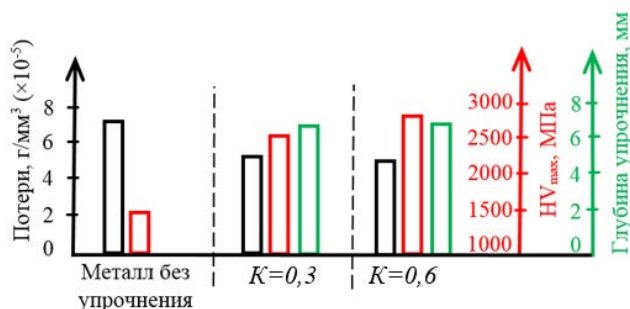


Рис. 10. Взаимосвязь коррозионной стойкости, глубины упрочнения и микротвердости стали 30ХГСА после ВДУ

Fig. 10. The relationship of corrosion resistance, hardening depth and microhardness of 30CrMnSi steel after WSH

Выводы

1. Установлена перспективность повышения комплекса эксплуатационных свойств за одну технологическую операцию, посредством волнового деформационного упрочнения.
2. Установлено, что технология ВДУ за счет наличия большого числа управляемых технологических параметров может формировать в поверхностном слое регулярно чередующиеся области с твердыми и вязкими участками – гетерогенной структурой, позволяющей повысить эксплуатационные свойства обрабатываемого материала.
3. Установлено, что сформированная гетерогенная структура с равномерностью упрочнения $0,3 \leq K \leq 0,4$ способна повысить сопротивление контактому выкрашиванию рассматриваемых сталей в 1,8 – 6 раз.
4. Установлено, что образцы со сварными швами, обработанные ВДУ, испытанные в условиях знакопеременных нагрузок, позволили повысить циклическую прочность в 1,7 раза по сравнению со сварными швами без упрочнения и в 2,4 раз с исходным материалом.
5. Установлена возможность повышения коррозионной стойкости исследуемых

материалов после ВДУ на 30...32 % по сравнению с неупрочненным материалом.

6. Установлен универсальный режим ВДУ (удельная энергия 2,5...6 Дж/мм; частота 9...14 Гц; коэффициент перекрытия 0,3...0,4), позволяющий за одну технологическую операцию повысить комплекс технологических свойств упрочняемого материала.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Справочник технолога: справочник / А.Г. Суслов, В.Ф. Безъязычный, Б.М. Базров [и др.] ; под редакцией А. Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2019. 800 с.
2. Технологическое обеспечение и повышение эксплуатационных свойств деталей и их соединений / А. Г. Суслов [и др.] ; под общ. ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2006. 447 с.
3. Патент №1782243 РФ. Способ термообработки изделий / А.П. Чейлях, Л.С. Малинов. Бюлл. № 46, 1992.
4. Zheng, Z.J., Gao, Y., Gui, Y., Zhu, M. Corrosion Behaviour of Nanocrystalline 304 Stainless Steel Prepared by Equal Channel Angular Pressing Corrosion Science 54 2012: pp. 60– 67.
5. Фундаментальные основы технологического обеспечения и повышения надежности изделий машиностроения / А.Г. Суслов, В.П. Федоров, О.А. Горленко [и др.]. М.: Издательство «Инновационное машиностроение», 2022. 552 с.
6. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. Библиотека технолога. М.: Машиностроение, 2004. 288 с.
7. Справочник по процессам поверхностного пластического деформирования / С.А. Берберов, В.Ю. Блюменштейн, А.И. Болдырев [и др.]. Том 1. Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2021. 504 с.
8. Kirichek, A.V., Barinov S.V. Relationship Between Processing Parameters, Product Dimensions, and Wave Strain Hardening // Journal of Manufacturing Science and Engineering. Transactions of the American Society of Mechanical Engineers. 2022. Vol. 144. No 3. P. 034501. DOI 10.1115/1.4052008.
9. Kirichek, A.V., Barinov S.V. Development of Parameters Describing Heterogeneous Hardened Structure / A.V. Kirichek, // Applied Mechanics and Materials. 2015. Vol. 756. P. 75–78. DOI 10.4028/www.scientific.net/AMM.756.75.
10. Kirichek A.V, Kuzmenko A.P., Altukhov A.Y. et al. Dimensional effects in micro- and nanostructural changes in grain and intragrain structure of steel 45 at static-pulse treatment // Journal of Nano and Electronic Physics. 2015. Vol. 7. No 4. P. 04023. DOI 2077-6772/2015/7(4)04023(4)
11. Kirichek, A. V., Barinov S.V. Study of Methods Relating to Increase of Contact Pitting Resistance in 45, 40H, 35HГСА Steel due to Development of Heterogeneous Structure Involving Mechanical Hardening Technique // Applied Mechanics and Materials. 2015. Vol. 756. P. 65–69. DOI 10.4028/www.scientific.net/AMM.756.65.
12. Иванов Г.П., Картонова Л.В., Худошин А.А. Повышение износостойкости деталей созданием

регулярной гетерогенной макроструктуры // Строительные и дорожные машины. 1997. № 1.. С. 33–34.

13. Патент № 2090828 РФ. Противопульная гетерогенная броня из легированной стали для средств индивидуальной защиты и способ ее получения / Л.А. Кирель, О.М. Михайлова, С.А. Журавлев. Бюлл. № 26, 1997.

14. Патент №2047661 РФ. Способ обработки резьбового изделия / В.С. Аванесов, Б.А. Авербух, Д.Г. Ашигян. Бюлл. № 6, 1995.

15. Справочник по процессам поверхностного пластического деформирования / И.Р. Асланян, С.В. Баринов, В.Ф. Безьязычный [и др.]. Иркутск: Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2022. 584 с.

16. Nie M., Wang C. T., Qu M. et al. The corrosion behaviour of commercial purity titanium processed by high-pressure torsion. *J Mater Sci* 49, 2824–2831 (2014). <https://doi.org/10.1007/s10853-013-7988-z>.

17. Соловей С.А. Современное состояние методов повышения коррозионной стойкости и сопротивления коррозионной усталости сварных соединений (обзор) // Автоматическая сварка. 2017. № 3. С. 51–58.

18. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI316L / Aymen A. Ahmed et al. // Surface & coating Technology. 2014. Vol. 259. P. 448–455.

19. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI316L stainless steel / Suyitno et al. // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. 2012. Vol. 19/ № 12. P. 1093–1099.

REFERENCES

1. Technologist's handbook: handbook / A.G. Suslov, V.F. Bezylazny, B.M. Bazrov [et al.]; edited by A. G. Suslov. Moscow: Mashinostroenie, 2019, 800 p.

2. Technological support and improvement of the operational properties of parts and their joints/ A. G. Suslov [et al.]; under the general editorship of A.G. Suslov. Moscow: Mashinostroenie, 2006, 447 p.

3. Patent No.1782243 of the Russian Federation. The method of heat treatment of products / A.P. Cheylakh, L.S. Malinov. Bull. No. 46, 1992.

4. Zheng, Z.J., Gao, Y., Gui, Y., Zhu, M. Corrosion Behaviour of Nanocrystalline 304 Stainless Steel Prepared by Equal Channel Angular Pressing *Corrosion Science* 54 2012: pp. 60–67.

5. Fundamental principles of engineering support and reliability improvement of the engineering products / A.G. Suslov, V.P. Fedorov, O.A. Gorlenko [et al.]. Moscow: Publishing house «Innovative engineering», 2022, 552 p.

6. Kirichek A.V., Solovyov D.L., Lazutkin A.G. Technology and equipment for static pulse processing by surface plastic deformation. Library of technologist. Moscow: Mashinostroenie, 2004, 288 p.

7. Reference on surface plastic deformation processes / S. A. Berberov, V.Y. Blumenstein, A.I. Boldyrev [et al.]. Volume 1. Irkutsk: Irkutsk National Research Technical University, 2021, 504 p.

8. Kirichek, A.V., Barinov S.V. Relationship Between Processing Parameters, Product Dimensions, and Wave Strain Hardening // *Journal of Manufacturing Science and Engineering. Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*. 2022. Vol. 144. No 3. P. 034501. DOI 10.1115/1.4052008.

9. Kirichek, A.V., Barinov S.V. Development of Parameters Describing Heterogeneous Hardened Structure / A.V. Kirichek, // *Applied Mechanics and Materials*. 2015. Vol. 756. P. 75–78. DOI 10.4028/www.scientific.net/AMM.756.75.

10. Kirichek A.V, Kuzmenko A.P., Altukhov A.Y. et al. Dimensional effects in micro- and nanostructural changes in grain and intragrain structure of steel 45 at static-pulse treatment // *Journal of Nano and Electronic Physics*. 2015. Vol. 7. No 4. P. 04023. DOI 2077–6772/2015/7(4)04023(4)

11. Kirichek, A.V., Barinov S.V. Study of Methods Relating to Increase of Contact Pitting Resistance in 45, 40H, 35HGSA Steel due to Development of Heterogeneous Structure Involving Mechanical Hardening Technique // *Applied Mechanics and Materials*. 2015. Vol. 756. P. 65–69. DOI 10.4028/www.scientific.net/AMM.756.65.

12. Ivanov G.P., Kharitonova L.V., Khudoshin A.A. Increasing the wear resistance of parts by creating a regular heterogeneous macrostructure // *Construction and road machines*. 1997, no. 1, pp. 33–34.

13. Patent No. 2090828 of the Russian Federation. Bulletproof heterogeneous armor made of alloy steel for personal protective equipment and the method of its production / L.A. Kirel, O.M. Mikhailova, S.A. Zhuravlev. Bull. No. 26, 1997.

14. Patent No. 2047661 of the Russian Federation. The method of processing a threaded product / V.S. Avanesov, B.A. Averbukh, D.G. Ashigyan. Bull. No. 6, 1995.

15. Reference on surface plastic deformation processes / I.R. Aslanyan, S.V. Barinov, V.F. Bezylazny [et al.]. Irkutsk: Irkutsk National Research Technical University, 2022, 584 p.

16. Nie M., Wang C. T., Qu M. et al. The corrosion behaviour of commercial purity titanium processed by high-pressure torsion. *J Mater Sci* 49, 2824–2831 (2014). <https://doi.org/10.1007/s10853-013-7988-z>.

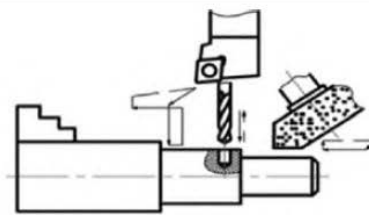
17. Solovey S.A. The current state of methods for increasing corrosion resistance and corrosion fatigue resistance of welded joints (review) // *Automatic welding*. 2017, no. 3. pp. 51–58.

18. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI316L / Aymen A. Ahmed et al. // *Surface & coating Technology*. 2014. Vol. 259. P. 448–455.

19. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI316L stainless steel / Suyitno et al. // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2012. Vol. 19/ № 12. P. 1093–1099.

Статья поступила в редакцию 28.03.2024; одобрена после рецензирования 10.04.2024; принята к публикации 17.04.2024.

The article was submitted 28.03.2024; approved after reviewing 10.04.2024; assepted for publication 17.04.2024.



Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. №11 (161). С.41-48.

Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. №11 (161). P.41-48.

Научная статья

УДК 621.952.45.001.5

doi: 10.30987/2223-4608-2024-44-48

Эффективные способы заточки металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов

Виктор Иванович Бутенко¹, д.т.н.

Валерий Александрович Лебедев², к.т.н.

Елена Николаевна Колганова³, к.т.н.

Роман Геннадьевич Кадач⁴, аспирант

^{1, 2, 3, 4} Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия

¹ butenkowiktor@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0001-9260-1030>

² va.lebidev@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-1838-245X>

³ elenkolg@list.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9466-9658>

⁴ rkad925@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. Рассмотрены проблемы повышения эффективности заточной операции металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов. В качестве металлорежущих инструментов рассматривались резцы с пластинами твёрдых сплавов, а также свёрла из быстрорежущей стали. В работе исследовались различные способы заточки металлорежущих инструментов, на предмет повышения стойкости заточиваемого инструмента, а также стабильность сохранения стойкости, после переточек. Также было исследовано влияние различных способов заточки на различные показатели качества, такие как шероховатость поверхности, микротвёрдость и величину внутрикристаллических напряжений в материале. Исследования по определению периода стойкости токарных твердосплавных пластин производились при точении бесступенчатых валиков из хромоникелевого сплава, а свёрл из быстрорежущей стали, при сверлении отверстий в котельной стали. По результатам исследований видно, что данные методы способны существенно увеличить период стойкости заточиваемых инструментов. Также рассмотрены варианты совмещения различных способов их заточки с другими путями уменьшения их износа. Результаты показали, что данные комбинированные методы позволяют повысить стойкость инструментов ещё на 15...20 %. Таким образом, по результатам выполненных исследований научноёмких способов заточки металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов можно сделать вывод о высокой эффективности способа заточки, который заключается в применении импрегнированного диодидом хрома заточного абразивного круга с подачей в зону обработки йодосодержащей охлаждающей жидкости. Было установлено, что при использовании данного метода заточки, более высокий показатель стойкости достигается у двухкомпонентных твердосплавных пластин токарных резцов, относительно однокомпонентных твердосплавных пластин.

Ключевые слова: способ заточки, резец, сверло, стойкость, твёрдый сплав, быстрорежущая сталь, диодид хрома

Для цитирования: Бутенко В.И., Лебедев В.А., Колганова Е.Н., Кадач Р.Г. Эффективные способы заточки металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2024. № 11 (161). С. 41–48. doi: 10.30987/2223-4608-2024-41-48

Effective ways of sharpening metal-cutting tools made of rapid steel and hard alloys

Viktor I. Butenko¹, D. Eng.
Valery A. Lebedev², Ph.D. Eng.
Elena N. Kolganova³, Ph.D. Eng.
Roman G. Kadach⁴, PhD student

^{1, 2, 3, 4} Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

¹ butenkoviktor@yandex.ru

² va.lebedev@yandex.ru

³ elenkolg@list.ru

⁴ rkad925@mail.ru

Abstract. The problems of increasing the efficiency of the sharpening operation of metal-cutting tools made of rapid steel and sintered-hard alloys are viewed. Cutters with sintered-hard alloy plates, as well as high-speed steel drills, have been on the tapis as metal-cutting tools. The paper examines various methods of sharpening metal-cutting tools for increasing their durability, as well as stable durability maintaining after regrinding. The influence of various sharpening methods on various merit rates, such as surface roughness, microhardness and the amount of transcrystalline stresses in the material, has been studied as well. Research for the durability period determination in turning carbide plates were carried out under turning process of stepless rollers made of chromium-nickel alloy, and drills made of rapid steel, when drilling holes in boiler steel. According to the research results, it can be seen that these methods can significantly increase the durability period of the sharpened tools. Research for the durability period determination in turning carbide plates were carried out under turning process of stepless rollers made of chromium-nickel alloy, and drills made of rapid steel, when drilling holes in boiler steel. According to the research results, it can be seen that these methods can significantly increase the durability period of the sharpened tools. The results showed that these combined methods can increase the durability of tools by another 15...20 %. Thus, taking into account the results of the performed studies using high-tech methods for sharpening metal-cutting tools made of rapid steel and sintered-hard alloys, it can be concluded that the sharpening method is highly effective, being based on the use of grinding abrasive wheel, which is chromium-impregnated and while supplying of an iodine-containing liquid coolant to the work zone. It was found that when using this sharpening method, a higher resistance index is achieved in two-component carbide plates of turning cutters, if comparing to single-component carbide plates.

Keywords: sharpening method, cutter, drill bit, durability, sintered-hard alloy, rapid steel, chromium diiodide

For citation: Butenko V.I., Lebedev V.A., Kolganova E.N., Kadach R.G. Effective ways of sharpening metal-cutting tools made of rapid steel and hard alloys / Science intensive technologies in mechanical engineering. 2024. № 11 (161). P. 41–48. doi: 10.30987/2223-4608-2024-41-48

Введение

В современном машиностроительном производстве при выполнении токарных фрезерных и строгальных работ в качестве режущих элементов инструментов используют непереатачиваемые пластины из твёрдого сплава разной формы. Обладая рядом преимуществ (универсальность, быстрота переналадки, большой сортамент насадок, быстрота переналадки), непереатачиваемые пластины имеют ряд существенных недостатков (относительно большие габариты режущей части, не достаточная жёсткость крепления пластин, большая их номенклатура, износ отверстия под крепёж пластин и т. д.), которые сдерживают использование их на любых металлорежущих инструментах и при выполнении различных технологических операций. При этом следует отметить, что большинство инструментов для выполнения сверлильных операций, а

также цилиндрические, дисковые и концевые фрезы изготавливаются из разных марок быстрорежущей стали или с напаянными пластинами из твёрдого сплава и в процессе эксплуатации подвергаются многократной переточке. Поэтому разработка способов повышения эффективности заточки металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов имеет актуальное значение в машиностроительном производстве, в том числе повышения эффективности эксплуатации станков в роботизированном производстве [1 – 3].

Известно, что состояние рабочих поверхностей инструментов, сформированное в процессе их заточки, оказывает существенное влияние как на стойкость инструментов, так и физические явления, происходящие в зоне резания [4, 5]. Однако в производственной и исследовательской практике вопросам совершенствования способов заточки металлорежущих

инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов уделяется не достаточное внимание.

Методика проведения исследований

Сравнительные исследования разработанных способов заточки проводились на токарных резцах с механическим креплением пластин из твёрдых сплавов ВК8, Т15К6, Т14К8 и спиральных свёрлах из быстрорежущей стали Р6М5. Заточка инструментов осуществлялась на универсальном заточном станке мод. 3А64М с использованием специальных трёх координатных поворотных тисков при заточке твёрдосплавных пластин для токарных резцов и поворотного устройства для заточки свёрл по методу Уошборна [6].

Исследования по определению эффективности способов заточки инструментов проводились на токарном станке мод. 16А20 с ЧПУ и вертикально-сверлильном станке мод. 2Н135 с автономной подачей смазочно-охлаждающего технологического средства (СОТС). Токарной обработке подвергались бесступенчатые валики из сплава 45Х25Н20С2А диаметром 30 мм и длиной 250 мм на следующих режимах резания: скорость резания $v = 0,67$ м/с ($n = 400$ об/мин); подача $S = 0,2$ мм/об; глубина резания $t = 3,0$ мм, без охлаждения. Использовались резцы с механическим креплением режущих пластин из твёрдого сплава Т14К8 с размерами $B \times L \times H = 12 \times 18 \times 6$ мм, имеющие следующую геометрию заточки: $\alpha = 12^\circ$; $\gamma = 10^\circ$; $\lambda = 0^\circ$; $\phi = 30^\circ$; $\phi_1 = 45^\circ$; $r = 0,2$ мм. Износ пластин измерялся на микроскопе БМИ-1. При определении стойкости резца за критерий износа принимался износ режущей пластины по передней поверхности, равный $h_n = 1,2$ мм.

Сверление глухих отверстий на глубину 30 мм осуществлялось в брусках из котельной стали 12ХМФ с размерами $B \times H \times L = 100 \times 50 \times 200$ мм свёрлами из быстрорежущей стали Р6М5 диаметром 14 мм. За критерий износа был принят износ по задней поверхности сверла на периферийном участке, равный $h_z = 0,8$ мм, который фиксировался на микроскопе БМИ-1 с использованием специальной подставки [6]. При сверлении отверстий были приняты следующие режимы: скорость резания $v = 0,29$ м/с ($n = 400$ об/мин), подача $S = 0,15$ мм/об. В качестве СОТС использовался пятипроцентный водный раствор эмульсола «Укринол-14».

Стойкость резцов и свёрл определялась после следующих способов их заточки:

– заточка свёрл абразивным чашечным кругом типа 11 с характеристикой 175×20×32×3 25А

100L8 V 35 ГОСТ Р 52781-2007 ($v_{кр} = 13,2$ м/с; $S_{пр} = 0,06$ м/с; $S_{поп} = 0,02$ мм/дв.ход) без охлаждения;

– заточка твёрдосплавных режущих пластин алмазным кругом типа 11 с характеристикой 175-13-32 AC6 100/80 M1 ($v_{кр} = 26,1$ м/с; $S_{пр} = 0,04$ м/с; $S_{поп} = 0,02$ мм/дв.ход) без охлаждения;

– двойная заточка задней поверхности сверла с углами $2\phi_1 = 118^\circ$ и $2\phi_2 = 70^\circ$ без охлаждения;

– электроалмазная заточка свёрл и пластин из твёрдого сплава с использованием электролита состава нитрат калия – 5 %; нитрат натрия – 0,3 %; вода – 94,7% и следующих режимов: $v_{кр} = 26,1$ м/с; $S_{пр} = 0,06$ м/с; $S_{поп} = 0,05$ мм/дв.ход стола станка, рабочее напряжение $U = 6$ В, плотность тока $i = 60 \dots 80$ А/см², расход электролита $v = 7$ л/мин [7];

– заточка свёрл абразивным кругом, импрегнированным диоксидом хрома CrJ₂ по технологии, описанной в работе [8, 9];

– заточка твёрдосплавных пластин алмазным кругом с охлаждением водным раствором, содержащим 3,6 г/л CrJ₂ и 42 г/л сульфата железа Fe₂O₄ [9];

– заточка твёрдосплавных режущих пластин и свёрл алмазным или абразивным кругом соответственно с подачей в зону обработки охлаждённо-ионизированного воздуха (ОИВ) при давлении 2,2 бар и температуре 5 °С;

В исследованиях определялась средняя стойкость инструментов по данным пяти последовательно проведённым испытаниям.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты выполненных исследований приведены в табл. 1, из анализа которых следует, что используемые в настоящее время в металлообработке способы повышения стойкости металлорежущих инструментов позволяют реально увеличить стойкость твёрдосплавных режущих пластин резцов в 1,3 раза и свёрл из быстрорежущей стали почти в 1,5 раза при токарной обработке деталей из хромоникелевого сплава и сверления отверстий в котельной стали. Однако затраты на практическое использование рассмотренных способов повышения стойкости металлорежущих инструментов существенно отличаются друг от друга. Поэтому выбор конкретных способов повышения стойкости металлорежущего инструмента и их практическое использование зависит от производственных условий предприятия. В связи с этим возникает необходимость в проведении дополнительных

исследований по определению эффективности принимаемого способа повышения стойкости металлорежущих инструментов, например, в

зависимости от количества обрабатываемых деталей с определением точки безубыточности [10].

1. Средние значения стойкости резцов и свёрл в зависимости от способа их заточки

1. Average values of resistance of cutters and drills depending on the method of their sharpening

Способ заточки инструмента	Стойкость инструмента T , мин	
	резец	сверло
Абразивным кругом без охлаждения	-	24,6
Алмазным кругом без охлаждения	37,5	27,9
Двойная заточка задней поверхности сверла	-	29,2
Электроалмазная заточка	44,6	32,7
Импregnированным CrJ_2 абразивным кругом без охлаждения	-	34,6
Алмазным кругом с охлаждением водным раствором $\text{CrJ}_2 + \text{Fe}_2\text{O}_3$	48,2	-
Абразивным или абразивным кругом с подачей ОИВ	43,3	31,9

Повысить стойкость металлорежущих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов можно за счёт совмещения способов их заточки с другими путями уменьшения их износа. Были проведены исследования следующих совмещённых способов повышения стойкости инструментов: 1 – заточка импregnированным диоксидом хрома абразивным кругом, совмещённая с подачей в зону резания йодосодержащего СОТС; 2 – заточка импregnированным диоксидом хрома абразивным кругом, совмещённая с подачей в зону резания ОИВ; 3 – йодосодержащее никель-фосфорное покрытие, совмещённое с подачей в зону резания йодосодержащего СОТС; 4 – нитрид титановое покрытие, совмещённое с подачей в зону резания йодосодержащего СОТС; 5 – заточка алмазным кругом с охлаждением водным раствором диоксида хрома и сульфата железа, совмещённая с подачей в зону резания йодосодержащего СОТС; 6 – заточка алмазным кругом с охлаждением водным раствором диоксида хрома и сульфата железа, совмещённая с подачей в зону резания ОИВ.

Результаты исследований в виде гистограмм приведены на рис. 1, из анализа которого следует, что применение совмещение способов заточки с другими путями уменьшения износа инструмента позволяет ещё на 15...20 % повысить стойкости инструментов по сравнению с их значениями, приведёнными в табл. 1. Однако в случае применения совмещённых способ повышения стойкости металлорежущих инструментов необходимо

учитывать их технологическую совместимость, особенно при нанесении на режущую часть инструментов покрытий или функциональных слоёв [11].

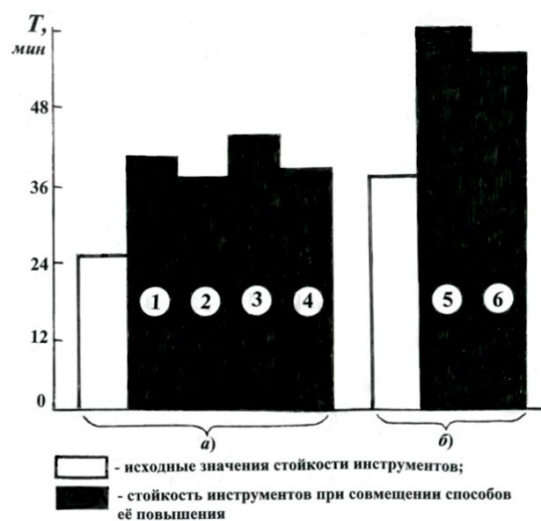


Рис. 1. Гистограмма стойкости свёрл из быстрорежущей стали Р6М5 (а) и режущих пластин из твёрдого сплава Т1К8 (б) от применения совмещённых способов повышения стойкости инструментов

Fig. 1. Histogram of resistance of drills made of rapid steel R6M5 (a) and cutting plates made of hard alloy T1K8 (b) from the use of combined methods to increase the resistance of tools

Эффективность способа заточки инструмента во многом зависит от физико-механических свойств инструментального материала. На рис. 2 представлена гистограмма стойкости режущих пластин из различных твёрдых

сплавов, построение которой осуществлялось по данным среднеарифметических значений стойкостей, полученных при токарной обработке 10 образцов из сплава 45Х25Н20С2А при одном и том же способе заточки пластин. Анализ гистограммы свидетельствует о том, что алмазная заточка твёрдосплавных режущих пластин с охлаждением зоны обработки водным раствором сульфата железа и диоксида хрома позволяет обеспечить более высокую их стойкость у пластин из двухкомпонентных твёрдых сплавов Т15К6 и Т14К8 по сравнению с пластиной из однокомпонентного сплава ВК8.

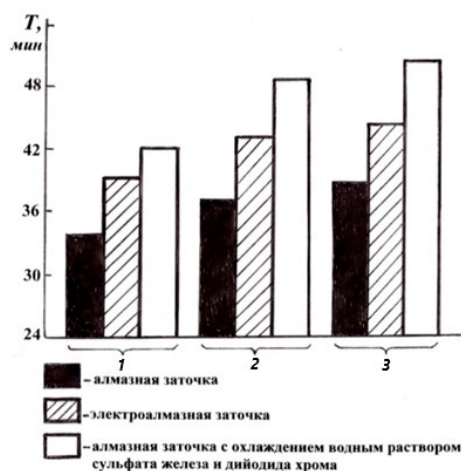


Рис. 2. Гистограмма стойкости режущих пластин из твёрдых сплавов при различных способах их заточки:

1 – ВК8; 2 – Т15К6; 3 – Т14К8

Fig. 2. Histogram of resistance of cutting plates made of sintered-hard alloys at various temperatures methods of sharpening them:

1 – ВК8; 2 – Т15К6; 3 – Т14К8

Важнейшим показателем эффективности использования металлорежущего инструмента является обеспечение постоянства значений его стойкости после каждой переточки, что особенно важно при проектировании автоматизированных технологических систем изготовления изделий различного назначения, обеспечивающих ускоренную адаптацию их к решению конкретных производственных задач [1, 12]. Результаты выполненных исследований приведены на рис. 3, из анализа которых следует, что заточка спиральных свёрл из быстрорежущей стали Р6М5 импрегнированным диоксидом хрома абразивным чашечным кругом с подачей йодосодержащей охлаждающей жидкости (кривая 4) позволяет не только повысить стойкость свёрл более чем в 1,5 раза по сравнению с абразивной заточкой без

охлаждения (кривая 1) и обеспечивает более высокую стойкость по сравнению с алмазной (кривая 2) и электроалмазной (кривая 3) заточками, но и практически полностью исключает разброс стойкостей свёрл по мере их последовательных заточек, что особенно важно при использовании в машиностроительном производстве многоинструментальных наладок [2, 12].

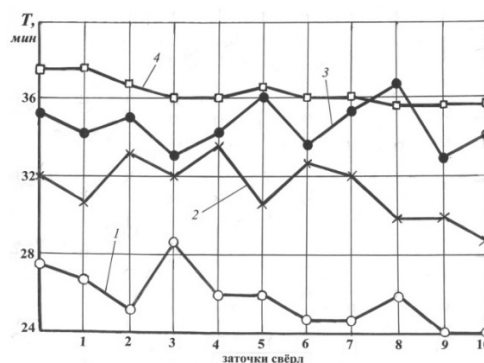


Рис. 3. Значения стойкостей свёрл T из быстрорежущей стали Р6М5 после их заточки:

1 – абразивным кругом без охлаждения; 2 – алмазным кругом; 3 – электроалмазной заточки; 4 – импрегнированным диоксидом хрома абразивным кругом с подачей йодосодержащей охлаждающей жидкости

Fig. 3. Resistance values of T drills made of rapid steel Р6М5 after their sharpening:

1 – using an abrasive wheel without cooling; 2 – using a diamond wheel; 3 – using an electric diamond tool grinding; 4 – using an abrasive wheel, diiodide chromium-impregnated, supplying an iodine-containing liquid coolant

Были выполнены исследования состояния материала поверхностного слоя задней поверхности сверла, полученные после каждого способа их заточки. С помощью портативного профилографа с компьютерным управлением «Surftest-210» определялся начальный параметр шероховатости задней поверхности сверла после его заточки Ra . Разброс микротвёрдости материала задней поверхности сверла после его заточки ΔH определялся при помощи твёрдомера портативного ультразвукового МЕТ-У1 по десяти точкам замеров. Определение внутрикристаллического напряжения в материале поверхностного слоя задней поверхности сверла после заточки $\Delta\sigma_a$ было выполнено по рентгенограммам, снятым с задней поверхности сверла на дифрактометре ДРОН-2.

Результаты выполненных исследований представлены в табл. 2, из анализа которой следует, что применение заточки свёрл из быстрорежущей стали импрегнированными абразивными кругами с подачей в зону обработки йодосодержащей СОТС существенно снижает

шероховатость рабочих поверхностей инструмента за счёт нивелирования микронеровностей образовавшимися йодидами железа [9] при одновременном снижении напряжения материала

поверхностного слоя. Это способствует повышению стойкости инструмента и уменьшению её разброса в процессе повторных заточек.

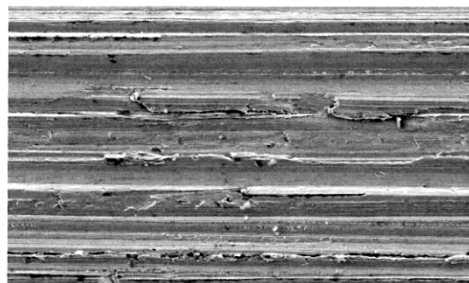
2. Показатели качества поверхностного слоя задней поверхности сверла при различных способах заточки

2. Quality indicators of the surface layer of the back surface of the drill with various sharpening methods

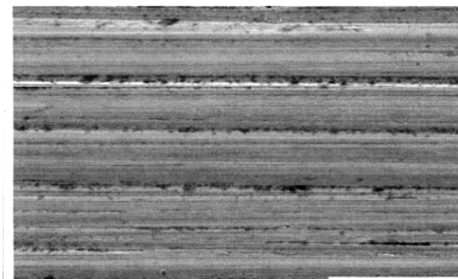
Способ заточки	Ra , мкм	H_v , ГПа	ΔH_v , ГПа	$\Delta a/a$, МПа	ΔT , мин
Абразивным кругом	0,85	2,8	0,7	39,6	4,5
Алмазным кругом	0,40	2,4	0,6	32,4	4,0
Электроалмазная заточка	0,32	2,1	0,5	28,5	3,5
Импрегнированным диоксидом хрома абразивным кругом	0,32	1,9	0,3	26,2	2,0

На металлографическом микроскопе МИМ-8М проведены исследования начальной топографии поверхностного слоя задней поверхности сверла после того или иного способа заточки (рис. 4 (увеличение 24)). Результаты исследований показали, что способ заточки сверла из быстрорежущей стали

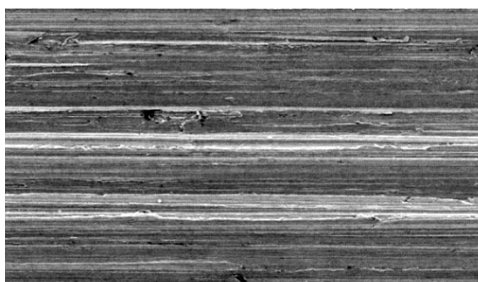
импрегнированным диоксидом хрома абразивным кругом с подачей йодосодержащей охлаждающей жидкости позволяет получать поверхность практически без рисок со сформировавшимся на ней слое йодидов железа, обладающих низким коэффициентом трения.



а)



б)



в)



г)

Рис. 4. Начальная топография задней поверхности сверла после его заточки абразивным кругом без охлаждения (а), алмазным кругом (б), электроалмазной заточки (в) и импрегнированным диоксидом хрома абразивным кругом с подачей йодосодержащей охлаждающей жидкости (г)

Fig. 4. The initial topography of the back surface of the drill after grinding operation using an abrasive wheel with no cooling (a), a diamond wheel (b), an electro-diamond tool grinding (c) using an chromium dioxide-impregnated abrasive wheel supplying of iodine-containing cooling liquid (d)

Выводы

1. Выполненные сравнительные исследования различных способов заточки металлорезающих инструментов из быстрорежущей стали и твёрдых сплавов показали, что высокая эффективность по стойкости инструмента и показателям качества обработанной поверхности детали достигается в том случае, когда в процессе заточки в зону обработки вводится диодид хрома путём импрегнирования абразивного круга или добавлением в используемую охлаждающую жидкость.

2. Результаты выполненных исследований позволяют технологам машиностроительных предприятий из многообразия существующих способов заточки металлорезающих инструментов, направленных на повышение их стойкости, принимать наиболее эффективные для конкретных технологических процессов обработки деталей с учётом производственных условий предприятия.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. **Бутенко В.И.** Научные основы функциональной инженерии поверхностного слоя деталей машин. Ростов-на-Дону: Изд. центр ДГТУ, 2017. 481 с.
2. **Научные** основы технологии машиностроения: учеб. пособие / А.С. Мельников, М.А. Тамаркин, Э.Э. Тищенко [и др.]. СПб: Лань, 2018. 420 с.
3. **Nagewaran T., Philipp H., Zeman P., Klement U.** Effects of highpressure cooling in the flank and rake faces of WC tool on the tool wear mechanism and process conditions in turning of alloy 718// *Wear*, 2010. Vol. 37. P. 434–435.
4. **Hennersperger G.** Towards MRI-based autonomous robotic US acquisition: a first feasibility study. *IEEE Trans. Med. Imaging*. 2016. Vol. 36. № 2. P. 538–548.
5. **De Filippis I., Guglieri G., Quagliotti F.** Path planning strategies for UAVS in 3D environments *Journal of Intelligent & Robotic Systems, Theory App.* 2012. Vol. 65, № 1–4. P. 247–264.
6. **Бутенко В.И., Кадач Р.Г.** Исследование эффективности способов заточки металлорезающих инструментов из быстрорежущей стали // *Современные тенденции развития инструментальных систем и металлообрабатывающих комплексов: сб. тр. науч.-техн. конф.* Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2023. С. 96–101. <https://ntb.donstu.ru/content/2023265>.
7. **Бутенко В.И., Кадач Р.Г.** Исследование эффективности способов заточки режущих пластин из твёрдого сплава // *Перспективные направления развития отделочно-упрочняющих и виброволновых технологий: сб. тр. научного семинара.* Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2023. С. 82–88. <https://ntb.donstu.ru/content/2023526>.
8. **Бутенко В.И., Прокопец Г.А.** Поверхностно-

активные вещества в процессах абразивной обработки материалов. Ростов-на-Дону: Изд. центр ДГТУ, 2021. 158 с.

9. **Применение** йода и его соединений в процессах обработки и эксплуатации деталей машин / В.И. Бутенко. Ростов-на-Дону: Изд. центр ДГТУ, 2023. 242 с.

10. **Бутенко В.И., Куприк А.В.** Техничко-экономическая оценка эффективности использования йодосодержащих смазочно-охлаждающих технологических средств при выполнении сверлильных операций // *Фундаментальные основы физики, химии и механики наукоемких технологических систем формообразования и сборки изделий: сб. тр. междунар. науч. симпозиума технологов-машиностроителей.* Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2022. С. 20–26. <https://ntb.donstu.ru/content/2022436>.

11. **Технологическая** совместимость функциональных слоёв и покрытий / В.И. Бутенко. Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2020. 169 с

12. **Zheng G., Qia X., Eynard B., Bai J., Li J., Zhang Y.** SME-oriented flexible design approach for robotic manufacturing systems // *J. Manuf. Syst.*

REFERENCES

1. Butenko V.I. Scientific fundamentals of functional engineering of machinery surface layer. Rostov-on-Don: Publishing house of the DSTU Center, 2017, 481 p.
2. Scientific foundations of engineering techniques: study guide/ A.S. Melnikov, M.A. Tamarkin, E.E. Tishchenko, et al.]. St. Petersburg: Lan, 2018, 420 p.
3. Nagewaran T., Philipp H., Zeman P., Klement U. Effects of highpressure cooling in the flank and rake faces of WC tool on the tool wear mechanism and process conditions in turning of alloy 718// *Wear*, 2010. Vol. 37. P. 434–435.
4. Hennersperger G. Towards MRI-based autonomous robotic US acquisition: a first feasibility study. *IEEE Trans. Med. Imaging*. 2016. Vol. 36. № 2. P. 538–548.
5. De Filippis I., Guglieri G., Quagliotti F. Path planning strategies for UAVS in 3D environments *Journal of Intelligent & Robotic Systems, Theory App.* 2012. Vol. 65, № 1–4. P. 247–264.
6. Butenko V.I., Kadach R.G. Investigation of the effectiveness of methods for sharpening metal-cutting tools made of rapid steel // *Modern trends in the development of tool systems and metalworking complexes: proceedings of scientific and technical. conf.* Rostov-on-Don: DSTU, 2023. pp. 96–101. <https://ntb.donstu.ru/content/2023265>.
7. Butenko V.I., Kalach R.G. Investigation of the effectiveness of methods for sharpening stintered-hard alloy cutting plates // *Promising directions for the development of finishing-strengthening and vibration-wave technologies: proc. of scientific seminar.* Rostov-on-Don: DSTU, 2023. pp. 82–88. <https://ntb.donstu.ru/content/2023526>.
8. Butenko V.I., Prokopets G.A. Surfactants in the abrasive processing operation of materials. Rostov-on-Don: Publishing house of the DSTU Center, 2021. 158 p.
9. The use of iodine and its compounds in the processing and operation of machine parts / V.I. Butenko. Rostov-on-Don: Publishing house of the DSTU Center, 2023. 242 p.

10. Butenko V.I., Kuprik A.V. Technical and economic assessment of the effectiveness of the use of iodine-containing lubricating and cooling technological means in performing drilling operations // Fundamental principles of physics, chemistry and mechanics of high-tech technological systems for shaping and assembling products: proc. of international scientific symposium of engineering technologists. Rostov-on-Don: DSTU, 2022. pp. 20–26. <https://ntb.donstu.ru/content/2022436>

11. Technological compatibility of functional layers and coatings / V.I. Butenko. Rostov-on-Don: DSTU, 2020. 169 p.

12. Zheng G., Qia X., Eynard B., Bai J., Li J., Zhang Y. SME-oriented flexible design approach for robotic manufacturing systems // J. Manuf. Syst. 2019. Vol. 51. P. 62–74.

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 17.06.2024; одобрена после рецензирования 26.06.2024; принята к публикации 09.07.2024.

The article was submitted 17.06.2024; approved after reviewing 26.06.2024; assepted for publication 09.07.2024.

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 17.11.2024. Выход в свет 29.11.2024.

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

