

Научноёмкие технологии в машиностроении. 2025. №2 (164). С.11-22.
Science intensive technologies in mechanical engineering. 2025. №2 (164). P.11-22.

Научная статья
УДК: 669.35.5:621.793
doi: 10.30987/2223-4608-2025-2-11-22

Структурно-фазовые превращения, массоперенос и триботехнические характеристики газодинамических медно-цинковых покрытий при трении скольжения

Лидия Ивановна Куксенова¹, Д.Т.Н.
Владимир Евгеньевич Архипов², К.Т.Н.
Максим Сергеевич Пугачев³, Н.С.
Дмитрий Александрович Козлов⁴, К.Т.Н.

^{1, 2, 3, 4} Институт Машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия

¹ lkukc@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0000-9207-6587>

² vearkhipov@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0001-8106-1408>

³ pugachevma@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9159-8831>

⁴ kozlov74@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0000-0000-0000>

Аннотация. Исследовали влияние температуры нанесения покрытия и величины смещения сопла распылителя на структурно-фазовые превращения в покрытиях на стали 40X, полученном методом холодного газодинамического напыления порошковой смеси состава Cu:Zn:Al₂O₃=35:35:30 % масс. С помощью метода локального рентгеноспектрального анализа идентифицирован фазовый состав покрытия. Показано, что при газодинамическом напылении в покрытии могут образовываться пять фаз, формирующиеся в результате превращений в твердом состоянии в условиях высокоскоростного ударного контактного взаимодействия: α-твердый раствор Cu – Zn; β'-твердый раствор на базе соединения CuZn; γ-твердый раствор на основе Cu₅Zn₈; ε-твердый раствор на основе соединения CuZn₃; η-твердый раствор Zn – Cu. При температурах напыления 270 и 360 °С преобладающей фазой является α-твердый раствор Cu – Zn. Триботехнические испытания пары реверсивного трения скольжения сталь 40X (с покрытием) – сталь ШХ15 в среде масла И-20А показали, что сопряжение обладает высокой работоспособностью при контактных давлениях не менее 50 МПа. Деформация, диффузия и фрикционный массоперенос в зоне контактного взаимодействия приводят к реализации эффекта «классической безызносности», отличительной особенностью которого является формирование медно-цинкового третьего тела с вкраплениями корунда, обладающего способностью прямого и обратного переноса покрытия, обеспечивая защиту поверхностных слоёв пары трения от разрушения. Высокая износостойкость контактирующих материалов пары трения достигается благодаря плёнкам фрикционного массопереноса.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, латуни, структура, диффузия, фазовый состав, конструкционные материалы, трибологические свойства, фрикционный массоперенос

Для цитирования: Куксенова Л.И., Архипов В.Е., Пугачев М.С., Козлов Д.А. Структурно-фазовые превращения, массоперенос и триботехнические характеристики газодинамических медно-цинковых покрытий при трении скольжения // Научноёмкие технологии в машиностроении. 2025. № 2 (164). С. 11–22. doi: 10.30987/2223-4608-2025-2-11-22

Structural and phase transformations, mass transfer, and tribotechnical characteristics of gas-dynamic copper-zinc coatings occurring under sliding friction

Lidiya I. Kuksenova¹, D.Eng.
Vladimir E. Arkhipov², Ph.D. Eng.
Maxim S. Pugachev³, Research Officer
Dmitry A. Kozlov⁴, Ph.D. Eng.

^{1, 2, 3, 4} Institute of Machines Science named after A.A.Blagonravov of the Russian Academy of Sciences,
Moscow, Russia

¹ lkukc@mail.ru

² vearkhipov@mail.ru

³ pugachevma@mail.ru

⁴ kozlov74@mail.ru

Abstract. The effect of the coating temperature and the displacement of the spray nozzle on the structural and phase transformations in the coating on 40X steel obtained by cold gas-dynamic spraying of a powder mixture of Cu:Zn: Al₂O₃=35:35:30 (% wt) has been studied. The phase composition of the coating was identified using the method of

local X-ray spectral analysis. It was shown that under gas-dynamic spraying there can be five phases gradually occurring in the coating, being formed as a result of solid state transformations under conditions of high-speed impact contact interaction: α -Cu – Zn solid solution; β' -CuZn-based solid solution; γ -Cu₅Zn₈-based solid solution; ε -CuZn₃-based solid solution.; η is a solid solution of Zn – Cu. Under sputtering temperatures of 270 and 360 °C, the alpha – Cu – Zn solid solution phase becomes predominant. Tribotechnical tests of a pair of reversible sliding friction steel 40X (coated) – steel SHX15 in an I-20A oil medium have shown that the coupling has high performance at contact pressures of at least 50 MPa. Deformation, diffusion and frictional mass transfer in the zone of contact interaction lead to the realization of the «classical wearlessness» effect, the distinctive feature of which is the formation of a copper-zinc third body with corundum inclusions and capable of direct and reverse coating transfer, providing protection of the surface layers of the friction pair from destruction High wear resistance of the friction pair contacting materials is achieved due to the frictional mass transfer films.

Keywords: gas dynamic spraying, brass, structure, diffusion, phase composition, structural materials, tribological properties, frictional mass transfer

For citation: Kuksenova L.I., Arkhipov V.E., Pugachev M.S., Kozlov D.A. Structural and phase transformations, mass transfer, and tribotechnical characteristics of gas-dynamic copper-zinc coatings occurring under sliding friction / Science intensive technology in mechanical engineering. 2025. № 2 (164). P. 11–22. doi: 10.30987/2223-4608-2025-2-11-22

Введение

Выбор конструкционных материалов триботехнического назначения для тяжело-нагруженных сопряжений определяется комплексом функциональных и эксплуатационных характеристик применительно к условиям реального применения. К таким характеристикам в первую очередь относится износостойкость и несущая способность поверхностных эксплуатационных слоев.

Для изготовления деталей пар трения скольжения используются разнообразные конструкционные материалы [1]. Для стальных тяжело-нагруженных сопряжений эффективным средством повышения их нагрузочной способности является создание модифицированных поверхностных слоев. С этой целью применяются разнообразные методы, основанные на принципах химического, электрохимического и физического осаждения и формирования покрытий на поверхности изделий [2]. В качестве материалов покрытий широкое распространение получили медные сплавы вследствие их способности создавать предпосылки для реализации положительного градиента механических свойств по толщине поверхностного эксплуатационного слоя и, следовательно, локализовать в нем физико-химические и деформационные процессы, ответственные за формирование частиц износа [3]. При этом в основе триботехнической эффективности медьсодержащих поверхностных слоев является фрикционный массоперенос, который определяется их структурно-механическим состоянием.

Массоперенос материала с одной поверхности на другую является универсальным

эффектом и имеет место практически при всех механизмах изнашивания, являясь одним из важных составляющих, которые влияют на уровень поверхностного разрушения, несущую способность контакта и ресурс узла трения в целом. На основе результатов экспериментальных исследований в [4] описаны представления о наиболее распространенных механизмах фрикционного массопереноса. Наибольший эффект повышения износостойкости материала наблюдается при фрикционном массопереносе в условиях избирательного переноса [3]. Суть механизма состоит в создании в зоне контакта слоя меди в результате физико-химических факторов при трении в поверхностно-активной смазочной среде и его переноса на сопряженное стальное контртело. Этот процесс имеет циклический характер, вызванный перераспределением дислокационной структуры и легирующих элементов, в результате чего пара трения переходит в режим практической безызносности.

Ярко проявляется эффект массопереноса при трении антифрикционных подшипниковых сплавов, в составе которых содержится мягкая структурная составляющая [5]. Вследствие существенно отличающихся механических свойств структурных фаз подшипникового сплава в процессе силового контактного взаимодействия на поверхность трения выдавливается более мягкая из них. При достижении определенной толщины процесс формирования пленки переноса достигает стабильного режима вследствие перехода матрицы в упругое состояние (этот период соответствует завершению режима приработки). Значение этой

толщины определяется аналитически по соотношению:

$$h_p = 0,2 l_k (K_2/K_1) (1 - 2\mu)^{1/2}, \quad (1)$$

где l_k – длина пятна фактического контакта; K_2 – предел текучести пленки переноса; K_1 – предел текучести основной фазы; μ – коэффициент трения.

Эксперименты показывают, что толщина пленки переноса имеет микронный масштаб, что согласуется с представлениями, положенными в основу соотношения (1). Это дает основание сделать вывод, что выжимаемая из матрицы мягкая структурная составляющая частично выполняет роль твердого смазочного материала: с ней связано повышение износостойкости сплава, его противозадирной стойкости, и несущей способности контакта [5].

Наиболее выражен фрикционный массоперенос в парах трения, когда антифрикционным материалом служит полимер, контртелом металлический образец [6]. Отмечается несколько последовательных этапов процесса формирования пленки переноса: 1 – под действием повышения температуры в зоне контакта когезионная прочность полимера снижается, и при достижении порогового значения полимер переносится на поверхность контртела; 2 – в результате адгезионного взаимодействия на поверхности металлического контртела формируется пленка переноса; 3 – в объеме пленки переноса создается циклическое напряженно-деформированное состояние; 4 – завершением является накопление повреждаемости в пленке переноса, часть которой остается в виде защитной вторичной структуры, а другая удаляется из зоны контакта в виде продуктов износа. Толщину пленки фрикционного переноса h предлагается оценивать по формуле:

$$h = r/R(at/\pi)^{1/2} - [r\lambda(T_n - T_0)/2Rq_c],$$

где r – размер образца; R – размер траектории скольжения; a , λ – коэффициенты тепловых свойств полимера; T_0 , T_n – температура среды и полимера в зоне контакта соответственно; q_c – характеристика теплового потока [6]. Расчет согласуется с экспериментами.

Триботехническая эффективность пленки переноса связывается с явлением самосмазывания полимеров при трении.

В работе [7] изучалась кинетика переноса мягкого металлического покрытия на основе меди, нанесенного газотермическим напылением на поверхность стального образца (испытания проводились при трении в нормальных условиях и в высокотемпературной агрессивной среде). Установлено, что медьсодержащие покрытия в нормальных условиях испытаний обеспечивают работоспособность сопряжения без смазочного материала за счет фрикционного массопереноса в зоне контакта, но в условиях высокотемпературной агрессивной среды эффект массопереноса не столь значительный.

Современный уровень науки о материалах триботехнического назначения указывает на комплекс процессов механо-физико-химической природы, приводящих к универсальному явлению при трении, называемому фрикционным массопереносом. Результаты теоретических и экспериментальных исследований дают основание сделать вывод, что в основе природы триботехнической эффективности пленок фрикционного массопереноса лежат состав антифрикционного материала, структура, характеристики механических свойств, внешних условий испытаний, толщина пленки фрикционного переноса, величины адгезии и когезии. При разных сочетаниях конструкционных и смазочных материалов пар трения явление фрикционного массопереноса служит средством понижения энергосиловых условий на контакте и, следовательно, средством управления работоспособностью материалов триботехнического назначения.

В настоящее время для увеличения ресурса стальных пар трения получает применение метод «холодного» газодинамического напыления сплавов на основе меди. Он позволяет наносить функциональные покрытия на локальные участки и значительные площади поверхности деталей в заводских и полевых условиях при минимальном разогреве подложки (≤ 160 °C). Метод основан на введении в нагретый поток воздуха, истекающего из сопла распылителя со скоростью выше скорости звука, механической смеси металлических частиц. Прочность адгезионной связи с

подложкой достигает величины ≈ 50 МПа, а когезионная прочность – ≈ 100 МПа [8]. Столь высокие значения адгезии и когезии покрытия позволяют ей сохранять адгезионное взаимодействие с подложкой в течение всего срока эксплуатации [9].

В данной работе представлены результаты экспериментального исследования влияния параметров газодинамического напыления медно-цинкового покрытия на структурно-фазовые превращения в твёрдой фазе, массоперенос в многокомпонентной градиентной структуре покрытия, и применения этого покрытия в паре реверсивного трения скольжения сталь – сталь.

Материалы и методики исследования. Покрытие на сталь 40Х наносилось с помощью установки ДИМЕТ–404 при скорости перемещения сопла относительно образца 10 мм/с и расстояния от сопла до поверхности, равном 10 мм (рис. 1). Применяли механическую смесь частиц меди, цинка и корунда в соотношении $\text{Cu:Zn:Al}_2\text{O}_3 = 35:35:30$ % масс. при температуре потока воздуха 270, 360, 450 и 540 °С и смещением сопла 2 и 3 мм.

Перемещение сопла вдоль края образца позволяет получить слой металла шириной около 5,5 мм, имеющего в сечении вид сегмента окружности (рис. 1, рис. 2). Наносится первый слой, и затем сопло смещается на $L = 2$ мм (перекрытие ≈ 64 %) или $L = 3$ мм (перекрытие ≈ 55 %) относительно ранее нанесенного слоя металла, после чего при обратном ходе сопла наносится следующий слой со смещением. Время напыления на образец размером 15×15 мм при смещении сопла на $L = 3$ мм составляет 20...22 с и при смещении на $L = 2$ мм 28...30 с [10]. Для получения достаточной толщины покрытия (150...450 мкм) напыление проводится многократно за счёт нанесения покрытий друг на друга (разных циклов напыления), рис. 2.

Фазовый состав покрытий исследовали на дифрактометре Rigaku Ultima IV на Cu-K_α излучении. Анализ дифрактограмм проводили на основе базы данных PDF-2. Рентгеноспектральный анализ регистрировали с помощью установки Rigaku PrimusII. особенности морфологии и элементного состава покрытия выявляли на сканирующем электронном микроскопе FEI «Quanta-650».

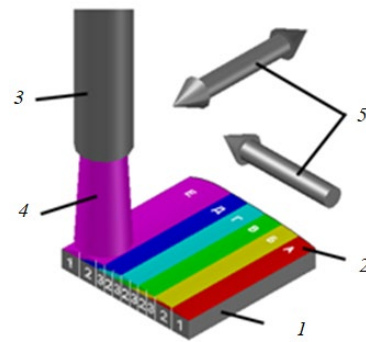


Рис. 1. Схема нанесения покрытия:
1 – подложка; 2 – покрытие; 3 – сопло; 4 – поток напыляемых частиц; 5 – направление движение сопла и подложки

Fig. 1. Coating application scheme:
1 – substrate; 2 – coating; 3 – nozzle; 4 – flow of sprayed particles; 5 – direction of movement of the nozzle and substrate

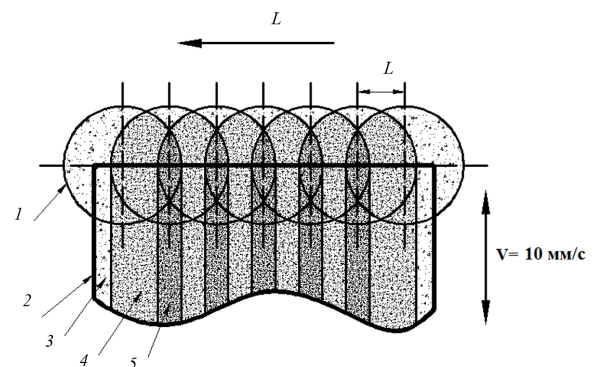


Рис. 2. Схема обработанной поверхности при смещении сопла на $L = 2$ мм:
1 – проекция сопла; 2 – образец; 3 – области поверхности образца, подвергаемые воздействию частиц один раз; 4 – два раза; 5 – три раза

Fig. 2. Scheme of the treated surface with a nozzle displacement of $L = 2$ mm:
1 – nozzle projection; 2 – sample; 3 – sample surface areas exposed to particles one time; 4 – twice; 5 – three times

Испытания на износ проводили на машине трения МТ-8 с возвратно-поступательным движением сопрягаемых плоских образцов при средней скорости скольжения 0,19 м/с, ступенчатом повышении контактного давления до 50 МПа в индустриальном масле И-20А.

Результаты исследования и их обсуждение. Для идентификации структурно-фазовых превращений в результате взаимодиффузии цинка и меди в процессе напыления порошковой смеси наиболее достоверным является локальный рентгеноспектральный анализ. Рассмотрим

результаты этого исследования, проведённого по трассе, начинающейся на частице меди, проходящей по частице цинка и заканчивающейся на частице меди (трасса представляет собой частицы Cu – Zn – Cu), рис. 3.

Если рассматривать изменение содержания меди в частице цинка на рис. 3, а (температура напыления 270 °С), слева направо, то на первом участке концентрация меди снижается от 100 % до ≈ 95 % и затем резко падает до точки перегиба, где ее массовая доля составляет ≈ 60 %. В соответствии с диаграммой состояния Cu – Zn рассмотренную область следует отнести к α-твёрдому раствору Cu – Zn, а ближе к содержанию меди 60 % – к области существования α-фазы и β'-твёрдого раствора электронного типа на базе

Cu – Zn [11]. С увеличением трассы сканирования содержание меди повышается до ≈ 90 %, что соответствует α-твёрдому раствору Cu – Zn, и затем резко снижается до концентрации 22 %, соответствующей области ε-твёрдого раствора электронного типа на базе CuZn₃. При смещении к центру частицы цинка концентрация меди увеличивается до ≈ 42 %, и на некотором отрезке трассы содержание компонентов практически не изменяется. Такому соотношению меди и цинка соответствует область γ-твёрдого раствора электронного типа на базе Cu₅Zn₈. Далее содержание меди снижается к области ε-фазы (≈ 15...20 %) и сохраняется на этом уровне, а затем через резкое повышение (60 %) и снижение (30 %) ее концентрация увеличивается и достигает 100 %.

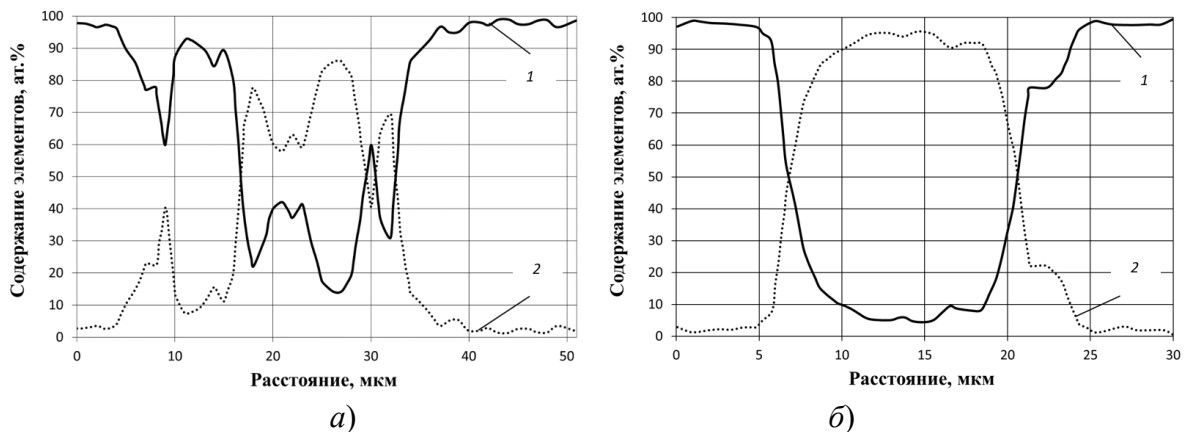


Рис. 3. Распределение меди и цинка по трассе сканирования покрытий:
а – напыленных при 270 °С; б – напыленных при 360 °С; 1 – Cu; 2 – Zn

Fig. 3. Distribution of copper and zinc along the scanning path of coatings:
а – sprayed at 270 °С; б – sprayed at 360 °С; 1 – Cu; 2 – Zn

При повышении температуры напыления до 360 °С, рис. 3, б, характер изменения концентрации меди в частице цинка изменяется; его особенность состоит в симметричном распределении меди и отсутствии скачков концентрации компонентов. Содержание меди достаточно плавно и симметрично снижается со 100 % до 92 %, потом резко уменьшается до концентрации 13 %, после чего плавно выходит на «плато» с содержанием 5...7 % Cu. Содержание меди в верхней части кривой соответствует области α-твёрдого раствора Cu – Zn, а нижняя – области η-твёрдого раствора Zn – Cu и ε-твёрдого раствора

электронного типа на базе CuZn₃. Вся остальная часть кривой концентрации в соответствии с диаграммой состояния Cu – Zn состоит из твёрдых растворов электронного типа на основе Cu₅Zn₈ (γ-фаза) и на основе CuZn (β'-фазы).

Таким образом, локальный анализ продемонстрировал, что в частице цинка формируются диапазоны концентрации меди и цинка, которые в соответствии с диаграммой состояния Cu – Zn, указывают наличие основных фаз, присущих латуням.

Известно [12], что формирование зоны диффузии металлов и фазового состава в

твёрдом состоянии при контакте меди и цинка происходит в результате диффузии цинка в медь. Отношение коэффициента диффузии цинка к коэффициенту диффузии меди, вычисленное, например, для ϵ -фазы, составляет ($D_{Zn}:D_{Cu} = 47$), и это соотношение может достигать (80 : 1) [12]. Поэтому отмеченная выше диффузия меди в цинк является исключением из общего закона формирования фаз на основе системы Cu – Zn. Эта особенность указывает на наличие факторов, присущих газодинамическому способу нанесения покрытий. Есть основания полагать, что эта особенность диффузии обусловлена процессом высокоскоростного ударного контактного взаимодействия частиц Cu, Zn, Al₂O₃ между собой и с обрабатываемой поверхностью, что и приводит к реализации разных структурно-фазовых превращений в зависимости от параметров технологии напыления.

Исследование среднего по объему химического состава медно-цинковых напыленных покрытий указывает на его отличие от исходного порошкообразного состояния, а также на зависимость концентрации элементов в покрытии от температуры напыления, что обусловлено энергетическими характеристиками процесса в условиях контактного ударного взаимодействия частиц металлов [8, 13], табл. 1. При температуре напыления 270 °С и 360 °С содержание компонентов практически не зависит от величины смещения сопла и составляет: концентрация меди 82,08 % и 82,20 %, концентрация цинка – 17,38 % и 17,70 % (смещение сопла 2 мм и 3 мм соответственно при температуре 270 °С); при температуре 360 °С концентрация меди достигает 69,03 % и 69,41 %, цинка – 30,42 % и 30,10 % (соответственно для смещения сопла 2 и 3 мм). При этом основной структурной составляющей является α -твёрдый раствор Cu – Zn.

1. Элементный состав медно-цинкового покрытия

1. Elemental composition of copper-zinc coating

Температура, °С	Смещение, мм	Химические элементы, ат. %		Основные фазы
		Cu	Zn	
270	2	82,08	17,38	α
	3	82,20	17,70	α
360	2	69,03	30,42	α
	3	69,41	30,10	α
450	2	53,80	45,40	$\alpha + \beta'$
	3	56,87	41,87	$\alpha + \beta'$
540	2	50,07	49,37	β'
	3	45,33	53,83	$\beta' + \gamma$

При повышении температуры до 450 °С содержание меди в покрытии уменьшается (53,8 % и 56,87 %), а цинка – увеличивается (45,4 % и 41,87 %). Увеличение температуры потока газа до 540 °С приводит к дальнейшему снижению концентрации меди и повышению цинка и, соответственно, к изменению структурно-фазового состава покрытия.

Следовательно, можно сделать вывод, что экспериментально установленные концентрации элементов в объеме покрытия также указывают на образование латуней в однофазном и многофазном состояниях, что согласуется с результатами локального спектрального и диаграммой состояния Cu – Zn, рис. 4 [14].

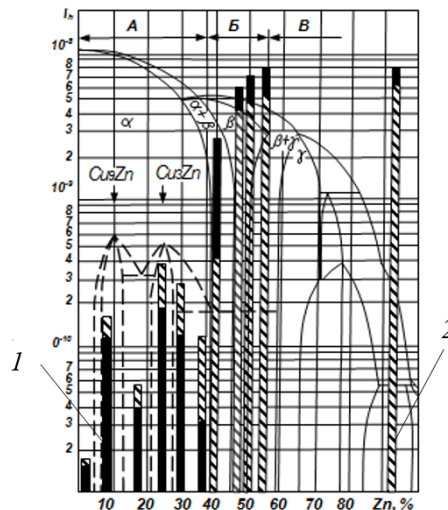


Рис. 4. Диаграмма состояния Cu – Zn и зависимость интенсивности изнашивания латуней (показана столбиками) от концентрации цинка:

1 – соответствует испытаниям при 7,5 МПа; 2 – соответствует испытаниям при 3,1 МПа

Fig. 4. The Cu – Zn phase diagram and the dependence of the wear rate of brass (shown by columns) on the zinc concentration:

1 – the blackened part corresponds to tests at 7,5 MPa; 2 – the blackened part corresponds to tests at 3,1 MPa

Таким образом, при газодинамическом напылении в покрытие могут образоваться пять фаз, формирующихся в результате превращений в твердом состоянии в условиях высокоскоростного ударного контактного взаимодействия: α-твердый раствор Cu-Zn; β'-твердый раствор электронного типа на базе соединения CuZn; γ-твердый раствор электронного типа на базе Cu₅Zn₈; ε-твердый раствор электронного типа на базе CuZn₃; η-твердый раствор Zn – Cu.

Как отмечалось выше, состав порошковой смеси содержит корунд, назначение которого сводится к усилению энергосиловых условий взаимодействия частиц меди и цинка (за счёт ударов корундом частицы меди и цинка деформируются, создаются условия для усиления диффузионных процессов, покрытие уплотняется и повышается его когезионная и адгезионная прочность).

Заметим, что при содержании цинка до 30 % возрастают одновременно прочность и пластичность, что позволяет использовать эти сплавы для изготовления деталей триботехнического назначения. При более высоком содержании цинка (≈ 40 %) пластичность латуни резко уменьшается в связи с появлением в структуре хрупкой β'-фазы. Прочность увеличивается до концентрации цинка ≈ 45 %, а затем падает так же резко, как и пластичность.

Дополнительным процессом, формирующим изменение структурно-фазового состояния покрытия с целью достижения требуемых эксплуатационных структурно-чувствительных характеристик, является термическая обработка [15]. Нагрев при температуре ≈ 420 °C и выдержке 1 ч покрытия, нанесённого при 450 °C и двух циклах напыления, создают условия для модификации медно-цинкового покрытия до латуни, которая по фазовому и химическому составу соответствует марке Л63. Термическая обработка покрытия, нанесённого при температуре 270 °C и 360 °C и пяти циклах напыления с коэффициентом перекрытия 64 % и 55 %, позволяет получить латуни типа Л80 (79...81 ат. % Cu), Л70 (69...72 ат. % Cu) или Л68 (67...70 ат. % Cu).

Эти латуни широко используются для изготовления подшипников трения скольжения, антифрикционных узлов деталей поршневых компрессоров, колец торцовых уплотнителей, массивных червячных винтов, втулок, вкладышей, работающих в тяжёлых условиях трения. Есть основания полагать, что некоторые из этих деталей могут быть изготовлены из сталей с покрытиями типа латуней, полученными газодинамическим напылением порошков Cu – Zn – Al₂O₃. Основанием для такого предположения служит совокупность результатов экспериментальных исследований структурно-фазового состояния покрытий, которая может

служить методологической основой создания покрытий для таких пар трения скольжения.

Применение медных сплавов для триботехнических целей связано с возможностью реализации в парах трения правила положительного градиента свойств по глубине зоны контактного взаимодействия, что обеспечивает требуемый уровень работоспособности [16]. Установлено [14], что для обеспечения экстремально высоких триботехнических характеристик традиционно используемых латуней требуется гомогенность сплава и соответствующий концентрационный интервал растворимости легирующего элемента в твердом состоянии, позволяющий развитие макроскопического диффузионного потока. Кроме того, для условий контактной деформации уровень разрушения металлических поверхностей узлов трения находится в прямой зависимости от механических свойств их приповерхностных слоев [16], в то время как уровень характеристик механических свойств металлов – в прямой зависимости от внутренней структуры (внутризеренного и дислокационного строения) [17].

На примере трения пары латунь – сталь в среде глицерина рассмотрим основные структурные изменения в зоне деформации при трении, которые обеспечивают существенное повышение их износостойкости [18].

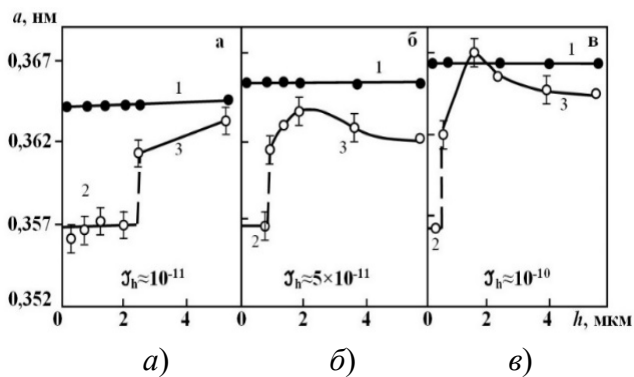


Рис. 5. Изменение периода a кристаллической решетки α -твердого раствора латуней по глубине зоны деформации при трении:

a – L90; b – L80; c – L63; 1 – α -твердый раствор Cu – Zn до трения; 2 – пленка меди, 3 – α -твердый раствор Cu – Zn после трения; J_h – интенсивность изнашивания

Fig.5. Change in the period a of the crystal lattice of the α -solid solution of brasses by the depth of the deformation zone during friction:

a – L90; b – L80; c – L63; 1 – α -solid solution Cu – Zn before friction; 2 – copper film, 3 – α -solid solution Cu – Zn after friction; J_h – wear intensity

Можно отметить следующие особенности. В отличие от исходного состояния (линии 1) в результате длительного пути трения первоначально однородный по составу приповерхностный слой приобретает двухслойную структуру, состоящую из сформировавшегося в результате трения мягкого приграничного слоя меди (линии 2) и субслоя α -твердого раствора Cu – Zn с вариативно измененным периодом решетки по глубине (линии 3). Обеднение поверхностного слоя происходит вследствие процесса восходящей диффузии, стимулированной сжимающими внутренними напряжениями I рода [19]. На поверхности латуни Л90 образуется сжатая пленка меди толщиной ≥ 2 мкм. В более глубоком слое толщиной до 5 мкм наблюдается положительный градиент концентрации α -твердого раствора Cu – Zn, рис. 5, a .

При увеличении концентрации цинка в латунях Л80 и Л63 (рис. 5, b , c) также создается двухслойная структура зоны деформации, однако толщина пленки меди существенно меньше (~ 1 мкм в Л80 и $\sim 0,5$ мкм в Л63). В этих сплавах кривая изменения периода решетки α -твердого раствора имеет максимум в глубине зоны деформации, что указывает на формирование локальных неоднородностей сплава, являющихся причиной изменения интенсивности изнашивания J_h : Л90 – $\sim 10^{-11}$; Л80 – $\sim 10^{-10}$; Л63 – $\sim 10^{-9}$.

Формирующаяся мягкая структурная составляющая в виде пленки меди в результате фрикционного массопереноса создается на стальном контртеле, защищая поверхность от износа, и в целом пара достигает режима практической безызносности.

В табл. 2 приведены величины интенсивности изнашивания модельных сплавов Cu – Zn с широким диапазоном концентрации цинка. Видно, что наибольшая износостойкость соответствует сплаву с его низкой концентрацией. С увеличением количества цинка в сплаве растет интенсивность изнашивания, табл. 2, рис. 4. Кроме того, для сплавов, состав которых соответствует области концентраций ≥ 30 % Zn, износ значительно снижается с ростом внешней нагрузки. Это свойство является отличительным признаком эффекта безызносности, поэтому реализация в паре трения этого явления дает наилучший результат при эксплуатации тяжело нагруженных узлов в условиях трения [20].

2. Зависимость интенсивности изнашивания J_h сплавов Cu – Zn от концентрации цинка C_{zn} при давлениях P в трибоконтакте

2. Dependence of wear intensity J_h of Cu – Zn alloys on zinc concentration C_{zn} at pressures P in tribocontact

$P, \text{ МПа}$	$J_h, 10^{-10}$					
	$C_{zn}, \% \text{ масс.}$	3	8	30	43	50
3,1		1,8	1,8	2,8	4,0	5,0
7,5		1,2	1,2	1,2	2,5	7,0

Приведенные данные относятся к паре трения сталь – антифрикционный сплав, которым является латунь в монолитном состоянии. Несмотря на это, они дают основание полагать, что формируя покрытие типа латуни методом газодинамического напыления, можно создать на поверхности трения пары сталь-сталь поверхностный слой со структурно-механическим состоянием, также обладающим высокой износостойкостью.

Рассмотрим результаты триботехнических испытаний подобного сопряжения. На рис. 6 приведены зависимости величины износа стали 40X с покрытием и контртела стали ШХ15 от величины ступенчато повышаемого давления. Видно, рис. 6, а, что после небольшого пути трения при малой нагрузке

наблюдается резкое уменьшение износа покрытия. С этого момента проявляется прямой и обратный фрикционный массоперенос латуни. Регистрируется увеличение массы контртела за счет массопереноса сплава Cu – Zn на сталь ШХ15, рис. 6, б. Дальнейшее увеличение давления до 10 МПа сопровождается интенсификацией фрикционного переноса медного сплава на контртело ШХ15 и обратного переноса на сталь 40X. В диапазоне давлений до 10 МПа износ образца с покрытием практически равен нулю. Износ сопряженного образца (контртела стали ШХ15) при всех нагрузках не наблюдается: поверхность трения полностью защищена покрытием, которое формируется в результате фрикционного массопереноса латуни.

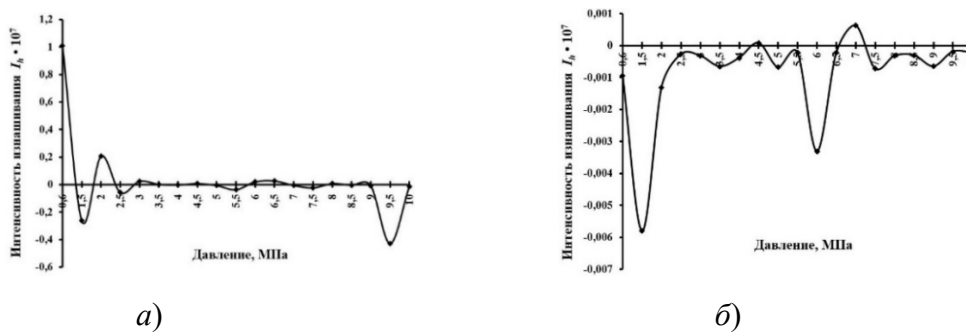


Рис. 6. Зависимость интенсивности изнашивания от контактного давления:

а – сталь 40X с покрытием; б – контртело сталь ШХ15 (величина отрицательного износа указывает на формирование пленки фрикционного переноса)

Fig. 6. Dependence of wear intensity on contact pressure:

а – 40X steel with coating; б – counterbody steel ШХ15 (the magnitude of negative wear indicates the formation of a friction transfer film)

Термическая обработка нанесённого покрытия при температуре ≈ 420 °С сопровождается формированием α -твёрдого раствора Cu-Zn в количестве 75 % и 12 % β' -фаз [8]. Триботехнические испытания пары показывают, рис. 7, что на начальных этапах

испытаний усиливается нестабильность изнашивания, что, очевидно, вызвано присутствием β' -фазы, а в процессе повышения нагрузки увеличивается толщина слоя фрикционного переноса на поверхности контробразца, указывая на повышение триботехнической

эффективности покрытия. При этом поверхность контртела также не подвергается износу (частично разрушается только перенесенное покрытие на отдельных участках пути трения,

рис. 7, б); сталь 40Х с покрытием имеет минимальный уровень разрушения поверхности, рис. 7, а).

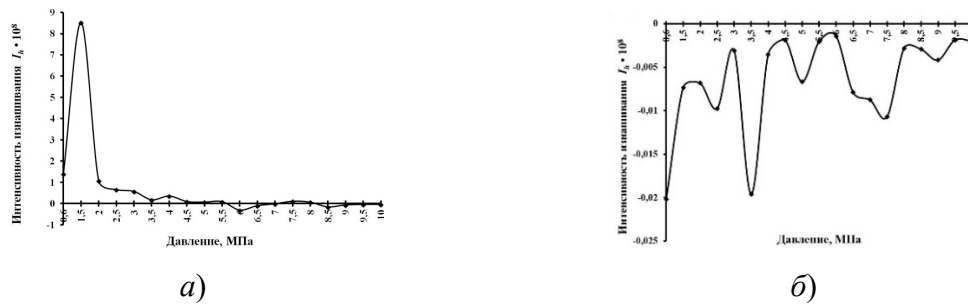


Рис. 7. Зависимость интенсивности изнашивания от контактного давления:
а – сталь 40Х с покрытием после термической обработки; б – контртело сталь ШХ15

Fig. 7. Dependence of wear intensity on contact pressure:
а – 40X steel with a coating that has undergone heat treatment; б – counterbody steel ШХ15

С целью выявления диапазонов давлений, при котором такая пара трения работоспособна, была проведена оценка несущей способности покрытия, рис. 8. Результаты длительных испытаний в условиях

тяжелонагруженного контакта показали, что пара трения сталь – сталь с латунным покрытием за счет фрикционного массопереноса в зоне контакта обладает высокой работоспособностью при давлении более 50 МПа.

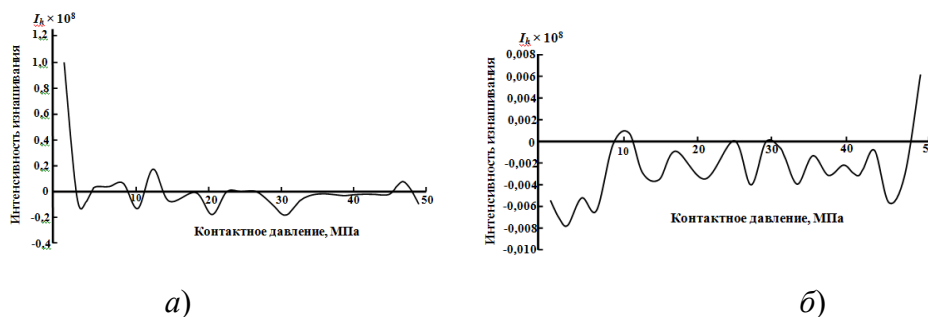


Рис. 8. Зависимость интенсивности изнашивания от контактного давления:
а – покрытия Cu – Zn – Al₂O₃ на стали 40Х; б – контртела ШХ15

Fig. 8. Dependence of the wear rate on the contact pressure:
а – of the Cu – Zn – Al₂O₃ coating on steel 40X; б – the counterbody ШХ15

Закключение.

Показано, что при газодинамическом напылении порошка Cu, Zn, Al₂O₃ состава 35 %:35 %:30 (% масс.) в результате превращений в твердом состоянии в условиях высокоскоростного ударного контактного взаимодействия в покрытии могут образовываться пять фаз: α-твердый раствор Cu – Zn; β'-твердый раствор электронного типа на базе соединения CuZn; γ-твердый раствор электронного типа на базе Cu₅Zn₈; ε-твердый раствор электронного

типа на базе CuZn₃; η-твердый раствор Zn – Cu. При температурах напыления 270 и 360 °С превалирующей фазой является α - твердый раствор Cu – Zn. При вариации параметров технологии были сформированы покрытия типа латуни на стали 40Х.

Результаты лабораторных испытаний реверсивных пар трения сталь 40Х с медноцинковым покрытием по стали ШХ15 показали, что диффузионное взаимодействие в зоне фрикционного контакта приводит к эффектам, близким к классической безызносности.

Отличительной особенностью этого процесса является формирование медно-цинкового третьего тела, которое обеспечивает прямой и обратный фрикционный массоперенос слоя покрытия, подверженного пластической деформации при трении, обеспечивая защиту от разрушения поверхностей контактного взаимодействия. Высокая износостойкость материалов пары трения достигается благодаря пленкам фрикционного массопереноса, обеспечивающих поддержание состава эксплуатационного слоя, контактное взаимодействие которого подчиняется правилу положительного градиента его свойств по глубине зоны деформации при несущей способности ≥ 50 МПа.

Твёрдые частицы корунда в составе покрытия, вступая в контакт с поверхностью контртела, активируют зону трения, усиливая диффузионные процессы, и создают дополнительные микронеровности, которые способствуют захвату, прямому и обратному переносу, а также удержанию микрочастиц покрытия на поверхности трения.

Структурные принципы формирования износостойкого состояния материала зоны контактной деформации, в состав которой входит латунь, состоят из модифицирования поверхности и формирования защитной пленки переноса, в которой происходит циклический процесс накопления и разрядки дислокаций, обуславливая долговечность покрытия с минимальным уровнем поверхностного разрушения. Этот эффект возрастает с увеличением контактного давления (несущей способности поверхностного слоя).

Резерв качественного улучшения триботехнических характеристик покрытий на основе меди, для которых характерно явление интенсивного фрикционного массопереноса в зоне контактного взаимодействия, заключается в применении поверхностно-пластифицирующих смазочных материалов.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. **Конструкционные материалы.** Справочник / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
2. **Елагина О.Ю.** Методы создания износостойких покрытий. М.: НЕДРА, 2010. 570 с.
3. **Kuksenova L.I., Savenko V.I.** Physicochemical Tribomechanics of Antifrication Materials Operating in

Heavy-Loaded Friction Pairs in Active Lubricating Media // Friction and Wear. 2023. V. 44. № 6. P. 333–345.

4. **Погосян А.К., Оганесян К.В.** Явление фрикционного переноса: основные закономерности и методы исследования // Трение и износ. 1986. Т.7. №6. С. 998–1008.

5. **Буше Н.А., Алексеев Н.М., Трушин В.В., Маркова Т.Ф.** Механические процессы формирования вторичных структур подшипниковых сплавов // Трение и износ. 1981. Т.11. №2. С. 212–220.

6. **Погосян А.К., Оганесян К.В., Исаджанян А.Р.** Фрикционный перенос и самосмазывание полимеров // Трение и износ. 2010. Т.31. №1. С. 109–119.

7. **Сачек Б.Я., Архипов В.Е., Мезрин А.М., Муравьева Т.И., Щербакова О.О.** Металлофизическое исследование кинетики фрикционного массопереноса напыленных мягких металлов антифрикционного назначения / В кн. Перспективные методы поверхностной обработки деталей машин; отв. ред. Г.В. Москвитин. М.: ЛЕНАНД, 2019. С. 409–419.

8. **Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С.** Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.

9. **Соловьев М.Е., Раухваргер А.Б., Балдаев С.Л., Балдаев Л.Х.** Кинетическая модель разрушения адгезионного соединения порошкового покрытия и металлического субстрата // Научно-технические проблемы в машиностроении. 2023. №1 (139). С. 9–19.

10. **Архипов В.Е., Муравьева Т.И., Пугачев М.С., Шкалей И.В.** Влияние технологических параметров газодинамического напыления на структурно-фазовые превращения в покрытиях типа «латуни» // Упрочняющие технологии и покрытия. 2020. № 12. С. 554–560.

11. **Ефремов Б.Н.** Латунь. От фазового строения к структуре и свойствам. М: ИНФРА-М, 2020. 314 с.

12. **Смитлз К.Дж.** Металлы. Справочник. М: Металлургия, 1980. 447 с.

13. **Биргер Е.М., Архипов В.Е., Поляков А.Н.** Газодинамическое напыление. Физические основы и параметры процесса // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. № 6. С. 262–270.

14. **Куксенова Л.И., Поляков С.А.** Методологические основы выбора состава латуней для узлов трения скольжения в среде поверхностно-активных смазочных материалов // ВНТР. 2022. № 164. С. 10–22.

15. **Архипов В.Е., Муравьева Т.И., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Щербакова О.О.** Влияние термической обработки на фазовый состав медно-цинкового покрытия на сталях // МиТОМ. 2023. №7. С. 3–7.

16. **Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С.** Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

17. **Бернштейн М.Л., Займовский В.А.** Структура и механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1970. 472 с.

18. **Куксенова Л.И., Савенко В.И.** Системно-структурный анализ трибологического поведения антифрикционного материала в парах трения, функционирующих в поверхностно-активных смазочных средах // Трение и износ. 2024. Т.45. №5. С. 430–448.

19. **Куксенова Л.И., Савенко В.И.** Методологические основы материаловедческой оценки качества

смазочных материалов для нагруженных сопряжений машин и механизмов. Сообщение 1. Влияние среды на напряженно-деформированное состояние и структурные изменения в зоне контактной деформации металлов при трении // Научно-технические технологии в машиностроении. 2024. №11 (161). С. 3–13.

20. Куksenova Л.И., Дякин С.И., Титов В.В., Громаковский С.Д., Вячеславова Л.А., Рыбакова Л.М. Влияние структурных изменений и свойств поверхностных слоев материалов на несущую способность и долговечность шарнирно-болтовых соединений // Трение и износ. 1988. Т.9. № 3. С. 422–423.

REFERENCES

1. Construction materials. Directory / under total. scientific ed. by B.N. Arzamasov. Moscow: Mashinostroenie, 1990, 688 p.
2. Elagina O.Y. Methods of creating wear-resistant coatings. Moscow: NEDRA, 2010, 570 p.
3. Kuksenova L.I., Savenko V.I. Physicochemical Tribomechanics of Antifriction Materials Operating in Heavy-Loaded Friction Pairs in Active Lubricating Media // Friction and Wear, 2023. V. 44. № 6. P. 333–345.
4. Pogosyan A.K., Oganessian K.V. The phenomenon of frictional transfer: basic patterns and research methods // Friction and wear, 1986, vol. 7, no. 6, pp. 998–1008.
5. Boucher N.A., Alekseev N.M., Trushin V.V., Markova T.F. Mechanical processes of formation of secondary structures of bearing alloys // Friction and wear, 1981, vol.11, no.2, pp. 212–220.
6. Poghosyan A.K., Oganessian K.V., Isajanyan A.R. Friction transfer and self-lubrication of polymers // Friction and wear, 2010, vol.31, no. 1, pp. 109–119.
7. Sachek B.Ya., Arkhipov V.E., Mezrin A.M., Muravyeva T.I., Shcherbakova O.O. Modification of the Tribocouplings by Spraying Metal Coatings to Improve Their Fretting Resistance / Promising methods of surface treatment of machine parts; ed. by G.V. Moskvitin, Moscow: LE-NAND, 2019, pp. 409–419.
8. Arkhipov V.E., Londarsky A.F., Moskvitin G.V., Pugachev M.S. Gas dynamic spraying: structure and properties of coatings. Moscow: KRASAND, 2017, 240 p.
9. Solovyov M.E., Raukhvarger A.B., Baldaev S.L., Baldaev L.H. Kinetic model of destruction of adhesive bounding of a powder coating and a metal substrate //

Science intensive technology in mechanical engineering, 2023, no. 1 (139), pp. 9–19.

10. Arkhipov V.E., Muravyeva T.I., Pugachev M.S., Shkaley I.V. Influence of technological parameters of gas dynamic spraying on structural and phase transformations in the «brass» type coating // Strengthening technologies and coatings, 2020, no. 12, pp. 554–560.

11. Yefremov B.N. Brass. From phase structure to structure and properties. Moscow: INFRA-M, 2020. 314 p.

12. Smithles K. J. Metal. Guide. Moscow: Metallurgiya, 1980, 447 p.

13. Birger E.M., Arkhipov V.E., Polyakov A.N. Gas dynamic spraying. Physical fundamentals and process parameters // Strengthening technologies and coatings, 2019, no. 6, pp. 262–270.

14. Kuksenova L.I., Polyakov S.A. Methodological foundations for selecting the composition of brasses for sliding friction nodes in surface-active lubricants // VNTR, 2022, no. 164, pp. 10–22.

15. Arkhipov V.E., Muravyeva T.I., Moskvitin G.V., Pugachev M.S., Shcherbakova O.O. Effect of heat treatment on the phase composition of copper-zinc coating on steels // MiTOM, 2023, no.7, pp. 3–7.

16. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. Fundamentals of calculations for friction and wear. Moscow: Mashinostroenie, 1977, 526 p.

17. Bernstein M.L., Zaimovsky V.A. Structure and mechanical properties of metals. Moscow: Metallurgiya, 1970, 472 p.

18. Kuksenova L.I., Savchenko V.I. System-structural analysis of tribological behavior of antifriction material in friction pairs operating in surfactants // Friction and wear, 2024, vol. 45, no. 5, pp. 430–448.

19. Kuksenova L.I., Savchenko 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 technologies in mechanical engineering, 2024, no. 11 (161). pp. 3–13.

20. Kuksenova L.I., Dyakin S.I., Titov V.V., Gromakovskiy S.D., Vyacheslavova L.A., Rybakova L.M. Influence of structural changes and properties of surface layers of materials on the bearing capacity and durability of hinged bolted joints, Trenie Iznos, 1988, vol. 9. no. 3, pp. 422–423.

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 09.12.2024; одобрена после рецензирования 16.12.2024; принята к публикации 24.12.2024.

The article was submitted 09.12.2024; approved after reviewing 16.12.2024; accepted for publication 24.12.2024.