DOI: 10.18411/vntr2023-170-2

УДК 621.891

ВЛИЯНИЕ СМАЗОЧНОЙ СРЕДЫ И ЕЕ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ КОМПОНЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ЗОНЫ ДЕФОРМАЦИИ И КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЙ

Лидия Ивановна Куксенова[1,2], Владислав Ильич Савенко[2]

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А.Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия

lkukc@mail.ru

[2] Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина Российской академии наук, Москва, Россия

Аннотация. *Рассмотрена роль эффекта Ребиндера в реализации режима безызносного трения. Отмечается, что поверхностно-активная смазочная среда может оказывать пластифицирующее и упрочняющее влияние на реологическое поведение материала поверхностного слоя. На основе расчета эпюр компонент тензора остаточных напряжений в поверхностном слое при трении сформулированы представления о роли среды в процессе перераспределения дефектов кристаллической решетки при деформации и формировании износостойкого структурно-фазового состояния. Представлены характеристики структурного состояния поверхностных слоев латуней, алюминиевых и оловянных бронз при трении по* стали *в поверхностно-активных смазочных средах. Показано, что минимальные потери на трение и износ достигаются в сплавах с однофазной структурой α-твердого раствора с широким концентрационным интервалом растворимости легирующего элемента в твердом состоянии. Обнаружено, что такие граничные условия обеспечиваются наличием в зоне контактной деформации поликомпонентного трибоматериала стационарных макроскопических диффузионных потоков легирующих элементов. Выявлена роль локальных диффузионных явлений в квазиспинодальных фазовых переходах. Показано, что среди промышленных медных сплавов наибольшей износостойкостью в поверхностно-активных смазочных средах обладают латуни типа Л90, алюминиевые бронзы БрА5, БрА7, оловянные бронзы – БрОФ4-0,25, БрОФ6,5-0,15. Приведены примеры реализации явления избирательного переноса при трении в промышленных смазочных материалах.*

Ключевые слова: *антифрикционные медные сплавы, структура, контактная деформация, трение, кинетика изнашивания, поверхностно-активные смазочные материалы, явление избирательного переноса.*

THE INFLUENCE OF THE LUBRICATING MEDIUM AND ITS SURFACE-ACTIVE COMPONENTS ON THE FORMATION OF THE STRUCTURAL STATE OF THE DEFORMATION ZONE AND THE KINETICS OF DESTRUCTION DURING FRICTION OF METAL TRIBO-JOINTS

L. I. Kuksenova[1,2], V. I. Savenko[2]

[1] Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia
lkukc@mail.ru
[2]Federal State Budgetary Institution of Science Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry named after A.N. Frumkin Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia

Abstract*. The role of the Rehbinder effect in the implementation of the wear-free friction regime is considered. It is noted that a surface-active lubricant medium can have a plasticizing and strengthening effect on the rheological behavior of the surface layer material. Based on the calculation of diagrams of the residual stress tensor components in the surface layer during friction, ideas about the role of the medium in the process of redistribution of crystal lattice defects during deformation and the formation of a wear-resistant structural-phase state are formulated. The characteristics of the structural state of the surface layers of brass, aluminum and tin bronzes during friction against steel in surface-active lubricating media are presented. It has been shown that minimal friction and wear losses are achieved in alloys with a single-phase α-solid solution structure with a wide concentration range of solubility of the alloying element in the solid state. It is shown that such boundary conditions are ensured by the presence of stationary macroscopic diffusion flows of alloying elements in the contact deformation zone of a multicomponent tribomaterial. The role of local diffusion phenomena in quasi-spinodal phase transitions has been revealed. It has been shown that among industrial copper alloys, brass type L90, aluminum bronzes BrA5, BrA7, tin bronzes - BrOF4-0.25, BrOF6.5-0.15 have the greatest wear resistance in surface-active lubricating media. Examples of the implementation of the phenomenon of selective transfer during friction in industrial lubricants are given.*
Key words: *antifriction copper alloys, structure, contact deformation, friction, wear kinetics, surfactant lubricants, selective transfer phenomenon.*

Введение. В условиях контактного взаимодействия поверхности деталей пары трения находятся в сложном взаимодействии. Это прежде всего статические и динамические силовые взаимодействия, тепловые и механо-физико-химические реакции. Частично поглощаемая поверхностным слоем энергия таких взаимодействий приводит к возникновению градиентов напряжений и температуры, упругих и пластических волн напряжений в зоне контакта, интенсификации химических и физико-химических реакций, структурным и фазовым переходам, формированию вторичных структур, переносу вещества. Условия для преобладающего развития тех или иных ведущих процессов в зоне контактного взаимодействия металлов определяются не только внешними механическими воздействиями и составом материалов трущихся пар, но и в существенной степени зависят от природы и свойств смазочной среды.

Экспериментальные исследования показывают, что характерным показателем установившегося режима трения является реализация периодических кинетических циклов накопления повреждений в зоне локализации деформации металла и разрушения, сопровождающихся динамическим равновесием между разрушением поверхностных структур и их восстановлением. Период этих циклов и их амплитуда являются кинетическими характеристиками накопления повреждаемости и разрушения тонкого поверхностного слоя и в макроскопическом масштабе определяют среднее значение интенсивности изнашивания материалов трибосопряжений для фиксированного пути трения.

Для описания элементарного акта разрушения используются представления кинетической термофлуктуационной теории прочности [1], в которой оценка времени существования единичной связи под нагрузкой (долговечность τ) проводится по формуле:

$$\tau = t_0 \exp((U_0 - \gamma\sigma)/kT),$$

где t_0 – частота колебаний атома в кристаллической решетке, $t_0 \approx 10^{-12}$с; U_0 – энергия активации разрушения единичной связи; γ – структурно-чувствительный коэффициент; σ – действующее напряжение; *k* – постоянная Больцмана; *T* – температура.

Величину износа оценивают по формуле [2]:

$$I = (\sum \Delta A_r n_r h)/ K[t_0 \exp((U_0 - \gamma\psi\sigma)/RT)],$$

где $\sum \Delta A_r n_r$ – площадь фактического контакта; h – глубина зоны деформации; коэффициент К отражает исходную повреждаемость материала, характеристики релаксации повреждений, число одновременно разрушаемых связей; ψ – коэффициент энергетического поглощения в контакте (его диссипативность).

Таким образом, в кинетической модели изнашивания, отражающей усталостный механизм изнашивания, на работоспособность пары трения (долговечность материала поверхностного слоя) влияют активационные структурно-чувствительные параметры разрушения: энергия активации U_0 и коэффициент γ, имеющий смысл активационного объема. При этом эффективная энергия активации разрушения определяется как $U_\sigma = U_0 \pm \Delta G - \gamma\sigma$, где ΔG – изменение энергии активации процесса в результате физико-химического воздействия смазочной среды, т.е. параметр, влияющий на кинетику разрушения, связанный со свойствами среды.

Согласно представлениям физико-химической механики контактного взаимодействия [3] воздействие среды включает два ведущих процесса: экранирование контактирующих поверхностей и прямое физико-химическое воздействие активных компонентов на свойства взаимодействующих приповерхностных микрообъемов при взаимном перемещении нагруженных тел. Наибольший триботехнический эффект воздействия на структуру и структурно-чувствительные свойства поверхностного деформированного при трении слоя имеет место при наличии в смазочных материалах поверхностно-активных веществ (ПАВ), компоненты которых в процессе контактной деформации вызывают адсорбционное пластифицирование слоя (эффект Ребиндера) [4].

Эффектом Ребиндера называют явление адсорбционного понижения прочности твердых тел, облегчение их деформации и разрушения вследствие обратимого физико-химического воздействия окружающей среды. Термодинамически эффект Ребиндера обусловлен уменьшением работы образования новой поверхности при деформировании твердого тела в результате понижения его свободной поверхностной энергии под влиянием активной среды. Молекулярная природа эффекта Ребиндера состоит в облегчении разрыва и перестройки межатомных (или межмолекулярных) связей в твердом теле в присутствии инородных атомов, молекул или ионов.

В физико-химической механике твердых тел рассматривают две основные формы эффекта Ребиндера [4]. Первая форма – охрупчивающее действие среды, в результате которого многократно падает прочность твердого тела; вторая – пластифицирующее действие среды, которое проявляется в виде снижения макроскопического предела текучести, в уменьшении коэффициента упрочнения (при активном силовом нагружении образца) или в увеличении скорости деформации при испытаниях на ползучесть под действием постоянной нагрузки. В практике формирования износостойкого структурного состояния и, следовательно, повышения триботехнической эффективности смазочных материалов наиболее важна вторая форма эффекта – пластифицирование.

Вместе с тем известно, что поверхностно-активная среда может оказывать на реологическое поведение материала не только пластифицирующее, но и упрочняющее влияние [5]. Выражается это в повышении предела текучести и/или коэффициента упрочнения, в уменьшении скорости ползучести материала под постоянной нагрузкой. На молекулярном уровне упрочняющее действие среды обусловлено уменьшением подвижности приповерхностных дислокаций в результате их адсорбционной блокировки [6], тормозящего действия оксидных и пассивирующих пленок [7] и электрохимических явлений на поверхности твердых тел, протекающих в таких средах [8]. В реальных трибосопряжениях в качестве присадок к смазочным материалам используют активные вещества, которые в зависимости от величины и типа механических напряжений, скорости деформации могут оказывать как поверхностно-пластифицирующее, так и поверхностно-упрочняющее действие.

Элементарные процессы зарождения и роста плотности дефектов кристаллической решетки, конечным результатом которых является разрушение тонких поверхностных слоев трибоматериала, связаны прежде всего с развитием дислокационной структуры и перераспределением элементного состава в зоне контактной деформации. В деформированном слое формируется модифицированное структурно-фазовое состояние [5], которое в зависимости от природы среды обладает разными характеристиками механических свойств и разными структурно-чувствительными активационными параметрами разрушения [2].

В данном сообщении представлены результаты исследования структурных изменений и диффузионного перераспределения легирующих элементов в условиях контактной деформации чистых металлов, латуней и бронз при трении в паре со статью в разных смазочных средах и проанализировано их влияние на реализацию положительного градиента механических свойств по нормали к поверхности контактного взаимодействия – необходимого условия реализации режима внешнего трения. Работа представлена тремя частями: 1 - результаты численного моделирования с целью оценки распределения остаточных напряжений в условиях контактной деформации при трении; 2 – результаты рентгеновского исследования структурно-фазовых изменений в поверхностных слоях металлических материалов в условиях контактной деформации в разных смазочных средах (в базовых маслах и средах с добавками ПАВ) и соответствующие им уровни поверхностного разрушения; 3 – примеры испытаний, иллюстрирующие влияние активных металлоплакирующих присадок к товарным смазочным материалам на работоспособность тяжелонагруженных пар трения.

Материалы и методики исследования. Основным объектом исследования служили антифрикционные пары трения «медный сплав – сталь» и пары трения «сталь – сталь». В качестве антифрикционного сплава испытывали медь, сплавы на основе Cu-Zn (латуни с разной концентрацией цинка), сплавы на основе Cu-Al (бронзы с разной концентрацией алюминия и легированные Mn, Fe, Ni), сплавы на основе Cu-Sn (бронзы с разным содержанием Sn). В качестве смазочного материала применяли медицинское вазелиновое масло, глицерин, минеральные масла, гидравлические жидкости на основе глицерина и промышленные смазочные материалы, в состав которых входили ПАВ: пластичная железнодорожная смазка Буксол (ТУ 0254-107-01124328-01), смазка ПУМА (ТУ32ЦТ2232-97) - полужидкая железнодорожная смазка, моторное масло М-14$В_2$ (ГОСТ 12337-84). Смазочные среды Буксол, Пума, М-14$В_2$ содержали активную медьсодержащую присадку Валена (ТУ 0257-001-17368431-05).

Триботехнические испытания проводили на машине реверсивного трения скольжения МТ-8 в диапазоне давлений 5-140 МПа и средней скорости 0,19 м/сек. Условия испытаний характеризуют тяжелонагруженные трибосопряжения: рабочие поверхности испытывают воздействие знакопеременных сдвиговых деформаций, что обусловливает повышенную концентрацию дефектов кристаллического строения материала зоны контактной деформации. При этом имеет место интенсификация механохимических процессов и эффекта адсорбционного пластифицирования на поверхностях реверсивного трения [9].

Обычно в практике триботехнических испытаний для оценки влияния смазочной среды используются следующие критерии: коэффициент трения в условиях граничного и полужидкостного трения; износ деталей; критическая температура разрушения смазочного слоя; нагрузка, при которой появляются задиры; нагрузка сваривания; отношение предельного значения нагрузки к диаметру пятна износа; краевой угол смачивания и др. Однако, указанные критерии лишь опосредованно указывают на факт влияния ПАВ, без отражения его физико-химической природы. Поэтому в данной работе роль свойств среды и ее поверхностно-активных компонент выявляли с использованием критериальных подходов [10,11], основанных на экспериментально получаемой совокупности данных разных масштабных уровней функционирования трибосистемы: макроскопического интегрального критерия (интенсивности изнашивания, характеризующего уровень поверхностного разрушения, оцениваемой по потере массы образца) и микроскопических критериев (характеризующих структурное состояние зоны контактной деформации и соответственно изменение механических свойств материала).

Для определения структурного состояния металлических материалов использовали два наиболее информационных фундаментальных параметра, отражающих свойства материала деформированного слоя: 1) - физическое уширение $\beta_{(hkl)}$ рентгеновских линий, которое отражает размер областей когерентного рассеяния (микроблоков) в кристалле и микродеформации кристаллической решетки (микронапряжения II рода), соответственно величина $\beta_{(hkl)}$ определяет плотность дислокаций деформированного металла, $\rho=A\beta_{(hkl)}^2$, здесь ρ - плотность дислокаций, $[\rho] = см^{-2}$; A - размерная постоянная, $[A] = (см \cdot рад)^{-2}$; и 2) - период кристаллической решетки a, оцениваемый по смещению дифракционных пиков на рентгенограмме, который определяет сумму главных напряжений I рода в материале - σ и, кроме того, зависит от элементного состава сплава и, следовательно, позволяет анализировать диффузионное перераспределение легирующих элементов в зоне деформации при трении ($\sigma = (E/\mu)ctg\Delta\vartheta$, $a = a_A + \alpha C$, где E – модуль упругости; μ - коэффициент Пуассона; $\Delta\vartheta$ – изменение угла Вульфа-Брэггов; a_A – период решетки растворителя, α – константа; C – атомные проценты растворенного элемента). Рентгеносъемки проводили методом неразрушающего послойного анализа зоны контактной деформации в диапазоне 0,5-10 мкм в Co-Kα излучении.

Результаты исследований и их обсуждение. Известно, что поверхность трения двух шероховатых твердых тел представляет собой набор дискретных контактов, периодически деформирующихся под действием сопряженных микровыступов. После каждого цикла деформации в поверхностном слое металла возникает упруго - пластическая деформация, и формируются остаточные напряжения первого рода, знак и величина которых зависит от соотношения механических характеристик приповерхностного деформируемого микрообъема и внутриобъемной зоны. Распределение и знак остаточных напряжений в зоне контактной деформации являются регулирующими факторами структурообразования (перераспределения дефектов кристаллической решетки, легирующих элементов сплавов,

фазового состава модифицированного слоя) и соответственно формирования совокупности структурно-чувствительных характеристики механических свойств, которые определяют уровень поверхностного разрушения.

Рассмотрим особенности напряженного состояния в условиях контактной деформации. Задача решалась в двумерном приближении методом численного моделирования, использованном для описания процесса прокатки поверхностно-модифицированных полос и тонких фольг [5,10]. Определяли распределение нагружающих и остаточных напряжений в полубесконечном идеально упругопластическом пространстве при вдавливании со сдвигом по его поверхности бесконечно длинного абсолютно жесткого цилиндра. На рис.1 приведены схематические эпюры остаточных напряжений, которые возникают в результате проскальзывания и упруго- пластического деформирования материала под влиянием контактного воздействия модельного цилиндрического микровыступа в случае поверхностно-пластифицирующего (а) и поверхностно-упрочняющего (б) смазочного материала (остальные компоненты тензора остаточных напряжений $\sigma_{rij} \approx 0$).

Расчеты свидетельствуют, что в поверхностно-пластифицированном слое остаточные напряжения после прохождения микровыступа носят сжимающий характер, а в поверхностно-упрочненном – растягивающий. Кроме того, наблюдаются осцилляции напряжений по глубине. На межслойной границе имеет место резкая смена знака остаточных напряжений.

Характер распределения остаточных деформаций, рис.1, дает основание полагать, что в результате деформации в активной смазочной среде формируется поверхностный слой с особыми, отличными от исходного состояния, свойствами, градиентным структурным состоянием. Рассмотрим его основные характеристики.

Наличие на межслойной границе резкой смены знака остаточных касательных напряжений I рода, рис.1, вызывает встречное движение дислокаций с однонаправленными векторами Бюргерса в соседних разнозначно напряженных слоях. Двигаясь в параллельных плоскостях скольжения, дислокации тормозятся на межслойной границе, формируя дислокационную стенку, которая представляет собой простую малоугловую дислокационную сетку. При этом равновесная плотность стеночных дислокаций будет определяться условием силового баланса:

$$\tau^{r}_{z\varphi} - \tau^{r}_{z\varphi} \cdot \tau_{st} / \left| \tau^{r}_{z\varphi} \right| = \tau^{in}_{z\varphi} + \tau^{a}_{z\varphi},$$

где $\tau^{a}_{z\varphi}$ – дальнодействующее упругое напряжение; $\tau^{in}_{z\varphi}$ - внутреннее напряжение в неметаллической решетке, обусловленное дислокациями фона, т.е. ростовыми и неподвижными деформационными дислокациями; $\tau^{r}_{z\varphi}$ – остаточные напряжения I рода; τ_{st} – напряжение старта дислокаций, определяемое трением дислокаций в решетке [5]. Оценка равновесной плотности дислокаций для реальных металлических систем показала, что она примерно на два порядка превышает плотность дислокаций фона (например, при плотности дислокаций фона ($\sim 10^6$ - 10^7) см$^{-2}$ равновесная плотность стеночных дислокаций составляет ($\rho \sim 10^8$ - 10^9) см$^{-2}$.

Процесс концентрации дислокаций на межслойной границе сопровождается очисткой от них приграничных областей металла. Расчеты показывают, что размер таких областей составляет $\delta \sim \rho^{-1/2}$ и по порядку величины совпадает с толщиной поверхностно-модифицированного слоя, достигающей нескольких микрон для типичных схем напряженно-деформированного состояния материала [5,10]. Напряжения II рода, возникающие в дислокационной стенке, стимулируют постепенное отщепление внешнего модифицированного слоя. Этот процесс в первую очередь начинается в тех местах границы, в которых ее упругая энергия становится близкой к значению свободной поверхностной энергии металла. Оценка критической плотности дислокаций в границе перед ее отщеплением для сплавов на медной основе дает

величину $\rho_{max} \approx 10^{14}$-$10^{15}$ см$^{-2}$. Для достижения такой плотности дислокаций необходимы длительные многоцикловые испытания, что подтверждается реальными триботехническими экспериментами [11,12].

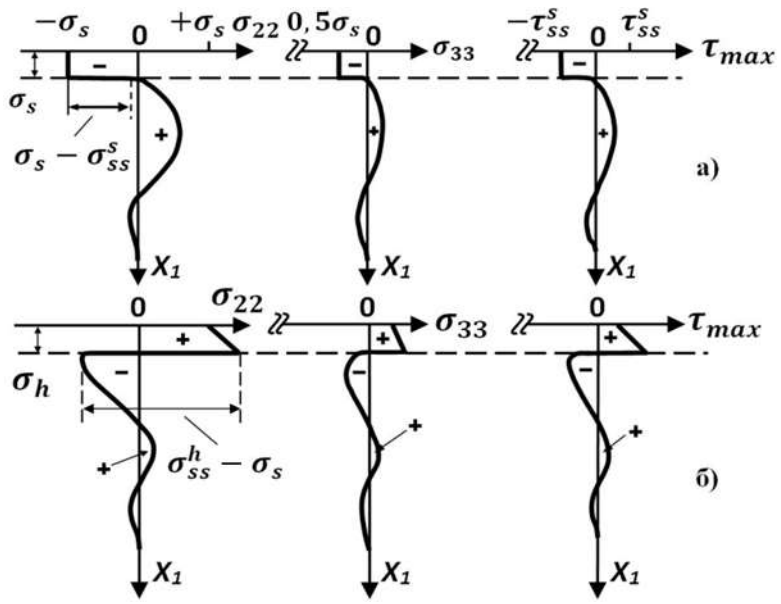


Рис.1. Распределение остаточных нормальных (σ_{22} и σ_{33}) и максимальных касательных ($\tau_{max} = 0,5\ \sigma_{22}$) напряжений в поверхностно-пластифицированном (а) и поверхностно-упрочненном (б) образцах после трибоконтактного воздействия на их поверхность жесткого цилиндрического ползуна.

На рис.2, рис.3 и в табл.1 и представлены экспериментальные данные, иллюстрирующие особенности изменения характеристик структуры в поверхностном деформированном слое при трении технически чистых металлов.

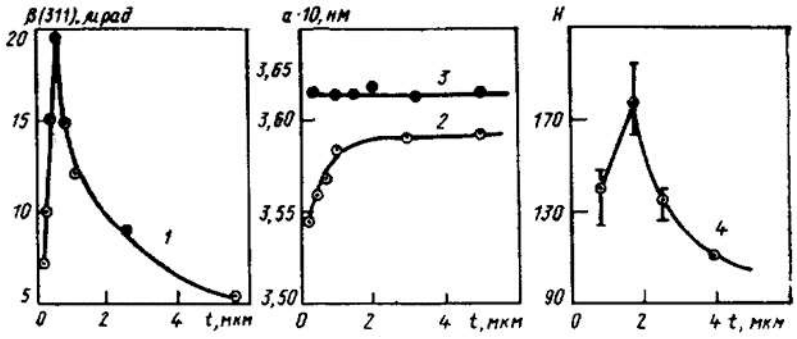


Рис.2. Изменение физического уширения $\beta_{(311)}$ (1), периода кристаллической решетки *a* после трения (2), в исходном состоянии (3) и микротвердости H (4) по глубине зоны контактной деформации меди при трении в глицерине.

Таблица 1

Физическое уширение рентгеновских линий $\beta_{(311)}$ меди после трения при разном количестве циклов испытаний

Число циклов	100	300	600	800	1000	5000	10000	50000	100000	120000	140000
$\beta_{(311)}.10^3$, рад.	31	29	27	27	26	20	17	10	7	5	5

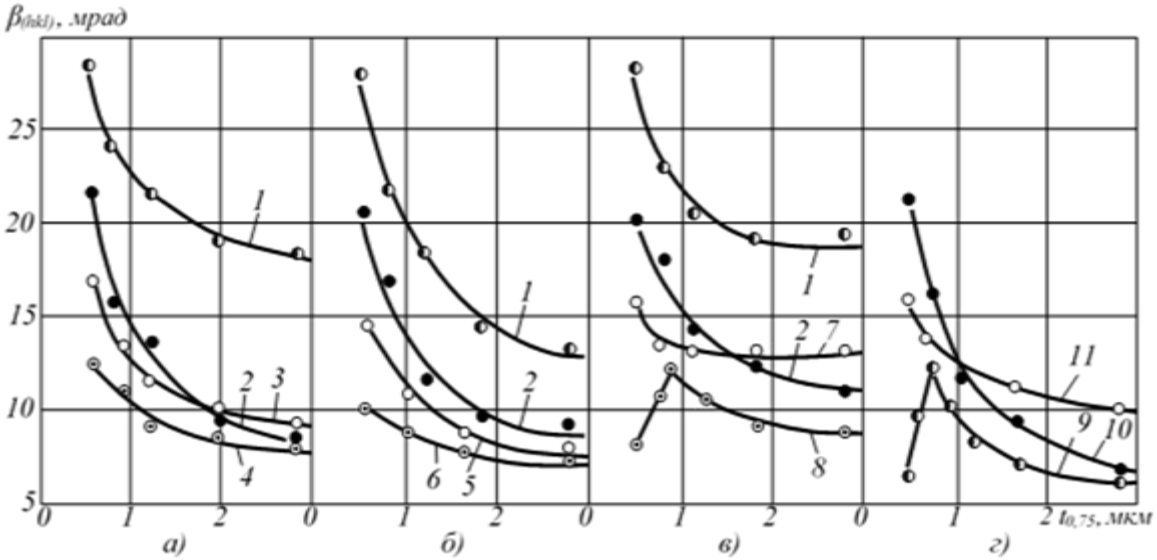


Рис.3. Распределение физического уширения рентгеновских линий по глубине зоны деформации меди (*а*), железа (*б*), никеля (в) при трении в вазелиновом масле с 1% активной добавки: 1- сухое трение; 2 –масло без добавки; 3 – добавка стеариновой кислоты; 4 – олеиновой кислоты; 5 –СЖК C_{17}-C_{20}; 6 –СЖК C_{10}-C_{16}; 7 – Э-2; 8 – Э-1; г – 9 –медь, 10 – железо, 11 – никель в глицерине; (Э-1,Э-2 – синтетические жидкости, применяемые в качестве дисперсионных сред, с разным содержанием хлора и фосфора).

Анализ представленных в табл.1 и на рис.2 и 3 данных с позиций взаимосвязей S = f (δ), δ = f(β), H = f(δ), H = f(β), $\gamma \sim U_0/H_\mu$ (где S - истинные напряжения течения, δ - остаточная деформация, H - твёрдость, H_μ - микротвердость), характеризующих структуру и структурно-чувствительные характеристики механических свойств, подтверждает, что введение активной добавки в состав смазочной композиции оказывает непосредственное влияние на развитие деформационных процессов и структурообразования в зоне контактного взаимодействия. Так как основа смазочного материала является трибохимически инертной, то именно поверхностно-активные вещества снижают величины $\beta_{(311)}$ и *а* в тонком поверхностном слое (и, соответственно, плотность дислокаций в нем и уровень остаточных внутренних напряжений) по сравнению с трением в среде без ПАВ. При этом следует отметить, (см. табл.1), что выход на режим, при котором в полной мере реализуется эффект Ребиндера (т.е. когда значение $\beta_{(hkl)}$ принимает минимальные значения, характерные для чистой меди при данных условиях эксперимента) достигается после достаточно большого числа циклов испытаний. Поэтому есть основания полагать, что для других смазочных материалов, см. рис.3, число циклов испытаний, равное 100000, не достаточно для реализации максимального триботехнического эффекта, когда уровень поверхностного разрушения становится минимальным. Следовательно, эффективность поверхностно-

активных добавок в смазочные материалы проявляется не сразу; требуется определенное значение длины пути трения для конкретных условий испытаний, что согласуется с работой [13], а по данным [14] она также зависит от сочетания давления, скорости скольжения и температуры.

В металлических парах трения один или оба контактирующих тела, как правило, представляют собой сплав. После первых циклов контактного взаимодействия и деформирования в активной среде любого модифицирующего типа в поверхностной деформированной зоне возникают диффузионные потоки вакансий, примесных и легирующих элементов, направленные на то, чтобы привести к релаксации возникшие остаточные напряжения. Имеет место «восходящая» диффузия, в результате которой в сжатых областях поверхностного слоя будет понижаться концентрация элементов, размеры атомов которых превосходят размеры атомов основного металла, а в растянутых областях – наоборот, концентрация этих элементов увеличивается [15].

Изменение концентрации легирующего элемента в напряженной области в результате восходящей диффузии описывается соотношением [5]:

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

где $\Delta\sigma^{r}_{zz}$ – скачок остаточных напряжений на межслойной границе; $\delta\omega = \omega_A - \omega_B$; ω_A, ω_B – атомные объемы.

В работе [10] показано, что для реальных экспериментов с поверхностно-модифицированными образцами $(\Delta C)/C = 10 - 100\%$ (при $\Delta\sigma^{r}_{zz} \approx \sigma_s = 100 - 1000$ МПа, $\delta\omega = 3\cdot10^{-24}$ см^3). Следовательно, при испытаниях в активных средах происходит существенное расслоение деформированного материала, которое закономерно влияет на структурно-чувствительные характеристики материала приповерхностного модифицированного слоя. Основываясь на экспериментально установленной зависимости предела текучести от концентрации примеси в виде $\sigma_s \approx C^{1/2}$ [16] и учитывая соотношение $\Delta C)/C \rightarrow 1$ получили, что в $\left|\Delta\sigma_s\right| / \sigma_s \approx 50\%$ (см. [5]). Таким образом, только за счет восходящей диффузии может быть достигнуто пятидесятипроцентное изменение предела текучести, что для случая поверхностно-пластифицирующей среды обеспечивает условия реализации правила положительного градиента механических свойств – необходимого условия устойчивого режима трения, высоких антифрикционных свойств и низкого уровня поверхностного разрушения. Иными словами, модифицирование приповерхностных микрообъемов в условиях контактного взаимодействия в активных средах является значимым механо-физико-химическим процессом при граничном трении. В связи с тем, что поверхностные модифицированные микрообъемы формируются в результате взаимодействия со смазочной средой, и они создают продукты износа, то и оценка влияния ее поверхностно-активных компонентов на кинетику разрушения при трении металлических трибосопряжений также должна включать критерии износостойкого структурного состояния зоны деформации.

Рассмотрим особенности процессов структурно-фазовых превращений и поверхностного разрушения латуней (α-сплавов Cu-Zn с широкой областью растворимости в твердом состоянии) при трении в глицерине, который формирует ПАВ-радикалы в процессе деструкции. Результаты соответствующих экспериментов приведены на рис.4.

В отличие от исходного состояния (линии 1), в результате множества циклов контактного воздействия 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 цинка в меди с вариативно измененным периодом решетки по глубине (линии 3). Наличие пленки меди

подтверждено анализом с помощью оптической и электронной микроскопии, а ее состав – с помощью микрорентгеноспектрального анализа.

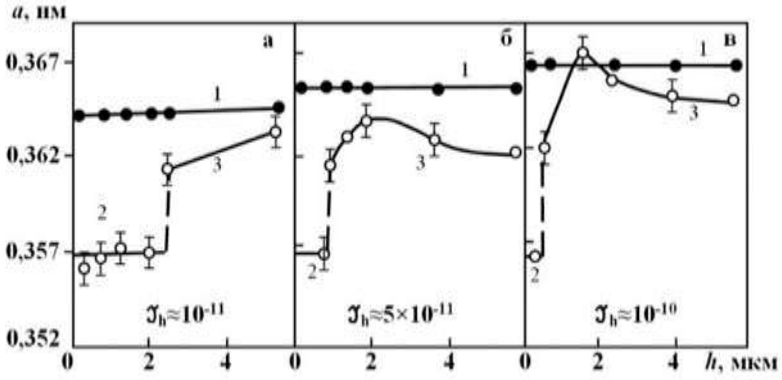


Рис.4. Изменение периода *a* кристаллической решетки α-твердого раствора латуней по глубине зоны деформации при трении в среде глицерина: а – Л90; б – Л80; в– Л63; 1 – α-твердый раствор до трения; 2 – пленка меди, 3 − α-твердый раствор после трения; I_h – интенсивность изнашивания.

Атомы цинка имеют на ~28% больший объем, чем атомы меди, поэтому под действием сжимающих напряжений, рис.1, они удаляются из поверхностного пластифицированного слоя. На поверхности образуется сжатая пленка чистой меди, период решетки которой оказывается заметно меньше равновесного, ср. с данными рис.2. В более глубоком слое толщиной до 5 мкм наблюдается положительный градиент периода решетки α-твердого раствора. Обеднение этого слоя цинком происходит вследствие его восходящей диффузии, стимулированной сжимающими напряжениями в материале. В макроскопическом масштабе этот случай соответствует режиму избирательного переноса, когда уровень поверхностного разрушения характеризуется предельно низкими значениями и существенным увеличением ресурса работы трибосопряжения [17].

При увеличении концентрации цинка в латунях Л80 и Л63 (рис. 4б и 4в) также создается двухслойная структура зоны деформации, однако толщина пластифицированной пленки меди существенно меньше (~ 1мкм в Л80 и ~ 0,5 мкм в Л63). В этих сплавах кривая изменения периода решетки твердого раствора имеет максимум в глубине зоны деформации, что указывает на формирование локальных неоднородностей сплава, являющихся причиной увеличения интенсивности изнашивания в пределах значений, характерных для явления избирательного переноса: для Л90 $I_h \sim 10^{-11}$; для Л80 $I_h \sim 5\cdot10^{-11}$; для Л63 $I_h \sim 10^{-9} - 10^{-10}$.

Алюминиевые бронзы имеют более узкий интервал α-твердого раствора (~9%Al), поэтому переход пары в режим высокой работоспособности (т.е. избирательного переноса при трении) сопровождается несколькими типами структур, рис.5.

В сплавах с низкой концентрацией алюминия (бронзы БрА5, БрА7, ≈5-7%Al), рис.5а, наблюдается характерный для явления избирательного переноса процесс диффузионного перераспределения элементов в зоне деформации в результате воздействия поверхностно-активной среды: при наличии сжимающих остаточных напряжений I рода в пластифицированном приповерхностном слое образца наблюдается омеднение и формировании новой фазы – сплошной медной пленки. Сформировавшаяся композиционная структура модифицированного слоя обеспечивает поддержание положительного градиента механических свойств, и уровень поверхностного разрушения достигает предельно низких значений ($I_h \sim 10^{-11}$).

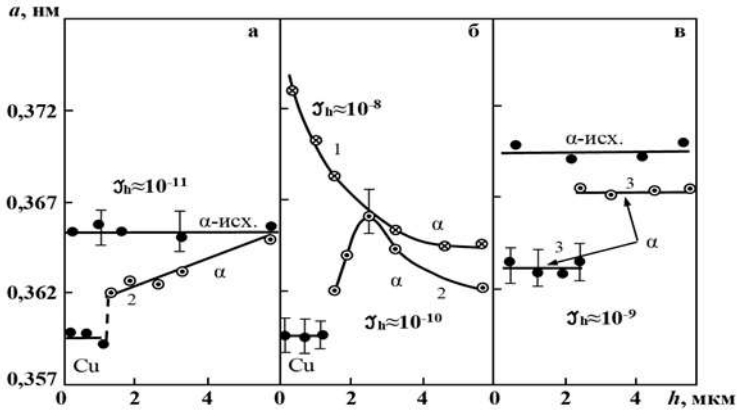


Рис.5. Изменение периода кристаллической решетки α–твердого раствора алюминиевых бронз по глубине зоны деформации при трении в разных смазочных средах: а – БрА7; б – БрАМц9-2; в–БрАЖМц10-3-1,5; 1– этиленгликоль (этандиол-1,2); 2 – жидкая смесь на основе глицерина (ПГВ); 3 – ЦИАТИМ-201; I_h – интенсивность изнашивания; Р=10МПа.

При трении в среде глицерина бронз БрАМц9-2 (концентрация алюминия ≈9%), рис.5б, пластифицированный слой соответствует не всей зоне контактной деформации: имеет место омеднение поверхности и обеднение атомами алюминия слоя лишь до глубины 2 мкм. На глубинах более 2 мкм, т.е. во внутриобъемной, не пластифицированной зоне, происходит обогащение легирующими элементами, создавая структурную неоднородность. В макромасштабе этот тип структуры хотя и соответствует режиму избирательного переноса (реализуется положительный градиент свойств и формируется пластифицированная пленка меди), но уровень поверхностного разрушения, вследствие структурной неоднородности материала в зоне контактной деформации, несколько выше, чем разрушение бронз с более низкой концентрацией алюминия.

При трении в этиленгликоле картина структурных изменений иная (кривая 1, рис. 5б). Марганец, оказываясь на межфазных границах и являясь сильным раскислителем, способствует образованию на поверхности бронзового образца плотной пассивирующей оксидной пленки. В этих условиях двухатомный спирт (этандиол-1,2) уже не может оказывать пластифицирующее действие на слой образца под оксидной пленкой. Наоборот, этот слой под влиянием оксидной пленки становится более упрочненным, чем внутриобъемная зона. В результате механического воздействия в приповерхностном микрообъеме трибоматериала возникают растягивающие напряжения, рис.1б, приводящие к увеличению концентрации алюминия в нем (период решетки α-твердого раствора увеличивается). В макромасштабе такие процессы приводят к повышенному разрушению поверхности трения при увеличении числа циклов испытаний.

При более высокой концентрации алюминия в бронзе типа БрАЖМц10-3-1,5 (≈ 10%Al) картина структурно-фазовых превращений при трении в поверхностно-активной смазочной среде изменяется. Концентрация алюминия в этой бронзе соответствует точке на фазовой диаграмме, находящейся вне области существования α-твердого раствора. Поэтому бронза является многофазной и обладает более высокими прочностными характеристиками, что обусловливает ее широкое применение в разнообразных антифрикционных парах трения. Рис.5в иллюстрирует фазовый состав зоны деформации и изменение периода

кристаллической решетки основных структурных составляющих, формирующихся при трении в смазочной среде ЦИАТИМ-201. Напомним, что ЦИАТИМ-201 - это смесь маловязкого нефтяного масла, загустителя (стеарата лития - литиевого мыла) и антиокислительной присадки, т.е смазочная среда содержит пластифицирующие ПАВ и компоненты, препятствующие образованию на поверхности трибоматериала упрочняющих оксидных пленок.

В зоне контактной деформации в бронзе БрАЖМц10-3-1,5 также, как и в бронзе БрА7, создается резкий положительный градиент параметра решетки, обусловленный перераспределением легирующих элементов, рис.5в. Таким образом, создаются условия для формирования износостойкого структурного состояния материала. Однако главным фактором, определяющим возможность устойчивого функционирования этого режима, является формирование в зоне контактной деформации двух метастабильных фаз – кристаллографически изоструктурных α-твердых растворов с ГЦК-решеткой, обладающих разной концентрацией легирующих элементов и различными периодами решетки 0,363 нм и 0,366 нм (по данным микрорентгеноспектрального анализа в этих фазах концентрация Al составляет 4%, Mn - 0,6% и Al - 7,5%, Mn - 0,7%, соответственно). Слой с более высокой концентрацией меди (с меньшим периодом решетки, рис.5в) преимущественно занимает микрообъем, прилегающий к свободной поверхности. Аналогичная картина структурно-фазовых превращений наблюдается и при контактной деформации бронз БрАЖ9-4, БрАЖН10-4-4. Заметим, что расслоение металлов и появление гетерофазности наблюдается также при облучении, после ударно-волновой обработки, механоактивации, поверхностной деформации. Отмечается, что по признаку резкого изменения свойств материала, включающего явление его пространственной самоорганизации, это структурное состояние идентифицируется как диссипативная структура, присущая открытой термодинамической системе, функционирующей в нелинейной области ее параметрических зависимостей.

Анализ состава фаз показывает, что в этих случаях на сопряженную стальную поверхность переносится не чистая медь, а сплав, обогащенный медью, характеристики которого соответствуют вторичной структуре на поверхности образца из медного сплава. Основываясь на структурных критериях [11,12], можно заключить, что при этом достигается лишь стадия формирования структурных предпосылок для реализации полноценного режима избирательного переноса, поэтому износ бронзы в данном случае оказывается выше. Как показали экспериментальные исследования, для реализации эффекта максимальной износостойкости высокопрочных комплекснолегированных (или высокоэнтропийных) бронз необходимо увеличение контактного давления и/или активности смазочной среды, приводящих к активизации процесса обеднения легирующими примесями α-твердого раствора на основе меди и формирование пластифицированной пленки меди [17], что подтверждают опытные данные [18].

На основании представленных результатов исследований можно сделать следующий вывод. При использовании алюминиевых бронз в качестве антифрикционного материала для узлов трения, эксплуатация которых осуществляется с применением поверхностно-активной смазочной среды, достаточно длительная работоспособность таких узлов может обеспечиваться трибоматериалом, представляющим собой однофазный сплав с большим запасом пластичности. Наиболее перспективной в этом случае проявила себя однофазная бронза с 5−7% Al.

С позиций влияния поверхностно-активных компонентов смазочной среды на формирование структурного состояния зоны деформации и кинетику разрушения при трении рассмотрим теперь группу оловянных бронз - сплавы на основе системы Cu-Sn, которая характеризуется ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии. В промышленных бронзах

благодаря термической обработке концентрация олова в α-твердом растворе может быть более 6%, т.е. основная структурная составляющая является пересыщенным твердым раствором (напомним, что растворимость олова в меди в равновесном состоянии составляет не более 0,1%). Прочностные характеристики бронз тем выше, чем выше концентрация олова в сплаве. В инженерно-конструкторской практике при выборе бронзы для узла трения руководствуются чаще всего именно значением ее прочностных характеристик. Однако результаты реальной эксплуатации указывают, что если в составе смазочного материала присутствуют ПАВ, то износостойкость высокооловянистых бронз оказывается существенно ниже, чем низкооловянистых.

Рис.6 иллюстрирует кинетику разрушения оловянных бронз при трении в разных смазочных средах.

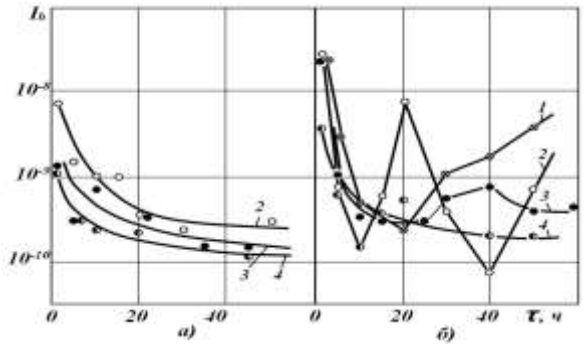


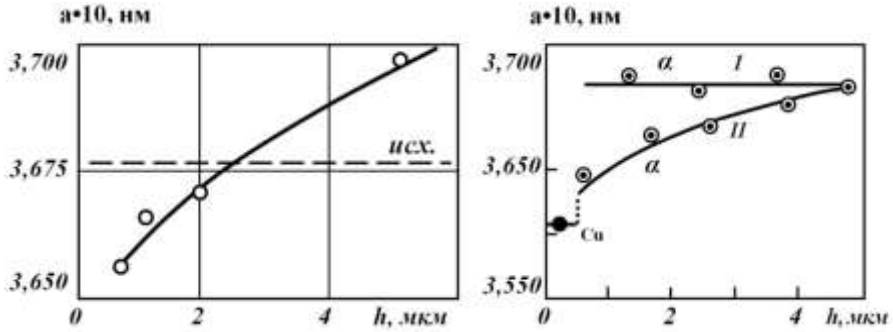
Рис.6. Зависимость интенсивности изнашивания I_h бронз от продолжительности испытаний τ в разных смазочных средах: а – веретенное масло АУ; б – жидкость на основе глицерина (ПГВ): 1-БрО12; 2-БрОФ10-1; 3-БрОФ6,5-0,15; 4-БрОФ4-0,25.

Проявляется разный характер поверхностного разрушения сплава при увеличении времени испытаний в зависимости от природы смазочной среды и количества олова в сплаве. В химически инертной смазочной среде трение подчиняется закону нормального изнашивания вне зависимости от концентрации олова в сплаве: приработка сменяется режимом установившегося трения, см. рис.6*а*. Сопоставление экспериментальных значений интенсивности изнашивания для разных временных интервалов трибоиспытаний τ позволяет четко отличить режим накопления повреждаемости и последующего разрушения приконтактного слоя материала (его приработки) от режима установившегося равновесного трения. В последнем случае темпоральные колебания величины износа относительно невелики и его среднее значение снижается до величины $\langle I_h \rangle \sim (1 - 2)\cdot 10^{-10}$.

Среда, содержащая ПАВ, создает другую картину кинетики изнашивания (рис. 6*б*). Поверхностные слои высокооловянистых бронз при увеличении числа циклов испытаний претерпевают периоды колебаний от низкого износа и до высокого более, чем на два порядка (установившийся режим не достигается даже после ~145000 циклов взаимодействий). Бронза с меньшим содержанием олова (4%Sn, БрОФ4-0,25) характеризуется выходом пары на установившийся уровень поверхностного разрушения и его существенным снижением. Следует также отметить, что сравнительные оценки механических потерь трибопар «медный сплав – сталь», где в качестве антифрикционного материалы были использованы медь М1, бронзы БрОФ6,5-0,15 и БрОФ1-1, показали, что присутствие в сплаве 6,5%Sn в два раза уменьшает значение коэффициента трения по сравнению с чистой медью, однако его величина на порядок выше, если в сплаве концентрация олова составляет 10%.

Результаты сопоставления эпюры компонент остаточных напряжений, рис.1а, и уровня разрушения, рис.6б, дают основания полагать, что кинетика разрушения поверхностного слоя бронзы в паре трения оловянная бронза – сталь связана с процессом диффузионного перераспределения олова в зоне контактной деформации под влиянием поверхностно-активной смазочной среды.

На рис. 7 приведены результаты рентгеноструктурного анализа поверхностного слоя бронз до и после трения. Трение в поверхностно-пластифицирующей среде вызывает формирование положительного градиента периода решетки в результате обеднения оловом приповерхностного слоя в условиях восходящей диффузии. В бронзе с малым содержанием олова (БрОФ4-0,25, рис.7б), формируется характерная для режима высокой работоспособности пары трения структура: создается положительный градиент периода решетки по глубине пластифицированного слоя антифрикционного сплава, а на поверхности формируется сплошная пленка чистой меди (аналогично результатам, наблюдающимся при трении сплавов Cu-Zn и Cu-Al), а износостойкость бронзы существенно повышается, рис.6*б* (кривая 4). В сплавах с высокой концентрацией олова (БрОФ10-1, рис.7*а*) также создается положительный градиент периода кристаллической решетки, и на поверхности трибоматериала формируется медная пластифицированная пленка. Однако при достаточно длительных испытаниях она периодически разрушается образующимися интерметаллидами (на рис. 7*а* зафиксировано состояние образца, когда пленка разрушена), и износ в эти временные отрезки резко повышается, рис.6*б* (кривая 2). Следовательно, хотя и создаются структурные предпосылки реализации формирования износостойкого структурного состояния, однако, вследствие того, что α-твердый раствор Cu-Sn является пересыщенным, пластифицированный поверхностный слой претерпевает существенные изменения в фазовом составе (см. табл.2), которые неблагоприятно сказываются на износостойкости.



а) *б)*

Рис.7. Изменение периода кристаллической решетки α-твердого раствора Cu-Sn бронзы БрОФ10-1(*а*) и БрОФ4-0,25 (*б*) по глубине зоны деформации при трении в среде на основе глицерина: I – до трения; II – после трения в установившемся режиме.

На рентгенограммах исходного образца выявлены две фазы: α-твердый раствор Cu-Sn и небольшое количество интерметаллида $Cu_{31}Sn_8$, входящего в состав эвтектоида (α+δ). После трибоиспытаний интенсивность рентгеновских линий (551) и (882), принадлежащих фазе $Cu_{31}Sn_8$, увеличивается в результате увеличения в поверхностном слое объемной доли интерметаллида. Вместе с тем, на рентгенограммах появляются соответствующие этой фазе дополнительные рефлексы, что подчеркивает существенное увеличении ее объема. Кроме того, в поверхностных слоях сплава появляется фаза Cu_3Sn. В процессе трения в неактивном смазочном материале подобные структурные изменения не выявлены.

Таблица 2

Изменение фазового состава поверхностного слоя бронзы БрОФ10-1 в результате трения в поверхностно-активной смазочной среде

Исходный образец			Образец после трения		
(HKL)	d/n, нм	Фаза	(HKL)	d/n, нм	Фаза
(551)	0,251	$Cu_{31}Sn_8$	(551)	0,251	$Cu_{31}Sn_8$
(882)	0,211	$Cu_{31}Sn_8$	(002)	0,216	Cu_3Sn
(111)	0,211	α	(882)	0,211	$Cu_{31}Sn_8$
(200)	0,184	α	(111)	0,210	α
(220)	0,130	α	(101)	0,208	Cu_3Sn
(311)	0,111	α	(200)	0,185	α
(222)	0,105	α	(884)	0,149	$Cu_{31}Sn_8$
-	-	-	(220)	0,129	α
-	-	-	(12.66)	0,122	$Cu_{31}Sn_8$
-	-	-	(16.22)	0,110	$Cu_{31}Sn_8$
-	-	-	(311)	0,109	α
-	-	-	(222)	0,105	α

Таким образом, под влиянием поверхностно-пластифицирующей смазочной среды при трении бронз с высокой концентрацией олова в поверхностном слое формируется не только направленный к поверхности диффузионный поток атомов олова с последующим их растворением в смазочной среде, создающий положительный градиент периода кристаллической решетки по толщине слоя и приводящий к формированию приграничной медной пленки. Одновременно в приповерхностном слое трибоматериала также происходят локальные диффузионные процессы, приводящие к образованию/росту в системе новых метастабильных фаз. Такие структурные фазовые переходы инициируются флуктуационным («спинодальным») изменением концентрации атомов олова в соседних микрообъемах деформированной зоны и последующей их структурной перестройкой с образованием кристаллической решетки новой фазы. Эти изменения фазового состава трибоматериала могут происходить в неблагоприятном для его механической стабильности направлении и зачастую являются причиной его повышенного износа.

Таким образом, приведенные результаты показывают, что на создание износостойкого структурного состояния материала поверхностного деформированного при трении слоя определяющее действие оказывает смазочный материал, обладающий способностью к физико-химическому взаимодействию с металлом, обеспечивая существенное повышение работоспособности трибосопряжения. Поэтому в настоящее время для стальных пар трения особое место в проблеме создания высокоэффективных смазочных материалов занимают разработки активных металлоплакирующих присадок, принцип действия которых основан на реализации явления избирательного переноса. В качестве металлоплакирующих присадок применяют порошки металлов, сплавов и их оксидов, соли и комплексные соединения металлов, металлоорганические соединения. Среди отечественных наиболее известных и широко применяющихся присадок являются МКФ-18 (ТУ 38 1011127), КТЦМС-1 (ТУ 3830109-88), Гретерин-3 (ТУ 38102125-87) [17].

Ниже приведены примеры экспериментальных исследований влияния состава промышленных смазочных материалов Буксол, Пума и М-14В$_2$ с активной присадкой Валена (ТУ 0257-001-17368431-05), содержащей ионы меди, на уровень поверхностного разрушения сталей при трении [19].

На рис.8 представлены зависимости износа от давления *p* при трении пары «ШХ15-ШХ15» в смазке Буксол, в котором стандартный пакет антикоррозионной и противоизносной присадок заменен активной медьсодержащей присадкой известного состава.

Смазка, содержащая 2% присадки (кривая1) проявляет лучшие триботехнические характеристики, чем смазки с 3 и 4% (кривые 2 и 3 соответственно). При трении в среде с 2% металлоплакирующей присадки несущая способность пары в 1,3 раза выше (предельно допустимое давление $P_д$ составляет 40 МПа с 2% и 30 МПа в смазках с 3 и 4%). Коэффициенты трения при $P_д$ в смазке с 2% ниже в 1,7 раза. Средние значения интенсивности изнашивания пары в пределах допустимых давлений в смазке с 2% присадки также снижаются в 1,5-2 раза, табл.3.

В процессе испытаний в смазке с 2% присадки на поверхностях трения образуется тонкая защитная пленка на основе меди, обеспечивающая высокую несущую способность сопряжения и долговечность сопряжения. Следов коррозии на поверхности трения нет. При использовании смазок с 3 и 4% присадки формирующаяся пленка являются пористой, неравномерно распределенной по поверхности трения и приводит к снижению несущей способности сопряжения, что согласуется с известными законами трибологии

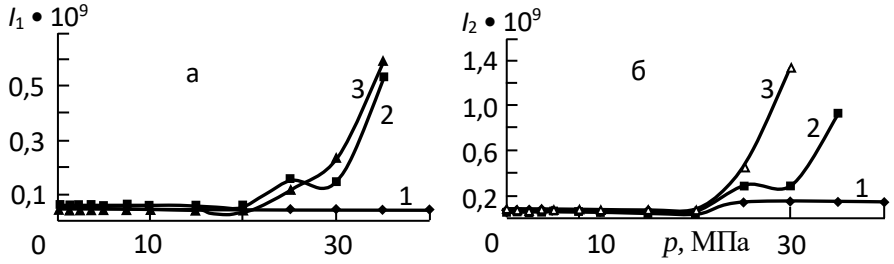


Рис.8. Зависимость интенсивности изнашивания основного образца I_1 - (*а*) и контртела I_2 - (*б*) от давления: 1 – концентрация присадки 2%; 2 – 3%; 3 – 4%.

Для защиты гребней колесных пар и рельсов от износа применяется полужидкая смазка Пума. На рис.9 приведены результаты испытаний пар трения колесная сталь-рельсовая сталь в смазочной среде Пума, в которой стандартный пакет антикоррозионной и противоизносной присадок заменен активной медьсодержащей присадкой. Видно, что лучшие триботехнические характеристики проявляются в среде с содержанием присадки 3%. Применение этой смазки приводит к двукратному увеличению предельно допустимого давления, к снижению суммарных интенсивностей изнашивания более чем в 10 раз, к снижению коэффициента трения в 2 раза по сравнению с товарной Пумой, табл.3.

Анализ морфологии поверхности с помощью светового микроскопа показал, что при испытаниях в товарном масле М-14В$_2$ на поверхности трения формируются участки, подверженные коррозии, их количество возрастает при увеличении внешнего давления. Наличие в смазочном масле медьсодержащей присадки в количестве 0,1% приводит к равномерному омеднению поверхности трения. Следов коррозии не обнаружено.

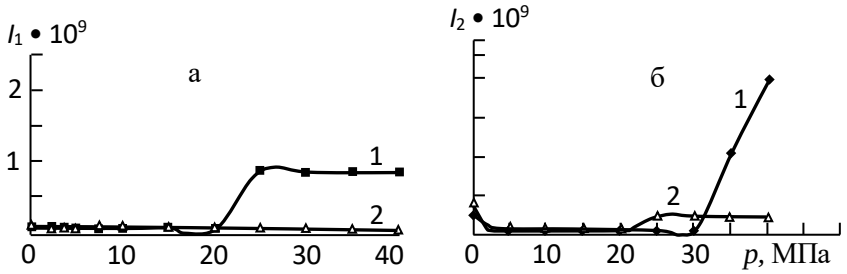


Рис.9. Зависимость интенсивности изнашивания пары трения от давления: *а* –основной образец; *б* –контртело; 1–концентрация присадки 1%; 2 – 3%.

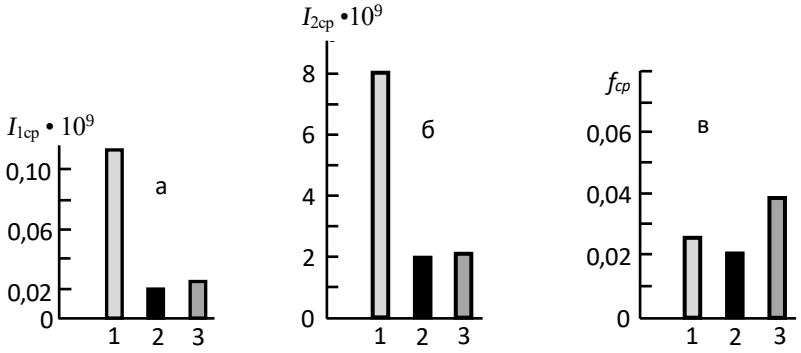


Рис.10. Интенсивность изнашивания образцов-колец (*а*) и образцов-гильз (*б*) за полный цикл испытаний при давлениях до 140 МПа и значения коэффициента трения (*в*) в моторном масле М-14В$_2$ с разной концентрацией присадки: 1 – без присадки; 2 –0,1% присадки; 3 – 0,25%.

В качестве обобщения экспериментальных данных, полученных при испытаниях промышленных смазочных материалов с вышеупомянутыми присадками, в табл.3 приведены средние численные значения триботехнических характеристик трибосопряжений, полученных при их работе в режиме установившегося трения.

Таблица 3

Триботехнические характеристики смазочных материалов

Смазочный материал	Предельно допустимое давление $P_д$, МПа	Коэффициент трения, *f*	Суммарная интенсивность изнашивания, $I_{сум} \cdot 10^9$
Буксол	10	0,040	0,504
Буксол без станд.присадок + 2% присадки	40	0,013	0,046
Пума	20	0,029	0,833
Пума без станд.присадок + 3% присадки	40	0,014	0,074
М-14В$_2$	140	0,063	8,860
М-14В$_2$ + 0,1% присадки	140	0,037	1,893

Положительный эффект применения активной присадки связан с тем, что на поверхности контактного взаимодействия при трении во всех испытанных смазочных композициях формируется вторичная структура в виде защитной медной пленки, обеспечивающей реализацию положительного градиента механических свойств и явление избирательного переноса при трении. Металлическая пленка, благодаря высокой пластичности, дополняет функции смазочного материала при трении в режиме граничной смазки.

Заключение. Для обеспечения высокой износостойкости материалов трибопары, включающей медный сплав, и повышения работоспособности сопряжения определяющим фактором является оптимизация реологических свойств поверхностного слоя, формирующегося в условиях контактной деформации под действием поверхностно-пластифицирующей смазочной среды. Подбирать сочетания конструкционных и смазочных материалов необходимо так, чтобы создавались условия для реализации правила положительного градиента механических свойств по нормали к поверхностям трения. В этом случае сдвиговые упругопластические деформации концентрируются в тонком приповерхностном объеме материала, что и обеспечивает минимальный уровень разрушения поверхности трибосопряжения.

Расчеты распределения остаточных нормальных напряжений по глубине поверхностного деформированного при трении слое свидетельствуют, что в поверхностно-пластифицированном слое они носят сжимающий характер, а в поверхностно-упрочненном – растягивающий. При деформационном нагружении материала в активной среде в сжатых областях материала снижается концентрация легирующих элементов, в растянутых областях имеет место обратная картина. Вследствие восходящей диффузии происходит расслоение материала по составу, и кроме того, наличие на межслойной границе резкой смены знака остаточных напряжений I рода приводит к встречному движению дислокаций с однонаправленными векторами Бюргерса в соседних разнозначных напряженных слоях. Двигаясь в параллельных плоскостях скольжения, дислокации тормозятся на межслойной границе, формируя дислокационную стенку. При этом в процессе увеличения числа циклов взаимодействий процесс концентрации дислокаций на межслойной границе сопровождается очисткой от них приграничных областей металла. В результате на поверхности трибоматериала образуется сплошная пластифицированная медная пленка, обладающая уникальными реологическими свойствами и обеспечивающая положительный градиент механических свойств в трибообразце.

Наибольший ресурс работы трибопары в смазочной среде с ПАВ достигается в результате роста износостойкости медного сплава при относительном снижении твердости и повышении пластичности его приповерхностного слоя. При этом снижение твердости, обусловленное пластифицирующим действием поверхностно-активных веществ, происходит только в поверхностном деформированном микрообъеме; во внутриобъемной зоне, не пластифицированной действием смазочной среды, механические характеристики антифрикционного сплава остаются на требуемом уровне.

Установлены следующие правила выбора составов медных сплавов, реализующих устойчивый режим избирательного переноса, когда достигается наиболее высокая износостойкость:

- предпочтительны сплавы с широким температурным и концентрационным интервалом α-твердого раствора;
- при выборе состава алюминиевой бронзы следует руководствоваться тем, что для этих материалов существует несколько вариантов достижения режима избирательного переноса:

1 – при малой концентрации алюминия (БрА5,БрА7) возможность реализации высокой износостойкости наиболее вероятна;
2 – для бронз типа БрАМц9-2, БрАЖ9-4 в зависимости от свойств среды возможны три типа структуры зоны трибодеформации: а) неоднородный α-твердый раствор, когда условия организации износостойкого структурного состояния нарушаются; б) два кристаллографически изоструктурных α-твердых раствора, обеспечивающие создание предпосылок износостойкой структуры; в) пленка меди и подповерхностный неоднородный α-твердый раствор, что создает условия нестабильного режима избирательного переноса;
3 – для высокопрочных бронз типа БрАЖМц10-3-1,5 и БрАЖН10-4-4 создание износостойкого состояния поверхностного слоя осуществляется в две стадии: а) образования двух изоструктурных α-твердых растворов и б) вытеснения на поверхность обогащенной медью фазы с последующим созданием пластифицированной медной пленки;
- для оловянных бронз необходимо исключить возможность фазовых переходов, связанных с локальными изменениями концентрации атомов олова в соседних микрообъемах деформированной зоны и последующей структурной перестройкой этих микрообъемов с образованием кристаллической решетки новой фазы (эта задача может быть решена за счет направленного легирования и/или применения низкооловянистых бронз типа БрОФ4-0,25).
Представленные материалы не содержат исчерпывающего описания многочисленных механо-физико-химических процессов, протекающих в трибосопряжениях и связанных с влиянием смазочной среды и ее поверхностно-активных компонентов на формирование структурного состояния зоны деформации и кинетику разрушения антифрикционных материалов. Отмечены лишь основные внутренние связи и взаимозависимости, которые устанавливаются в сложной самоорганизующейся, иерархически многоуровневой системе – в зоне контактной деформации при трении. При этом для пар трения, реализующих режим избирательного переноса, ключевая роль принадлежит эффекту Ребиндера.

Список литературы

1. Журков С.Н. К вопросу о физической основе прочности // ФТТ. - 1980. - Т.22, Вып.2. - С.3344-3349.
2. Громаковский Д.Г. Разрушение поверхностей при трении и разработка кинетической модели изнашивания //Вестник машиностроения. - 2000. - №1. - С.3-9.
3. 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.
4. Щукин Е.Д., Савенко В.И., Малкин А.И. Лекции по физико-химической механике. - М.: NOBEL PRESS, 2015. - 679 с.
5. Савенко В.И. Роль эффекта Ребиндера в реализации режима безызносности в триботехнике //Эффект безызносности и триботехнологии. - 1994. - №3-4. - С.26-38.
6. A.R.C. Westwood, J.S. Ahern, J.J. Mills. Development in the theory and applications of chemomechanical effects //Colloids and Surfaces. - 1981. - V.2, №1. - P. 1 – 35.
7. Shchukin E.D., Kochanova L.A., Savenko V.I. On mechanism of environment-induced plasticizing under contact interaction // Advances in mechanics and physics of surfaces. Eds. R.M. Latanision, R.J. Courtel. - London: Harwood academic publishers, 1981. - V.1. - P.111-152.
8. 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.

9. Евдокимов В.Д. Реверсивность трения и качество машин. - Киев: Техника, 1977. - 146 с.
10. 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.
11. Rybakova L.M., Kuksenova L.I. Physical criteria of wear resistance of metal materials in surface-active lubricating media. Proc. The Conference on Tribology «Friction, Lubrication and Wear – 50 years on». - London: IME, 1987. - P. 419-426.
12. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. - М.: Машиностроение, 1982. - 212 с.
13. Кужаров А.С., Кужаров А.А. Избирательный перенос: мифы и реалии // Вестник РГУПС. - 2011. - №4. - С.43-51.
14. Кужаров А.С., Бурлакова В.Э., Задошенко Е.Г., Кужаров А.А., Бурлов А.С., Ураев А.И., Кравчик К., Гарновский А.Д. Триботехнические возможности координационных соединений меди при трении бронзы по стали // Трение и износ. - 2005. - Т26, №6. - С. 628-637.
15. Гегузин Я.Е. Восходящая диффузия и диффузионное последействие. // Успехи физических наук. – 1986. - Т.149, №1. - С.149–159. DOI:https://doi.org/10.3367/UFNr.0149.198605f.0149
16. Флейшер Р., Хиббард У. Упрочнение при образовании твердого раствора // Структура и механические свойства металлов. - М.: Металлургия, 1967. - С.85-111.
17. Куксенова Л.И., Герасимов С.А., Лаптева В.Г. Износостойкость конструкционных материалов. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2011. - 237 с.
18. Куксенова 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.
19. Мамыкин С.М., Лаптева В.Г., Куксенова Л.И. Исследование триботехнической эффективности металлоплакирующей присадки «Валена» в смазочных материалах // Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2007. - №2. - С.56-64.

Дата поступления: 25 сентября 2023 г.