DOI: 10.18411/vntr2024-174-2

УДК621.891

# РОЛЬ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ В ПРОЦЕССАХ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ, ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

**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*
*[2] Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина Российской академии наук (ИФХЭ РАН), Москва, Россия*
lkukc@mail.ru, visavenko@rambler.ru

***Аннотация.*** *На основе решения задачи об остаточных напряжениях, возникающих в поверхностном слое металлического материала при трении в поверхностно-активных средах, сформулированы представления о роли смазочной среды в создании пластифицирующего и упрочняющего трибоэффекта. Показана роль эффекта Ребиндера в формировании структурно-механического состояния поверхностных слоев антифрикционных металлических материалов. Представлены характеристики структурного состояния поверхностных слоев латуней и алюминиевых бронз при их трении по стали в режиме граничной смазки в поверхностно-активных смазочных средах. Установлены условия достижения минимальных энергосиловых потерь таких трибосистем при трении и износе. Выявлена роль локальных диффузионных явлений в квазиспинодальных фазовых переходах, наблюдающихся в поверхностных микрообъемах медных сплавов в процессе их контактной трибодеформации. Показано, что среди промышленных медных сплавов наибольшей износостойкостью в поверхностно-активных смазочных средах обладают латуни типа Л90, алюминиевые бронзы БрА5, БрА7. Приведены примеры реализации режима «избирательного переноса» в трибосопряжениях. Даны рекомендации по его использованию в узлах трения машин и приборов.*

***Ключевые слова:*** *антрифрикционные материалы, медь, латунь, бронза, микроструктура, контактная деформация, трение, износ, ПАВ, смазочные материалы, избирательный перенос,эффект Ребиндера.*

# THE ROLE OF PHYSICOCHEMICAL FACTORS IN THE PROCESSES OF STRUCTURE FORMATION, DEFORMATION AND DESTRUCTION OF ANTIFRICTION METALLIC MATERIALS

**L. I. Kuksenova[1,2], V. I. Savenko[2]**
*[1]Mechanical Engineering Research Institute the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia*
*[2]A.N. Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry of the Russian Academy of Sciences (IPChE RAS), Moscow, Russia*
lkukc@mail.ru, visavenko@rambler.ru

***Abstract****. Based on the solution of the problem of residual stresses arising in the surface layer of a metallic material during friction in surface-active media, ideas about the role of the lubricating medium in creating a plasticizing and strengthening triboeffect are formulated. The role of the Rebinder effect in forming the structural-mechanical state of the surface layers of antifriction metallic materials is shown. The characteristics of the structural state of the surface layers of brasses and aluminum bronzes during their friction on steel in the boundary lubrication mode in surface-active lubricating media are presented. The conditions for achieving minimal energy and force losses of such tribosystems during friction and wear are established. The role of local diffusion phenomena in quasi-spinodal phase transitions observed in the surface microvolumes of copper alloys during their contact tribodeformation is revealed. It is shown that among industrial copper alloys, brass type L90, aluminum bronzes BrA5, BrA7 have the highest wear resistance in surface-active lubricating environments. Examples of the implementation of the "selective transfer" mode in tribocouplings are given. Recommendations are given for its use in friction units of machines and devices.*
***Key words****: antifriction materials, copper, brass, bronze, microstructure, contact deformation, friction, wear, surfactants, lubricants, selective transfer, Rehbinder effect.*

**Введение.** Общеизвестно, что 85-90% машин и механизмов не достигают требуемого ресурса эксплуатации по причине износа поверхностей элементов их подвижных сопряженний, а затраты на ремонт и техническое обслуживание соответствующих изделий машиностроения в несколько раз превышают их стоимость. Поэтому решение задач, связанных с минимизацией характеристик трения и износа трибоконтактных пар, поиск путей повышения их долговечности и надежности по-прежнему остаются весьма актуальным.

Анализ проблем трения и изнашивания предполагает обращение к трем областям материаловедческой науки, имеющим важное теоретические и прикладное значение. Это механика контактных взаимодействий, физико-химические явления, происходящие в поверхностных микрообъемах трибоматериалов и неравновесная термодинамика диссипативных процессов, протекающих в зоне трения. С решением задач, связанных с этими областями трибологии, связан выбор оптимальных путей повышения износостойкости трибосопряжений, которые должны рассматриваться в разных аспектах: конструкторско-технологическом, где наряду с новыми конструкторскими разработками и вопросами объемной прочности, важное положение занимают технологии обработки деталей машин; физико-химическом, направленном на создание и совершенствование смазочных материалов; и, наконец, собственно материаловедческом, цель которого состоит в разработке составов, структуры и свойств износостойких и антифрикционных материалов, предназначенных для изготовления деталей узлов трения.

Нетривиальная особенность соответствующих металловедческих задач связана прежде всего с тем, что в условиях динамических нагрузок, характерных для режима граничного трения, поверхностные слои трибоматериала переходят в новое структурное и физико-механическое состояние, кардинально изменяя первоначально предполагаемый механизм трения. Процессы структурных изменений и контактного деформирования поверхностных микрообъемов взаимосвязаны и, кроме того, эта связь зависят от нагрузочно-скоростных и физико-химических условий ее работы. Накопленный опыт эксплуатации реальных трибосопряжений и анализ причин снижения ресурса их работы указывает на необходимость учета этих факторов, что в свою очередь, требует постановки и решения ряда принципиально новых – темпоральных металловедческих задач.

Разработка материаловедческих мероприятий, направленных на повышение работоспособности трибосопряжений, предполагает углубление представлений о кинетике структурных, фазовых и диффузионных превращений, прочностных и деформационных свойствах активных микрообъемов поверхности, элементарных актах ее деформации и разрушения, а также определение численных характеристик критериев оптимального структурного состояния трибоматериала.

Подход, компенсирующий недостатки «инженерного» приближения, базируется на анализе динамических изменений свойств трибоматериалов, рассмотрении временных вариаций характеристик их трибологических характеристик, связи этих характеристик между собой и с микроструктурными параметрами приповерхностных слоев при стандартных базовых схемах испытаний. Параллельные исследования макро- и микромеханических и свойств различных трибоматериалов позволили установить следующие необходимые и достаточные для трибологического материаловедения функциональные зависимости $S = f(\gamma, \delta)$; $\delta = f(\beta)$; $H = f(\delta)$; $H_\mu = f(\beta)$, где $S$ – истинные напряжения течения; $\gamma$ – коэффициент пластичности; $\delta$ – статочная деформация; $H_\mu$ – микротвёрдость; $\beta$ – физическое уширение рентгеновских линий на дифрактограммах металла. Были разработаны методики расчёта характеристик микромеханических свойств по рентгеновским данным [1], которые с некоторыми естественными допущениями можно использовать для оценки уровня пластической деформации, развивающейся в приконтактной зоне трущихся тел, а также применять для анализа действующих напряжений течения, характеристик твёрдости и пластичности в зависимости от типа металла. Однако в ходе решения этих задач возникли существенные трудности, связанные с учетом физико-химического состояния поверхности трущихся тел и свойств применяемой смазочной среды.

Как известно, многие узлы трения современных машин и механизмов работают в условиях граничной смазки. В этом случае прямой, непосредственный контакт элементов сопряжения предотвращается, или минимизируется образованием в зоне трения особых поверхностных слоев (вторичных структур), обладающих структурно-механическими свойствами, отличными от таковых для материалов сопрягающихся твердых тел. Эти структуры образуются в результате взаимодействия трущихся тел друг с другом и с компонентами смазочной среды. Осуществляется режим трения, при котором деформация трибоматериала, изменение его структуры и свойств, а также процессы поверхностной деформации и разрушения определяются не только механическими характеристиками сопрягающихся тел, но и свойствами смазочной среды.

Напомним, что среди феноменологических критериев допустимого уровня разрушения контактирующих поверхностей наиболее общим признается сформулированное И.В. Крагельским [2], и ставшее классическим правило положительного градиента механических характеристик приповерхностного слоя материала по его глубине. Физико-химические факторы, связанные с природой смазочной среды оказывают определяющее влияние на реализацию этого правила. Результатом этого влияния является формирование износостойкой макро- и микроструктуры в деформированной приконтактной зоне трибоматериала, которое стимулируется структурными изменениями и диффузионным перераспределением металлических атомов в этой зоне. Наибольший положительный триботехнический эффект развивается при наличии в смазочных материалах поверхностно-активных веществ (ПАВ), компоненты которых в процессе контактной деформации вызывают адсорбционное пластифицирование тончайшего поверхностного слоя (эффект Ребиндера) [3-5].

**Далее будут изложены** основные представления о влиянии физико-химических факторов на структурное состояние, деформацию и разрушение поверхностного слоя

(модифицированного слоя) и на реализацию явления избирательного переноса (режима «безызносности») в трибосопряжениях. Статья включает несколько частей: 1 – описание закономерностей распределения пластической деформации по глубине поверхностных слоев металлических материалов и особенности фрикционного упрочнения в условиях сухого и граничного трения и трения в режиме «избирательного переноса»; 2 – анализ влияния поверхностно-активной смазочной среды на формирование свойств металла зоны деформации при трении; 3 - рентгеновские исследования структурных изменений в поверхностных слоях металлических трибоматериалов в условиях их контактной деформации в разных смазочных средах и определение уровня поверхностного разрушения (износа) трибосопряжений; 4 – примеры испытаний, иллюстрирующие влияние активных смазочных материалов, принцип действия которых основан на реализации правила положительного градиента механических свойств, на работоспособность тяжелонагруженных пар трения.

**Материалы и методики исследования.** Основным объектом исследования служили пары реверсивного трения скольжения «медный сплав – сталь» и «сталь – сталь». Триботехнические испытания проводили на машине трения МТ-8 в диапазоне давлений 5-140 МПа и средней скорости скольжения 0,19м/сек, а также на специальном стенде. 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 физико-химического влияния среды на деформацию поверхностного слоя металла.

В качестве смазочных сред применяли глицерин и жидкость ПГВ на его основе, вазелиновое масло, синтетические жирные кислоты (СЖК), полиэфиры, промышленные смазки ЦИАТИМ-201, Атланта, Пума и Буксол.

В практике триботехнических испытаний при предварительной оценке эффективности смазочных сред чаще всего используются следующие макроскопические трибологические критерии процесса: коэффициент трения в условиях граничного и полужидкостного трения; износ сопряженных деталей; критическая температура разрушения смазочного слоя; нагрузка, при которой на поверхностях трения появляются «задиры»; нагрузка «сваривания»; отношение предельного значения контактного давления к диаметру пятна износа и др. Однако эти критерии позволяют лишь опосредованно оценивать степень влияния ПАВ на процесс трения, не раскрывая природу и механизм физико-химического действия ПАВ, и не задавая параметры, позволяющие определить направление совершенствования состава смазочного материала и обосновать выбор конкретной смазочной среды. В связи с этим в данной работе влияние состава смазочной среды на ее триботехнические свойства выявляли с использованием критериальных подходов [6], основанных на экспериментально полученной совокупности данных, соответствующих разным масштабно-аналитическим характеристикам трибосистемы. К ним относится макроскопический интегральный критерий - интенсивность изнашивания $I_h$, характеризующий уровень поверхностного разрушения трибоматериала, а также два наиболее информативных фундаментальных параметра, характеризующих микроструктуру поверхностного слоя материала после трибоиспытаний. Прежде всего, это физическое уширение $\beta_{(hkl)}$ рентгеновских линий, которое определяет средние размеры областей когерентного рассеяния (микроблоков) в зоне рентгеновского облучения материала и уровень их микродеформации в кристаллической решетке этой зоны

(микронапряжения II рода). Величина $\beta_{(hkl)}$ связана с плотностью дислокаций ρ соотношением $\rho = A[\beta_{(hkl)}]^2$, здесь A – не зависящая от β размерная постоянная, [A] = (см·рад)$^{-2}$. Другой микроструктурный параметр, также определяемый рентгенографически, это величина периода кристаллической решетки, *a*, оцениваемая по смещению дифракционных пиков Δϑ на рентгенограмме. Величина *a* зависит от суммы главных напряжений I рода σ в материале и, кроме того, весьма чувствительна к элементному составу сплава. Для этих характеристик имеют место следующие соотношения: $\sigma = (E/\nu)\mathrm{ctg}\vartheta_0\Delta\vartheta$, и $a = a_A + \alpha C$, где E – модуль упругости; $\nu$ - коэффициент Пуассона; Δϑ – изменение угла Вульфа-Брэггов; $a_A$ – период решетки растворителя, α – размерная константа [нм]; *C*, ат% – атомная концентрация растворенного элемента). Изменения величины *a* относительно первоначального значения в ненапряженном материале позволяют анализировать диффузионное перераспределение легирующих элементов в зоне механического, или любого другого воздействия на сплав. Рентгеновские дифракционные съемки образцов проводили методом неразрушающего послойного анализа зоны контактной деформации (модифицированного слоя) в диапазоне 0,2 - 10 мкм в Co-Kα излучении [7,8].

**Результаты и их обсуждение**

***1. Особенности пластической деформации по глубине поверхностных слоев металлических материалов при трении.***

При деформации трением происходит последовательная трансформация микроструктуры приповерхностного слоя трибоматериала, которая характеризуется несколькими этапами: увеличением плотности дислокаций, образованием их скоплений, формированием ячеистой и, затем, фрагментированной структуры с наличием критических стыков между фрагментами, разориентированными на несколько градусов. На начальных этапах испытаний наблюдается широкий спектр микроструктур, что в соответствии с дискретностью контакта при трении связано с различной пластической деформацией в различных зернах трибоматериала. При увеличении пути трения по мере достижения установившегося режима структура поверхностного слоя становится более однородной, постепенно стабилизируясь во времени и пространстве [9].

Физическое уширение рентгеновских линии $\beta_{(hkl)}$ используется при описании многих физических процессов, непосредственно связанных с развитием дислокационной структуры материала при его пластическом деформировании. В связи с этим параметр $\beta_{(hkl)}$ и с ним характеристики металла используется для оценки уровня его поверхностного разрушения при трении, примеры таких решений приведены в [10].

Закон поверхностного разрушения в «лепестковой» теория изнашивания N.P.Suh [11] представляется в виде:

$$I = \frac{b}{4\pi}\left[\frac{K_1 G_1}{\sigma f_1 S_{01}(1-\nu_1)} + \frac{K_2 G_2}{\sigma f_2 S_{02}(1-\nu_2)}\right] NS,$$

где $I$ – интенсивность изнашивания; $N$ – давление; $S$ – путь трения; $K_1$, $K_2$ – константы, определяемые топографией поверхности (индекс *1* соответствует более твердой поверхности, индекс *2* – более мягкой); $S_{01}$ и $S_{02}$ – пути скольжения, соответствующие снятию со всей поверхности одного слоя частиц изнашивания; $G$ – модель сдвига; $\nu$ – коэффициент Пуассона; $\sigma_f$ – напряжение трения дислокаций; $b$ – вектор Бюргерса.

Ааналитическая оценка силы трения на основе дислокационной модели предложена П.В. Назаренко [12]. По мнению автора, субмикрорельеф, образующийся в процессе трения вследствие выхода на поверхность дислокаций, образующих ступеньки сдвига, является

одной из главных причин возникновения силы внешнего трения. С учетом сопротивления, которое испытывают движущиеся дислокации при пересечении на границах ячеек и порогов, получено следующее уравнение для коэффициента трения:

$$f = 2\pi(1-\nu)\,\sigma_\tau / G\,\sqrt{\rho/\rho_1}\,sin\alpha,$$

где $\sigma_\tau$ – предел текучести, $\rho, \rho_1$ – плотность дислокаций до и после трения соответственно, $sin\alpha$ – ориентационный фактор.

А.Н. Назаровым экспериментально установлена зависимость износа $I$ чистых металлов (меди, железа и никеля) при трении в разных по природе смазочных материалах в виде $I = 10^{-12}\exp(0{,}5\beta)$, где β — физическое уширение линий металла [13].

Выражение зависимости износа от параметров, определяющих изменения в субструктуре материалов при пластической деформации в условиях трения, получено Д.Г. Громаковским [14]:

$$v \sim \frac{F_\beta R(t) t}{E},$$

где $v$ – износ; $R(t)$ – мощность совершаемой работы трения; $t$ – время; $E$ – модуль упругости материала; $F_\beta$ – функция физического уширения линий, зависящая от изменения ϑ на дифрактограмме.

Совместно с соавторами Д.Г.Громаковским [15] разработана модель процессов при трении, базирующаяся на представлениях о разрушении твердых тел как о механизме термофлуктуационного распада механически напряженных атомных связей. В этом случае интенсивность изнашивания определяется по уравнению

$$I = k \int_{t_o}^{t} \dot{x}\, q dt \int_{t_o}^{T} \varphi(\beta)\Psi(u)\, d\tau,$$

где $q$ – динамическая нагрузка, $\dot{x}$ – мгновенные относительные скорости перемещения поверхностей, τ – период накопления повреждаемости, β($t$) – функция меры повреждаемости, генерируемой трением, $\Psi(u)$ – функция изменения скорости трибохимических процессов.

Для изделий из сталей с поверхностным слоем, легированным при химико-термической обработке, предложено соотношение в виде [16]:

$$I \approx \frac{\left[H_0 + k_1\left(\frac{\Delta d}{d}\right)^{\frac{1}{2}}\right]^{1.75} \left[DbA\left(\beta_{кр}^2 - \beta_0^2\right)\right]^2}{\left(k_2 + \frac{e}{\delta} C_y\right)^2},$$

где $H_0$- твердость поверхностного слоя до испытаний на трение; $k_1$ – эксперiентальный коэффициент, определяемый из зависимости $HB = f((\Delta d/d)^{1/2})$; $\Delta d/d$ – микродеформация кристаллической решетки; $D$ — средний размер блоков мозаики; $\beta_o$ — физическое уширение линий ($hkl$) металла до испытаний; $\beta_{кр}$ – значение физического уширения линий, соответствующее критическому значению плотности дислокаций при деформации; $b$ – вектор Бюргерса; $e$ – размер зоны сдвига при деформации; δ и $C_y$ – размер и концентрация частиц упрочняющей фазы, соответственно, здесь $C_y = \pi\delta^2/L^2$ и L – расстояние между этими частицами; $k_2$ – коэффициент, отражающий геометрические характеристики дислокационных петель.

При оценке уровня поверхностного разрушения трибоматериалов с помощью структурного параметра $\beta_{(hkl)}$, чаще всего берется его среднее значение по всей зоне контактной деформации, соответствующее установившемуся режиму на фиксированном пути трения. Однако следует иметь ввиду, что в действительности имеет место изменение величины $\beta_{(hkl)}$ (и, следовательно, уровня пластической деформации) по глубине контактной зоны, и это изменение характеризуется рядом особенностей.

В качестве типичного примера на рис. 1 показаны вариации величины $\beta_{(hkl)}$, по глубине контактной зоны при различных контактных давлениях P для медного образца в режиме установившегося трения. Проиллюстрированы особенности поведения величины $\beta_{(hkl)}$ в условиях граничного трения (линии 2-5), а также в режиме «избирательного переноса» (линия 1).

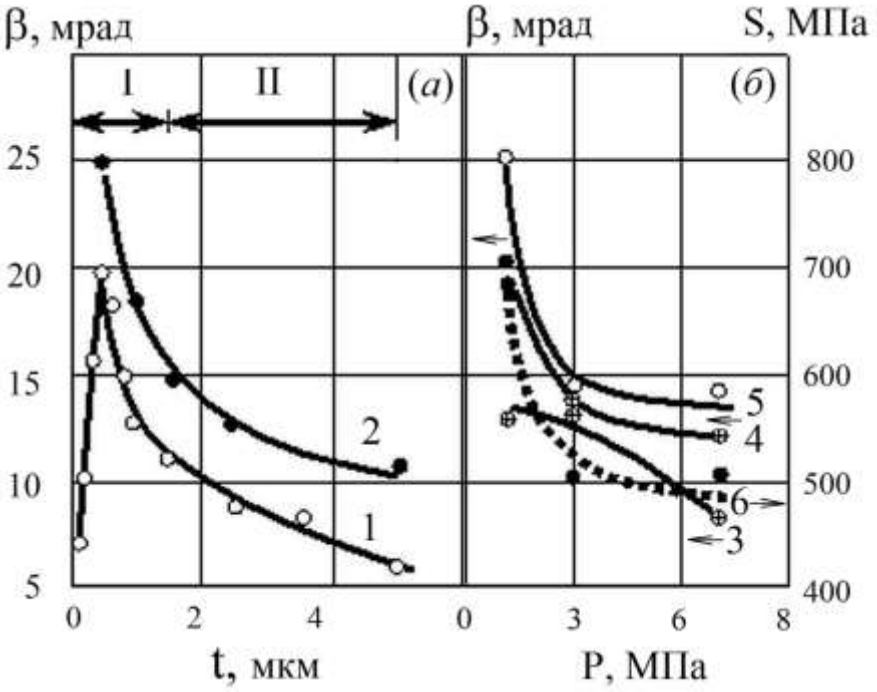



**Рис. 1.** Изменение физического уширения β рентгеновских линий меди по глубине t деформированной при трении зоны (а), и зависимость величины β от контактного давления P (б). Линия 1 соответствует трению в среде глицерина; линии 2-6 – трению в вазелиновом масле; линии 3,4,5 – изменение величины β в слоях, залегающих на глубине t = 2.0, 0.7 и 0.3 мкм соответственно. Зависимость истинных напряжений течения *S* от давления P в слое толщиной 0,3 мкм показана штриховой линией 6.

Приведенные экспериментальные данные позволяют сформулировать два основных вывода. Во-первых, формирование вторичной структуры на поверхностях трения сопровождается синергетически протекающими физическими процессами, связанными с упрочнением и разупрочнением материала приконтактной зоны. При постоянных условиях внешнего нагружения P и исходного состава материала определяющая роль в выборе направления этих процессов принадлежит природе и свойствам смазочной среды. Во-вторых, наблюдаются две зоны поверхностной пластической деформации: *I* – зона аномально высокого фрикционного упрочнения, *II* – зона ограниченного деформационного упрочнения. Аномалии деформации тонких поверхностных слоев выражаются в зависимости плотности дислокаций и степени упрочнения от присутствия ПАВ в смазочной среде. Кроме того, эксперименты показывают,

что величина напряжения течения материала S оказыватся выше при пониженных значениях внешнего давления P на контакте. Найденная на основе функциональной зависимости $\beta = f(\delta,S)$ оценка значений действующих истинных напряжений течения в тонких приповерхностных слоях показала, что они достигают весьма высоких значений (~ 800 МПа) в случае применения неактивной смазочной среды даже при относительно небольшом внешнем давлении 1,5МПа [17].

Характерным показателем установившегося режима трения является реализация периодических кинетических циклов накопления повреждений в зоне локализации деформации металла и его разрушения, сопровождающихся динамическим равновесием между разрушением поверхностных структур и их восстановлением. Период этих циклов и их амплитуда являются кинетическими характеристиками уровня 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 [18], в которой оценка времени существования единичной связи под нагрузкой (долговечность $\tau$) 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; $\gamma$ – структурно-чувствительный коэффициент; $\sigma$ – действующее напряжение; $k$ – постоянная Больцмана; $T$ – температура.

Величину износа оценивают по формуле [14,19]:

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

где $\sum \Delta A_r n_r$ – площадь фактического контакта; h – линейный размер зоны деформации; коэффициент К отражает исходную повреждаемость материала, характеристики релаксации повреждений, число одновременно разрушаемых связей; $\psi$ – 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 $\gamma$, имеющий смысл активационного объема. При этом эффективная энергия активации разрушения определяется как $U_\sigma = U_0 \pm \Delta G - \gamma\sigma$, где $\Delta G$ – изменение энергии активации процесса в результате физико-химического воздействия смазочной среды, т.е. параметр, влияющий на кинетику разрушения, связанный со свойствами среды.

### *2. Влияние поверхностно-активной смазочной среды на формирование свойств металла зоны деформации при трении.*

Согласно основным представлениям физико-химической механики контактного взаимодействия влияние среды включает два ведущих процесса: экранирование контактирующих поверхностей [20] и прямое физико-химическое воздействие активных компонентов на свойства взаимодействующих приповерхностных микрообъемов при взаимном перемещении нагруженных тел (эффект Ребиндера) [3].

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 поверхностно-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. 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. Обе формы эффекта находят применение в обработке материалов и эксплуатации изделий из них.

Вместе с тем известно, что поверхностно-активная среда может оказывать на реологическое поведение материала не только пластифицирующее, но и упрочняющее влияние. 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, тормозящего действия оксидных и пассивирующих пленок и электрохимических явлений на поверхности твердых тел, протекающих в таких средах [3-5]. В реальных трибосопряжениях в качестве присадок к инактивным смазочным материалам используют поверхностно-активные вещества, которые в зависимости от величины и типа механических напряжений, скорости контактной деформации могут оказывать как поверхностно-пластифицирующее, так и поверхностно-упрочняющее действие.

Элементарные процессы зарождения дефектов кристаллической решетки и роста их плотности, 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 градиентное структурно-фазовое состояние, которое в зависимости от природы среды обладает разными характеристиками механических свойств и разными структурно-чувствительными активационными параметрами разрушения.

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, управляющими факторами, задающими те или иные значения совокупности структурно-чувствительных характеристик механических свойств трибоматериала, которые в итоге определяют уровень разрушения его поверхностного слоя.

### *2.1. Теоретическая модель контактной деформации трибоматериала в различных смазочных средах.*

В качестве конкретного примера рассмотрим особенности напряженного состояния в условиях контактной деформации трибоматериала микровыступом цилиндрической формы. Задача решалась в двумерном приближении методом численного моделирования, использованном для описания процесса прокатки поверхностно-модифицированных полос и тонких фольг [3,5]. 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. 2 приведены схематические эпюры остаточных напряжений, которые возникают в результате проскальзывания и упругопластического 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.

Установленный характер распределения остаточных деформаций, рисунок 2, доказывает, 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, см. рис. 2, 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, записанного, например, в цилиндрической системе координат (rφz):

$$\tau^{r}_{z\varphi} - \mathrm{sign}(\tau^{r}_{z\varphi}) \cdot \tau_{st} = \tau^{in}_{z\varphi} + \tau^{a}_{z\varphi}$$

где $\tau^{r}_{z\varphi}$ - компонента тензора остаточных напряжений I рода; $\tau_{st}$ – напряжение старта дислокаций в плоскости скольжения; $\tau^{in}_{z\varphi}$ - внутреннее напряжение в решетке, обусловленное дислокациями фона, т.е. ростовыми и неподвижными деформационными дислокациями [3].

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 по порядку величины совпадает с толщиной поверхностно-модифицированного слоя, достигающей нескольких микрон для типичных схем напряженно-деформированного состояния материала [3,5]. 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 [1].

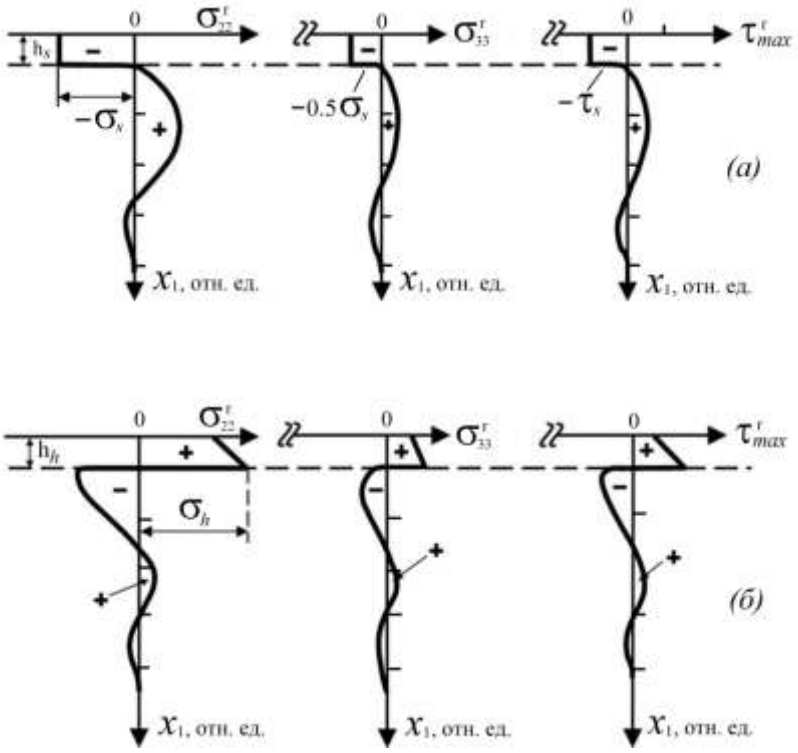



**Рис. 2.** Распределение остаточных нормальных ($\sigma_{22}$ и $\sigma_{33}$) и максимальных касательных ($\tau_{max}$ = 0,5 $\sigma_{22}$) напряжений в поверхностно-пластифицированном (а) и поверхностно-упрочненном (б) образцах после трибоконтактного воздействия на их поверхность жесткого цилиндрического ползуна. $\sigma_s$ ($\sigma_s$) – предел текучести поверхностно пластифицированного (поверхностно упрочненного) слоя материала

***2.2. Результаты экспериментов.***

В табл. 1 и на рис. 3 на примере меди представлены экспериментальные данные, иллюстрирующие особенности изменения характеристик структуры в деформированном поверхностном слое в условиях длительных испытаний при трении большинства технически чистых металлов.

**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 |

Анализ представленных в табл. 1 и на рис. 3 данных с позиций взаимосвязей S = *f*(δ), δ = *f*(β), H = *f*(δ), H = *f*(β), γ ~ $U_0/H_\mu$, характеризующих микроструктуру и структурно-чувствительные характеристики механических свойств трибоматериала, подтверждает, предположение о том,

что введение поверхностно-активной добавки в состав смазочной композиции оказывает непосредственное влияние на развитие деформационных процессов и структурообразования в зоне контактного взаимодействия.

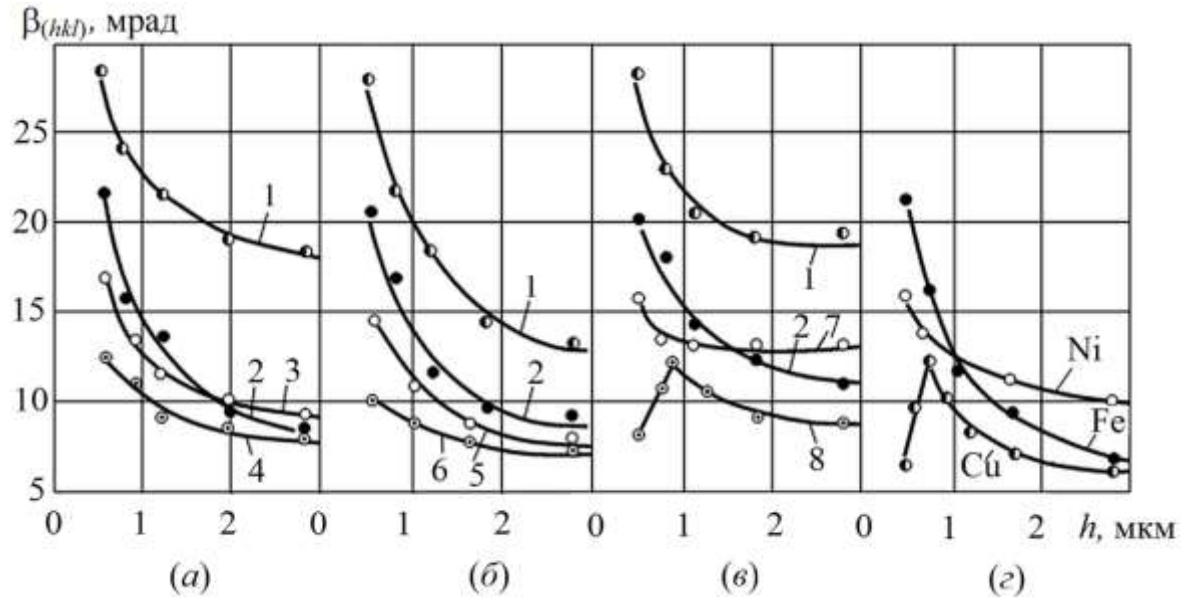



**Рис. 3.** Распределение физического уширения рентгеновских линий $\beta_{(hkl)}$ по глубине зоны деформации меди (*а*), железа (*б*), никеля (в) при трении в вазелиновом масле с 1% активной добавки: 1- сухое трение; 2 –масло без добавки; 3 – добавка стеариновой кислоты; 4 – олеиновой кислоты; 5 –СЖК $C_{17}$-$C_{20}$; 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 с разным содержанием хлора и фосфора), применяемые в качестве дисперсионных сред в пластичных смазочных материалах

Так как основа смазочной среды является трибохимически инертной, то именно поверхностно-активные вещества снижают величины $\beta_{(311)}$ и *а* в тонком поверхностном слое трибоматериала (и, соответственно, плотность дислокаций в нем и уровень остаточных внутренних напряжений) по сравнению с трением этого же материала в среде, не содержащей 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 чистого металла при данных условиях эксперимента) достигается только после достаточно большого числа циклов испытаний. Поэтому есть основания полагать, что для других смазочных материалов, см. рис. 3, число циклов испытаний, равное $10^4$, не достаточно для реализации максимального триботехнического эффекта, который бы соответствовал минимальному уровню поверхностного разрушения трибоматериала. Следовательно, эффективность поверхностно-активных добавок в смазочные материалы проявляется не сразу; требуется определенное значение длины пути трения, или числа проходов, соответствующих конкретным условиям испытаний [21].

В металлических парах трения один или оба контактирующих тела, как правило, представляют собой сплав. После первых циклов трибоконтактного взаимодействия материалов и их деформирования в активной среде любого модифицирующего типа в приконтактной зоне более мягкого элемента трибопары возникают диффузионные потоки

вакансий, примесных и легирующих элементов, направленные на то, чтобы привести к релаксации возникшие в приповерхностных слоях 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 [22].

Изменение концентрации легирующего элемента в напряженной области в результате восходящей диффузии описывается соотношением [3,6]:

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

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

В работе [3] показано, что для реальных экспериментов с поверхностно-модифицированными образцами величина $(\Delta C)/C = 10 - 100\%$ (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 его приповерхностного модифицированного слоя. Основываясь на экспериментально установленной зависимости предела текучести от концентрации примеси в виде $\sigma_s \approx C^{1/2}$ [23] и учитывая соотношение $\Delta C)/C \rightarrow 1$ получили, что в $|\Delta\sigma_s|/\sigma_s \approx 50\%$, [3]. Таким образом, только за счет восходящей диффузии может быть достигнуто пятидесятипроцентное изменение предела текучести $\sigma_s$, что для случая поверхностно-пластифицирующей смазочной среды обеспечивает условия реализации правила положительного градиента механических свойств – необходимого условия устойчивого режима трения, высоких антифрикционных свойств и низкого уровня поверхностного разрушения трибоматерриала. Иными словами, модифицирование физико-механических свойств приповерхностных микрообъемов в условиях контактного взаимодействия, протекающего в присутствии поверхностно-активных сред, является значимым механо-физико-химическим явлением, наблюдаемым при граничном трении. Очевидно, что именно поверхностные модифицированные микрообъемы, формирующиеся в результате взаимодействия со смазочной средой, являются источником продуктов износа. Поэтому оценка влияния поверхностно-активных компонентов смазки на кинетику разрушения при трении металлических трибосопряжений должна методологически включать также и определение вышеупомянутых критериев износостойкости материала зоны деформации.

### *3. Рентгенографическое исследование структурных изменений в поверхностных слоях металлических материалов в условиях контактной деформации в разных смазочных средах и определение уровня поверхностного разрушения*.

Наличие в антифрикционном сплаве легирующих элементов усиливает эффект смазочного действия разных по природе смазочных материалов, см. рис.4. Рассмотрим основные структурные изменения в зоне деформации при трении медных сплавов Cu-Zn (латуней) по стали в глицерине. Можно отметить следующие особенности. В отличие от исходного состояния (линии 1) в результате процесса многоциклового 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 цинка в меди с вариативно измененным периодом решетки по глубине (линии 3).

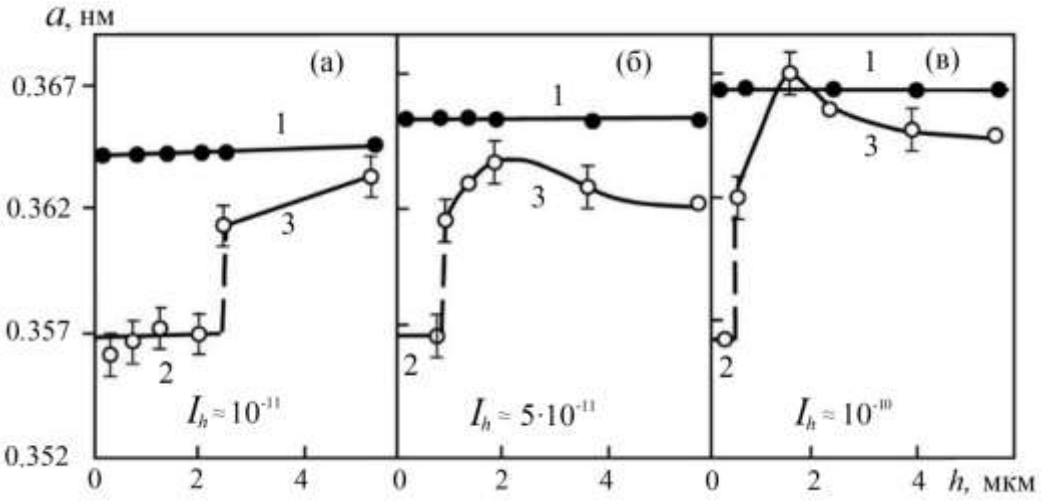



**Рис. 4.** Изменение периода *a* кристаллической решетки α-твердого раствора латуней по глубине зоны деформации при трении в среде глицерина: (а) – Л90; (б) – Л80; (в) – Л63; 1 – α-твердый раствор до трения; 2 – пленка меди, 3 − α-твердый раствор после трении. $I_h$ – интенсивность изнашивания.

Атомы цинка имеют на ~ 28% больший объем, чем атомы меди, поэтому под действием сжимающих напряжений они удаляются из поверхностного пластифицированного слоя. На поверхности образуется сжатая пленка чистой меди, период решетки которой оказывается заметно меньше равновесного. В более глубоком слое толщиной до 5 мкм наблюдается положительный градиент периода решетки α-твердого раствора. Обеднение этого слоя латуни происходит вследствие процесса восходящей диффузии, стимулированной сжимающими внутренними напряжениями в материале. В макроскопическом масштабе этот случай соответствует режиму избирательного переноса [1].

При увеличении концентрации цинка в латунях Л80 и Л63, рис. 3*б* и 3*в*, также создается двухслойная структура зоны деформации, однако толщина пленки меди существенно меньше ($h$ ~ 1мкм в сплаве Л80 и $h$ ~ 0,5 мкм в сплаве 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: для Л90 $I_h \sim 10^{-11}$; для Л80 $I_h \sim 10^{-10}$; для Л63 $I_h \sim 10^{-9}$.

Сплавы, полученные на основе диаграммы состояния Cu-Al (алюминиевые бронзы) также испытывались в разных смазочных средах, см. рис. 5.

Трение сплава с малым содержанием алюминия (БрА7) осуществлялось в пластифицирующей среде – жидкой смазке на основе глицерина, см. рис. 5а. Линия $a_{исх}$, соответствующая параметру кристаллической решетки исходного состоянию образца, дает представление о весьма незначительной степени первоначальной структурной неоднородности материала. Линия 2, полученная после цикла испытаний, показывает, что изменение периода решетки по глубине, так же, как и в случае латуней, характеризуется положительным градиентом. При этом на поверхности образца формируется сжатая пленка чистой меди. И в данном случае рентгенофазовый анализ показывает, что положительный градиент периода решетки бронзового образца обусловлен обеднением подповерхностного слоя толщиной $h$ ~ 4 мкм атомами алюминия, имеющими более значительный, чем медь атомный объем (~ на 39%). Омеднение происходит под влиянием сжимающих остаточных напряжений I рода, присутствующих в пластифицированном приповерхностном слое

образца. Сформировавшаяся структура обеспечивает поддержание положительного градиента механических свойств, и интенсивность изнашивания достигает предельно низких значений ($I_h \sim 10^{-11}$).

На рисунке 5б приведены результаты исследования бронзы БрАМц9-2 в смазочной среде, содержащей смесь глицерина, этиленгликоля и воды, а также в чистом этиленгликоле. Бронза содержит около 2% марганца (атомные объемы меди и марганца близки). В смеси на основе глицерина (рисунок 5б, линия 2) имеет место омеднение поверхности контакта, подповерхностный слой обедняется атомами алюминия до глубины $h \sim 2$ мкм. На глубинах более 2 мкм во внутриобъемной, не пластифицированной зоне, действуют растягивающие остаточные напряжения (см. рис. 2а). Рентгенофазовый анализ свидетельствует о том, что эта зона обогащена легирующими элементами. В подповерхностной зоне имеет место заметная структурная неоднородность материала. В макромасштабе этот случай также соответствует режиму избирательного переноса, но износ вследствие имеющейся структурной неоднородности несколько выше, чем у бронзы БрА7.

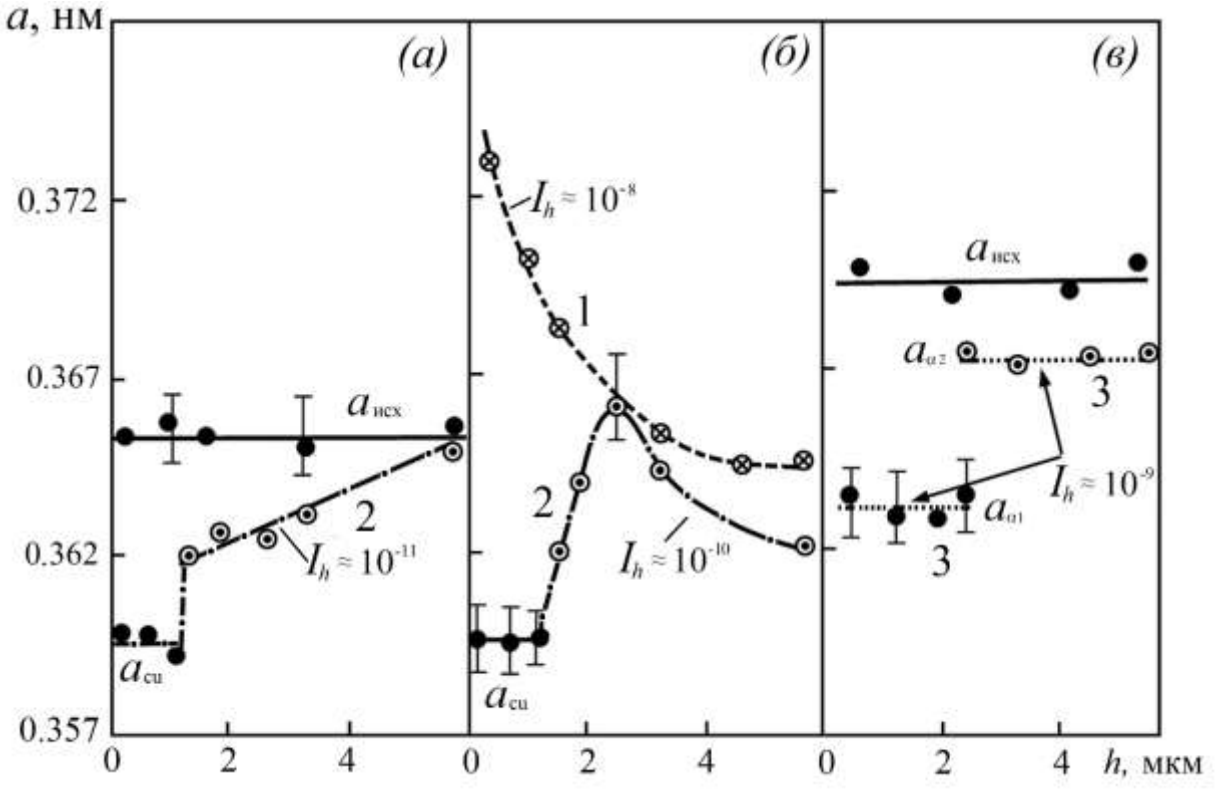



**Рис. 5.** Изменение периода кристаллической решетки α–твердого раствора алюминиевых бронз по глубине зоны деформации при трении в разных смазочных средах: (*а*) – БрА7; (*б*) – БрАМц9-2; (*в*) –БрАЖН10-4-4; 1– этиленгликоль (этандиол-1,2); 2 – жидкая смесь на основе глицерина; 3 – ЦИАТИМ-201

При трении в этиленгликоле картина структурных изменений другая (рис. 5б, линия 1). Марганец, оказываясь на межфазных границах и являясь сильным раскислителем, способствует образованию на поверхности бронзового образца плотной пассивирующей оксидной пленки. В этих условиях среда двухатомного спирта (этандиола-1,2) уже не в состоянии оказывать пластифицирующее действие на слой образца под оксидной пленкой. Наоборот, этот слой под влиянием оксидной пленки оказывается более упрочненным, чем

подповерхностная внутриобъемная зона. В результате механического воздействия при трении в приповерхностном упрочненном слое трибоматериала возникают растягивающие напряжения, приводящие к увеличению концентрации алюминия в нем (период решетки твердого раствора увеличивается). В макромасштабе такие процессы приводят к повышенному износу пары трения, режим избирательного переноса не реализуется.

Другой вариант имеет место, если трение алюминиевой бронзы БрАЖМц10-3-1,5 происходит в смазочной среде ЦИАТИМ-201, см. рис. 5в. (Напомним, что ЦИАТИМ-201 − это смесь маловязкого нефтяного масла, загустителя (стеарата лития - литиевого мыла) и антиокислительной присадки). Концентрация алюминия в бронзе в данном случае соответствует точке на фазовой диаграмме, находящейся вне области существования α-твердого раствора, поэтому бронза является многофазной и обладает более высокими прочностными характеристиками. Как было указано выше, смазка ЦИАТИМ-201 содержит пластифицирующие ПАВ и антиокислительные присадки, 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. Таким образом, появляются структурные условия для реализации явления избирательного переноса. Однако главным фактором, определяющим возможность устойчивого функционирования режима избирательного переноса в данном случае является появление в зоне контактной деформации двух метастабильных фаз – кристаллографически изоструктурных α-твердых растворов с ГЦК-решеткой, обладающих разной концентрацией легирующих элементов и различными периодами решетки $a_{\alpha 1}$ = 0,363 нм и $a_{\alpha 2}$ = 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 преимущественно расположен в зоне, прилегающей к свободной поверхности. Заметим, что аналогичная картина структурно-фазовых превращений наблюдается и для бронз БрАЖ9-4, БрАЖН10-4-4.

Положительный градиент периода решетки бронзы также обусловлен обеднением деформированного поверхностного слоя легирующими элементами, что создает предпосылки для повышения износостойкости бронзы; однако, 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 микроструктурных критериях [1], можно заключить, что при этом достигается лишь стадия формирования структурных предпосылок для реализации полноценного режима избирательного переноса, поэтому износ бронзы в данном случае оказывается повышенным по сравнению с износом монолегированных бронзовых сплавов при их трении в смазках, содержащих ПАВ. 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 вызывающих формирование устойчивой пластифицированной пленки меди [24].

На основании представленных данных можно сделать следующий вывод. При использовании алюминиевых бронз в качестве антифрикционного материала для тяжелонагруженных узлов трения, эксплуатация которых осуществляется с применением поверхностно-активной смазочной среды, достаточно длительная работоспособность таких узлов может обеспечиваться преимущественным выбором трибоматериала, представляющего собой

однофазный сплав с большим запасом пластичности. Наиболее перспективной в этом случае оказывается однофазная бронза с 5−7% Al.

Непосредственное физико-химическое влияние на процесс деформации металла при трении могут оказывать не только традиционные поверхностно-активные вещества, вводимые в состав дисперсионно-смазочной среды, или формирующиеся в ней в виде радикалов в результате деструкции инактивных молекул, но и дисперсионные среды, содержащие интерактивные химические добавки специального вида.

В качестве примера рассмотрим особенности структурных превращений в поверхностных слоях бронзы БрА5 (≈ 5% Al) в таких модельных смазочных средах. Испытания проводились в пентаэритритовом эфире (ПЭТ $C_5$ - $C_9$), а также в сложных полиэфирах бензилянтарной кислоты и широкой фракции спиртов $C_7$-$C_{12}$ (ДЭБЯК-1, ДЭБЯК-2, ДЭБЯК-3), различающихся составом спиртовых добавок. В качестве эталона сравнения использовали результаты трибоэкспериментов, проведенных в базовом синтетическом масле М9С.

Для выявления первоначальных отличий в поверхностной активности эфиров ДЭБЯК были определены их краевые углы смачивания φ на плоской поверхности исходного бронзового образца БрА5 методом «лежащей» капли. Значения φ, а также соответствующие им величины критерия подобия Юнга – скейлингового симплекса $\gamma = (\sigma_{SV} - \sigma_{LV}) / \sigma_{LS}$, приведены в таблице 2. (Напомним, что $\sigma_{SV}$ ($\sigma_{LV}$)– поверхностная энергия твердого тела (жидкой фазы) на границе с воздухом, $\sigma_{LS}$ межфазная поверхностная энергия на границе т/ж).

**Таблица 2**

Энергетические характеристики дисперсионных сред ДЭБЯК

| Смазочная среда | ДЭБЯК-1 | ДЭБЯК-2 | ДЭБЯК-3 |
|---|---|---|---|
| φ, град | 19 | 17 | 15 |
| γ | 0,946 | 0,956 | 0,966 |

Следует здесь отметить, что в практике триботехнических испытаний при предварительной оценке эффективности смазочных сред их равновесные термодинамические характеристики, в частности, такие как φ, и/или γ, используются редко из-за их относительно невысокой информативности, поэтому в данной работе они были использованы как некоторые качественные характеристики эфиров, используемых в качестве смазочной среды.

Рис. 6 иллюстрирует вариации количественных характеристик структурных состояний поверхностного слоя бронзы: приведены изменения значений периода кристаллической решетки *a* для присутствующих в этом слое структурных составляющих (микрофаз) по толщине приповерхностного слоя трибообразцов.

При трении в инактивной смазочной среде М9С величина периода решетки сравнительно слабо осциллирует по всей толщине поверхностного деформированного слоя образцаи, в среднем, составляет $a_\alpha$ = 0,3635 нм, что достаточно близко к исходному значению периода решетки бронзы БрА5 (рис. 6*а*, линия 1). После трения в среде ПЭТ $C_5$-$C_9$ в слоях толщиной $h \leq 1.5$ мкм происходит заметное уменьшение периода *a* до значений $a_\alpha \approx 0{,}3625$ нм, (рис.6*а*, линия 2), что свидетельствует о появлении достаточно интенсивного макроскопического диффузионного потока атомов алюминия к поверхности образца в процессе фрикционного воздействия.

Для медного сплава, деформированного при трении в средах ДЭБЯК-1, ДЭБЯК-2, ДЭБЯК-3, общим признаком структурных изменений является концентрационное расслоение бронзы и

формирование в зоне контактной деформации кристаллографически изоструктурных (т.е. с одинаковыми решетками Браве) твердых растворов Cu-Al, один из которых ($\alpha_1$) является фазой с меньшим периодом *a*, и, следовательно, обогащен медью. Однако изменение периода решетки по глубине модифицированного слоя при трении в этих средах разное, см. рисунок 6, *б – г.*

В среде ДЭБЯК-1 модифицированный трением первичный α-твердый раствор характеризуется отрицательным градиентом периода решетки *a*. Количество вторичной $\alpha_1$-фазы, формирующейся в этом слое в результате диффузионных процессов, относительно мало, и она характеризуется постоянным, но пониженным по сравнению с равновесным для α-фазы значением периода решетки: $a_{\alpha 1}$ = 0,3618 нм, рисунок 6*б*. Период решетки первичного α-твердого раствора, модифицированного при трибодеформации образцов в средах ДЭБЯК-2 и ДЭБЯК-3, постоянен по всей глубине модифицированной зоны и равен: $a_\alpha$ = 0, 3630 нм и $a_\alpha$ = 0,3628 нм, соответственно. Однако микроструктура вторичной фазы ($\alpha_1$) в этих случаях оказывается разной и зависит от угла смачивания φ т.е. от величины межфазной энергии $\sigma_{SL}$ смазочной среды. При достаточно малом значении $\varphi/\sigma_{SL}$ (ДЭБЯК-3) в приповерхностном слое трибоматериала формируется положительный градиент периода решетки $a_{\alpha 1}$, рисунок 6*г*.

Характеристики дислокационной структуры материала в зоне контактной трибодеформации можно качественно анализировать по значениям физического уширению $\beta_{(hkl)}$ рентгеновских линий материала в этой зоне. Соответствующие данные приведены в табл. 3.

При трении бронзы в смазочных средах ДЭБЯК-2 и ДЭБЯК-3 (а также в смазочной среде ДЭБЯК-1) имеет место существенное изменение величины структурного параметра $\beta_{(hkl)}$. При трибоиспытаниях бронзы в средах ДЭБЯК-1, ДЭБЯК-2 и ДЭБЯК-3 наблюдается зависимость величины уширения рентгеновских линий β микроструктурных составляющих (α и $\alpha_1$ - фаз) от значения угла смачивания φ смазочной среды. Следовательно, процессы деформирования и структурно-фазовых превращений во фрикционном контакте зависят от значений межфазной поверхностной энергии $\sigma_{LS}$ на границе смазочная среда - бронзовый образец.

Из данных табл. 3 следует, что модифицированные трением в поверхностно-активной среде ДЭБЯК фазы (α) и ($\alpha_1$) накапливают разную плотность дислокаций. Действительно, значение физического уширения линий α-фазы $\beta_{(hkl)}^{\alpha}$ оказывается ниже, чем значение $\beta_{(hkl)}^{\alpha 1}$для фазы $\alpha_1$. При трибоиспытаниях в смазочной смеси М9С+ДЭБЯК-1(1:1) разница в степени микродеформации структурных составляющих усиливается, см. рис. 7.

По всей толщине модифицированного поверхностного слоя выполняется соотношение $\beta_{(hkl)}^{\alpha f} \leq \beta_{(hkl)}^{\alpha in} \leq \beta_{(hkl)}^{\alpha 1 f}$. Экспериментально установленная на основании рентгенографического анализа данных зависимость между $\beta_{(hkl)}$ и остаточной деформацией δ имеет вид: $\beta^{1/2} = \beta_0^{1/2} + k\delta^{1/2}$. Пользуясь этим соотношением, можно рассчитать значение микроструктурного симплекса $\delta_{\alpha 1}/\ \delta_\alpha$ = 2.25. С учетом зависимости микротвердости деформированного металла от параметра $\beta_{(hkl)}$ в виде $H_\mu \sim \delta^{1/2}$ можно найти, что упрочняющий $\alpha_1$ - фазу эффект действия смазочной среды в 1,5 раза превосходит разупрочняющий эффект влияния этой же среды на микромеханическое состояние α-фазы.

Напомним, что все приведенные значения характеристик микроструктуры модифицированного слоя трибоматериала получены в результате одинаковых нагрузочно-скоростных условий испытаний. Поэтому обнаруженные изменения в структурно-фазовом состоянии бронзы с достаточной степенью достоверности можно отнести к прямому физико-химическому воздействию смазочной среды на приповерхностный слой трибоматериала. Следует подчеркнуть, что именно под воздействием активной смазочной среды деформированный приповерхностный слой бронзы претерпевает изменения не только в количественном соотношении

между основным (Cu) и легирующим (Al) компонентами, но и различается своим фазовым составом. При повышении поверхностной активности смазочной среды, в которой происходит трибодеформация бронзы, однофазный модифицированный слой превращается в двухфазный, состоящий из двух кристаллографически изоструктурных α-твердых растворов Cu-Al разного состава, один из которых обогащен медью.

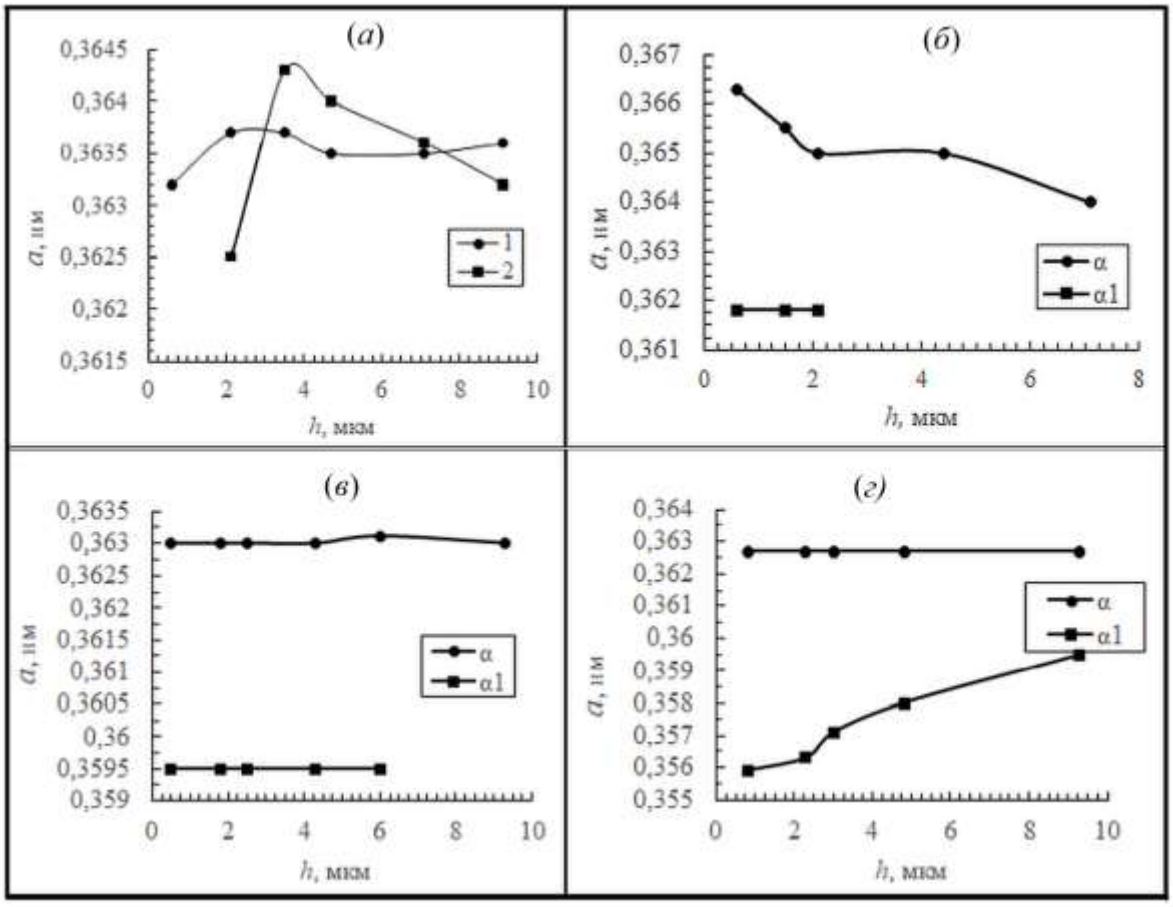



**Рис. 6.** Изменение периода *a* кристаллической решетки сплава БрА5 по глубине модифицированной зоны *h* после трения образцов в разных смазочных средах: (*а*)**,** линия 1 – состояние после трения в смазке М9С, линия 2 – после трения в среде ПЭТ $C_5$-$C_9$; (*б*) – после трения в среде ДЭБЯК-1; (*в*) – после трения в среде ДЭБЯК-2; (*г*) – после трения в среде ДЭБЯК-3

**Таблица 3**

Физическое уширение β рентгеновских линий структурных составляющих поверхностного слоя бронзы БрА5 при трении

| Среда | ДЭБЯК-2, φ=17⁰ | | | | ДЭБЯК-3, φ=15⁰ | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Фаза | α | | $\alpha_1$ (обогащенная медью фаза) | | α | | $\alpha_1$ (обогащенная медью фаза) | |
| Толщина слоя *h*, мкм | 1 | 10 | 1 | 10 | 1 | 10 | 1 | 10 |
| $\beta_{(311)}$, $10^{-3}$ рад. | 22,5 | 12,5 | 27,0 | 12,5 | 20,0 | 11,5 | 25,5 | 11,5 |

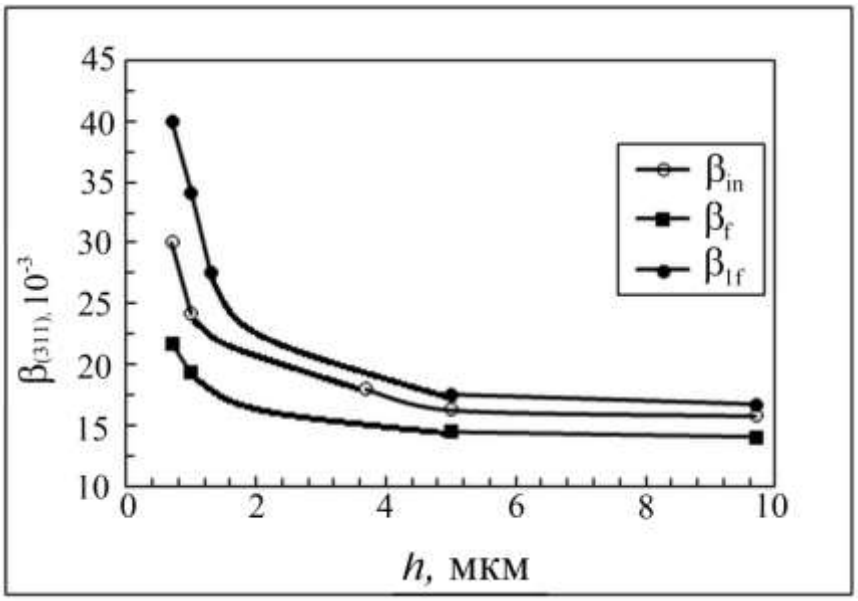



**Рис. 7.** Изменение физического уширения $\beta_{331}$ рентгеновских линий структурных составляющих – фаз α и $\alpha_1$, образующихся при трении бронзы БрА5 в смазочной смеси (М9С+ДЭБЯК-1) с соотношением компонентов (1:1). $\beta_{in}$ – уширение для исходного состояния бронзы – α твердого раствора; $\beta_f$ – уширение для первичной модифицированной фазы (α) после трения; ($\beta_{1f}$) – уширение для выделившейся вторичной фазы после трения.

Выше отмечалось, что при триботехнических испытаниях, позволяющих оценить качество работы трибосопряжений, чаще всего используется главная критериально-системная характеристика поведения трибоматериала – показатель интенсивности его изнашивания $I_h$. Экспериментально определенные интенсивности изнашивания $I_h$ бронзы БрА5 в условиях ее трибоконтактной деформации в анализируемых системах ДЭБЯК -(1÷3) составляют: для ДЭБЯК-1 $I_h = 1.5 \cdot 10^{-7}$; для ДЭБЯК-2 $I_h = 3.0 \cdot 10^{-8}$; для ДЭБЯК-3 $I_h = 2.2 \cdot 10^{-8}$. В смазочной среде ПЭТ $C_5$-$C_9$ $I_h = 1.5.10^{-8}$. Следовательно, уровень интенсивность изнашивания бронзы при трении в средах группы ДЭБЯК - (1÷3) также, как и кинетика процессов структурно-фазовых превращений во фрикционном контакте, зависят от того, насколько дисперсионная среда, используемая в экспериментах в качестве смазочной, смачивает поверхность трения: величина $I_h$ заметно уменьшается даже при незначительном уменьшением численного значения критерия Юнга и межфазной энергии $\sigma_{SL}$. Вместе с тем, присутствие эфира ДЭБЯК-1 в дисперсионной смеси с маслом М9С также существенно изменяет уровень интенсивности изнашивания бронзы, рис. 8.

При трении в смеси масла М9С с 10% добавкой эфира ДЭБЯК-1 износ бронзы увеличивается практически на порядок по сравнению с износом в чистом масле. В то же время увеличение концентрации компонента ДЭБЯК-1 в смеси с маслом М9С до 50% повышает износостойкость бронзы почти в 4 раза по сравнению с износом в чистом масле, и примерно на порядок по сравнению с износом в чистом полиэфире. Однако период достижения режима установившегося трения оказывается в этом случае достаточно длительным, рис. 8, линия 2. Заметим, что найденные значения интенсивности изнашивания бронзы БрА5 при трении во всех испытанных смазочных средах (8 - 5 классы износостойкости) являются вполне характерными и для многих промышленных трибосопряжений, работающих в аналогичных дисперсионно-смазочных средах, например, для подшипников скольжения, зубчатых мелкомодульных передач, шарнирно-болтовых соединений и др.

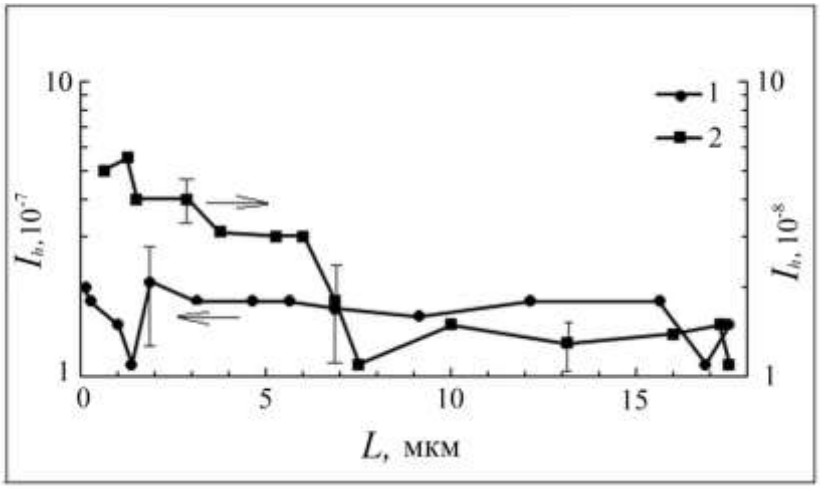



**Рис. 8.** Зависимость интенсивности изнашивания $I_h$ бронзы БрА5 от пути трения $L$ при ее трибоиспытаниях в смазочной смеси (М9С+ДЭБЯК-1): 1 – соотношение компонентов (9:1); 2 – (1:1).

Таким образом, анализ рентгеновской дифракционной картины и оценка интенсивности изнашивания алюминиевой бронзы оптимального состава с позиций явления избирательного переноса позволяют заключить, что для всех испытанных смазочных сред в результате прямого физико-химического влияния на процесс формоизменения в условиях контактной деформации модифицирование приповерхностного слоя трибоматериала происходит в результате двух параллельно протекающих процессов: изменения плотности дислокаций в приконтактной зоне (уширение рентгеновских линий) и диффузионного перераспределения легирующего элемента (изменение элементного и фазового состава этой зоны). Именно эти процессы создают предпосылки для формирования износостойкого микроструктурного состояния трибоматериала в целом.

Совокупность экспериментальных данных по интенсивности изнашивания, характеризующей уровень поверхностного разрушения в условиях деформации трением в поверхностно-активных дисперсионн-смазочных средах разного состава, в сопоставлении с характеристиками микроструктурного состояния зоны деформации бронзы БрА5, может служить методологической основой для рецептурной разработки конкретных составов смазочно-дисперсионных систем, эффективных для работы в промышленных трибосопряжениях в широком диапазоне температур и давлений.

***4. Примеры испытаний, иллюстрирующие влияние активных смазочных материалов (принцип действия которых основан на реализации правила положительного градиента механических свойств) на работоспособность тяжелонагруженных пар трения.***

Сформулированные выше общие выводы были подтверждены в практике конструирования и эксплуатации реальных узлов трения, представляющих собой тяжелонагруженные шарнирно-болтовые соединения промышленного изготовления. Важным компонентом таких узлов являются конструкционные и смазочные материалы, специально разработанные для достижения максимального эксплуатационного эффекта. Решалась задача повышения несущей способности и долговечности элементов трибосоединений, которые изготавливаются из высоколегированных алюминиевых бронз БрАЖМц10-3-1,5 и БрАЖН10-4-4, работающих в смазочных средах с торговыми названиями «ЦИАТИМ-201»,

«Свинцоль-01» и «Атланта», применяющихся в реальных контактных парах. Заметим, что в составе дисперсионно-смазочной среды марки «Атланта» содержится эфир ДЭБЯК. Результаты лабораторных и стендовых испытаний, приближенных к реальным условиям эксплуатации [24], показали преимущество смазочной композиции «Атланта»: при близких значениях коэффициента трения, изменяющихся в зависимости от пути трения в диапазоне величин 0,05–0,19, пара трения с высоколегированной бронзой в смазке «Атланта» по сравнению с другими вышеперечисленными смазками имеет в 10 − 20 раз более низкий износ. При этом путь трения $L$ в условиях допустимого режима реальной эксплуатации составляет в смазке «ЦИАТИМ-201» $L$ = 13 м; в смазке «Свинцоль-01» $L$ = 70 м; в смазке «Атланта» $L$ = 150 м. Эффективность смазочного материала «Атланта» обусловлена физико-химическим воздействием входящих в состав этой дисперсионно-смазочной среды интерактивных компонентов − комплекса присадок универсального действия, включающих жирные кислоты и их соли, в совокупности приводящие к избирательному растворению и/или перераспределению в поверхностном слое трибоматериала присутствующих в нем легирующих элементов. В результате в приконтактной зоне работающего в такой смазочно-дисперсной системе тяжелонагруженного трибоматериала образуется гомогенная, обогащенная медью пленка, обладающая благоприятными для реализации в трибопаре режима «безызносного» трения.

Для решения задачи о выборе рационального состава медного сплава, входящего в качестве контртела в состав тяжелонагруженных шарнирно-болтовых соединений, проводили оценку его долговечности при работе в смазке «Атланта» [24]. Результаты испытаний, выполненных на специальном стенде по заданной программе при контактном давлении P = 120 МПа, приведены в табл. 4.

**Таблица 4**

Эксплуатационные характеристики алюминиевых бронз.

| Марка бронзы | Интенсивность изнашивания, $I_h$ | Предельный путь трения, м | Предел прочности при растяжении, кгс/мм$^2$ | Твердость НВ |
|---|---|---|---|---|
| БрАЖН10-4-4 | 4,1. $10^{-7}$ | 14,6 | 77 | 180-225 |
| БрАЖМц10-3-1,5 | 6,2. $10^{-7}$ | 3,9 | 60 | 120-140 |
| БрА5 | 1,3. $10^{-7}$ | 223,5 | 38-80 | 65-200 |

Из приведенных данных следует, что бронза БрА5, первоначально представляющая собой гомогенный α-твердый раствор с наименьшим содержанием алюминия и пониженным значением предела прочности, при трении в поверхностно-активной среде при контактном давлении P = 120 МПа достигает интенсивности изнашивания, значение которой в 3−5 раз меньше, а предельный путь трения $L_{max}$ в 15−55 раз больше по сравнению с более прочными поликомпонентными и гетерогенными бронзами БрАЖН10-4-4 и БрАЖМц10-3-1,5. На основании представленных данных можно заключить, что при выборе алюминиевых бронз в качестве антифрикционного материала для тяжелонагруженных шарнирно-болтовых соединений, эксплуатация которых происходит в смазочной среде, содержащей интерактивные ПАВ, достаточно длительная работоспособность обеспечивается однофазным сплавом с большим запасом пластичности. Наиболее перспективной в этом случае представляется однофазная бронза, содержащая 5−7% Al.

В практике эксплуатации машин и механизмов особое место занимает применение металлоплакирующих смазочных материалов, принцип действия которых основан на реализации явления избирательного переноса.

Ниже приведены примеры экспериментальных исследований влияния состава промышленных смазочных материалов с активными металлоплакирующими присадками на уровень поверхностного разрушения сталей в условиях контактной деформации. В табл. 5 приведены сравнительные характеристики испытанных пластичных, полужидких и жидких смазочных материалов Буксол, Пума и М-14В$_2$ с измененными составами за счет введения активной медьсодержащей плакирующей присадки. Они свидетельствуют о значительном улучшении триботехнических характеристик пар трения сталь – сталь при работе трибопар в таких смазках.

**Таблица 5**

Триботехнические характеристики смазочных материалов

| Смазочный материал | Предельно допустимое давление $P_д$, МПа | Коэффициент трения, $f$ | Суммарная интенсивность изнашивания, $I_\Sigma$, $10^{-9}$ |
|---|---|---|---|
| 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 |

В качестве примера реализации явления избирательного переноса в парах трения сталь – сталь на рис. 9 приведены результаты испытаний различных смазочных материалов с металлоплакирующей присадкой «Валена» (ТУ 0257-001-17368431-05), содержащей металлоорганические соединения на основе меди, применительно к узлам трения подвижного состава железнодорожного транспорта. Базовыми дисперсионно-смазочными материалами служили: пластичная смазка «Буксол», применяемая для подшипниковых узлов, полужидкая смазка «Пума», используемая для пары «колесо-рельс». Перечисленные смазки, содержащие присадку «Валена», обозначены индексом М [25].

Показано, что триботехническая эффективность пластичной смазочной композиции Буксол-М, по сравнению с товарной смазкой «Буксол», состоит в повышении несущей способности стального подшипникового сопряжения в 4 раза и в снижении интенсивности его изнашивания от 4 до 19 раз (см. рис. 9а). Для полужидкой смазочной композиции на основе смазки «Пума» предельно допустимое давление в паре «колесо-рельс» увеличивается в 2 раза, интенсивность изнашивания в пределах допустимых давлений уменьшается до двух раз (см. рис. 9б).

На рис. 10 приведены результаты испытаний жидкого смазочного материала (масла М-14В$_2$) с той же медьсодержащей присадкой «Валена», введенной для обеспечения правила положительного градиента свойств при трении в условиях высоких нагрузок. Установлено, что присадка приводит к резкому улучшению триботехнических характеристик масла М-14В$_2$. При содержании присадки в количестве 0,1 и 0,25% интенсивности изнашивания образцов-колец снизились по сравнению с их износом в товарном масле, соответственно, в 6 и 5 раз. Существенно снижается и износ образцов-гильз. Средние значения коэффициентов

трения *f* в парах, работавших в масле М-14В$_2$ с 0,1% присадки на ~ 20% ниже, чем в парах, работавших в масле без присадки.

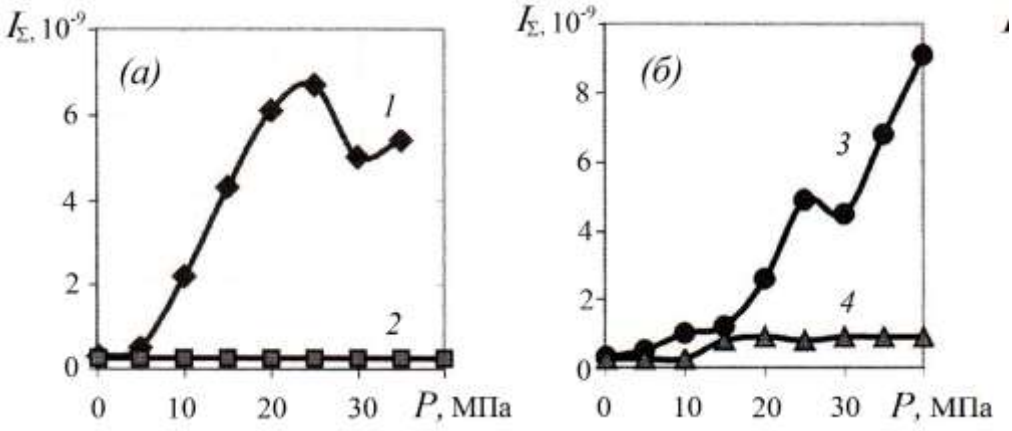



**Рис. 9.** Зависимость суммарной интенсивности изнашивания $I_\Sigma$ пар трения «ШХ15-ШХ15» (а) и пары трения качения «колесная сталь-рельсовая сталь» (б) от контактного давления *P* при трении в пластичной смазке «Буксол» (1), в металлоплакирующей пластичной смазке «Буксол-М» (2), в полужидкой смазке «Пума» (3), в полужидкой смазке «Пума-М» (4).

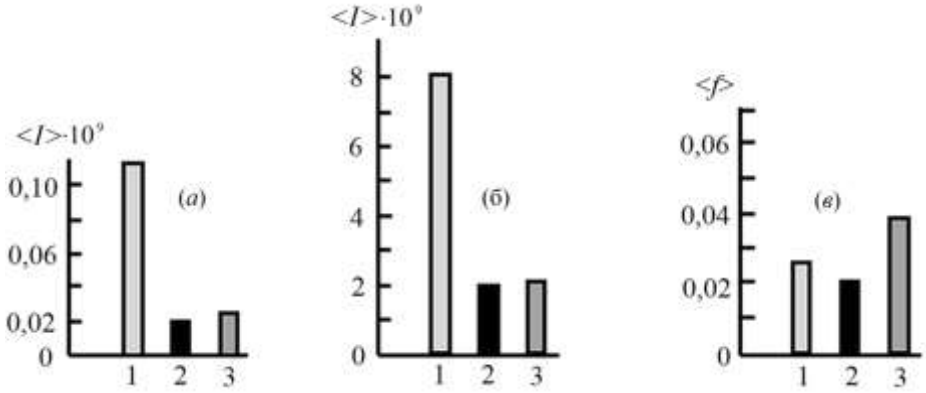



**Рис. 10.** Интенсивность изнашивания образцов-колец (*а*) и образцов-гильз (*б*) за полный цикл испытаний при контактных давлениях до Р = 140 Мпа, а также значения коэффициента трения (*в*) в моторном масле М-14В$_2$ с разной концентрацией присадки «Валена»: 1 – без присадки; 2 – 0,1% присадки; 3 –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

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

**Заключение.** Для обеспечения высокой износостойкости трибопар, включающих медный сплав, и повышения работоспособности трибосопряжений определяющим фактором является оптимизация реологических свойств поверхностного слоя трибоматериала, 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 элементов трибосопряжения.

Структурно-фазовые превращения, происходящие при контактной деформации металлов в поверхностно-активных смазочных средах, определяются остаточными напряжениями в материале зоны контакта. Расчеты распределения остаточных нормальных напряжений в трибоконтактной зоне показали, 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 большеразмерных 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. В результате на поверхности трибоматериала образуется пластифицированная медная пленка, обладающая уникальными реологическими свойствами и обеспечивающая положительный градиент механических свойств в трибообразце.

Наибольший ресурс работы трибопары в смазочной среде, содержащей 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 приповерхностном деформированном слое микронной толщины; 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 реализации явления 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 контактной деформации: неоднородный α-твердый раствор, когда условия организации износостойкого структурного состояния нарушаются; два кристаллографически изоструктурных α-твердых раствора, обеспечивающие создание предпосылок для формирования износостойкой структуры; пленка меди и подповерхностный неоднородный α-твердый раствор, однако их сочетание создает условия для реализации 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: образования двух изоструктурных α-твердых растворов и вытеснения на поверхность обогащенной медью фазы с последующим созданием пластифицированной медной пленки.

Испытания тяжелонагруженных пар трения в промышленных смазочных материалах с поверхностно-активными компонентами подтвердили вывод о том, что формирующаяся в зоне трения вторичная структура в виде защитной пленки, благодаря созданию положительного градиента механических свойств и реализации явления избирательного

переноса обеспечивает существенное повышение работоспособности сопряжений. Благодаря высокой собственной пластичности металлическая пленка дополняет функции смазочного материала при трении в режиме граничной смазки.

## Список литературы

1. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. - М.: Машиностроение, 1982. - 212 с.
2. Крагельский И.В. Трение и износ.- М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.
3. Савенко В.И. Роль эффекта Ребиндера в реализации режима безызносности в триботехнике // Эффект безызносности и триботехнологии. - 1994. - №3-4. - С. 26-38.
4. Щукин Е.Д., Савенко В.И. Применение метода микросклерометрии для изучения эффекта Ребиндера. Обзор. // Коллоидный журнал. - 2020. - №82(6). - С.653-660.
5. Щукин Е.Д., Савенко В.И., Малкин А.И. Лекции по физико-химической механике. - М.: NOBEL PRESS, 2015. - 679 с.
6. 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.
7. Суворов Э.В. Дифракционный структурный анализ. - М.: Юрайт, 2023. - 309 с.
8. Петухов В.Ю., Гумаров Г.Г. Исследование поверхностных слоев твердых тел методом скользящего рентгеновского пучка. - Казань: КГУ, 2009. - 16 с.
9. Гарбар И.И. Кинетика развития дислокационной структуры меди в процессе трения // Трение и износ. -1982. - №5. - С. 880-888.
10. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Металловедение в науке о трении и изнашивании // МиТОМ. - 1985. - №5. - С. 16-23.
11. Suh N.P. An overview of the delamination theory of wear. // Wear. - 1977. - V.44. - No.1- P. 1-16.
12. Назаренко П.В. Расчет силы и коэффициента *трения* кристаллических тел *на* основе дислокационной модели внешнего *трения* // Проблемы трения и изнашивания. - Киев: Техника, 1973. - №3. - С. 6-10.
13. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И., Назаров А.Н. Физические критерии износостойкости металлических материалов. // Долговечность трущихся деталей машин. - М.: Машиностроение, 1990. - В. 4. - С. 209-218.
14. Громаковский Д.Г. Концептуальный подход в задачах обеспечения высокой износостойкости поверхностей узлов трения // Трение и смазка в машинах и механизмах. - 2008. - № 3. - С. 33-37.
15. Громаковский Д.Г. Исследование повреждаемости поверхностей трения, Оценка кинетических характеристик их состояния и прогнозирование износостойкости. // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. - 2013. - Т. 21, № 2. - С. - 105-110.
16. Куксенова Л.И., Алексеева М.С., Козлов Д.А. Зависимость показателей эксплуатационных свойств азотированных сталей от структурного состояния поверхностного слоя // Наукоемкие технологии в машиностроении. - 2023. - №3. - С. 23-37.
17. Алексеев Н.М., Куксенова Л.И., Правдухина Е.М., Рыбакова Л.М., Шапиро А.М. Исследование фрикционного упрочнения поверхностных слоев меди в режиме граничного трения // Трение и износ. - 1982. - №1. - С.33-42.

18. Журков С.Н. К вопросу о физической основе прочности // ФТТ. - 1980. - Т.22, Вып.2. - С.3344-3349.
19. Громаковский Д.Г. Разрушение поверхностей при трении и разработка кинетической модели изнашивания // Вестник машиностроения. - 2000. - №1. - С.3-9.
20. Буяновский И.А., Фукс И.Г., Шабалина Т.Н. Граничная смазка. Этапы развития трибологии. - М.: ГУП Изд-во «Нефть и газ» РГУ нефти и газа им. И.М.Губкина, 2002. - 230 с.
21. Куксенова Л.И., Савенко В.И. // Машиностроение и инженерное образование. - 2023. - №1-2(71). - С.27-38.
22. Гегузин Я.Е. Восходящая диффузия и диффузионное последействие. // Успехи физических наук. - 1986. - Т.149, №1.- С.149–159.
23. Флейшер Р., Хиббард У. Упрочнение при образовании твердого раствора // Структура и механические свойства металлов. - М.: Металлургия, 1967. - С.85-111.
24. 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.
25. 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: 18 сентября 2024 г.*