

**ВЛИЯНИЕ
ГАЗОВОЙ
СРЕДЫ
НА
ИЗНОС
МЕТАЛЛОВ**



И. Г. НОСОВСКИЙ

ИЗДАНИЕ
ВТОРОЕ
СОКРАЩЕННОЕ



ВЛИЯНИЕ
ГАЗОВОЙ
СРЕДЫ
НА
ИЗНОС
МЕТАЛЛОВ

Киев — 1968

6П5.1

Н84

УДК 546.3.004.6

Влияние газовой среды на износ металлов.

Н о с о в с к и й И. Г. «Техніка», 1968, 181 стр.

Излагаются основные положения теории трения и износа, а также результаты комплексных исследований влияния газовой среды на развитие различных видов износа деталей машин.

Газовая среда, в первую очередь кислород, влияет на процессы трения и износа металлов. Наличие в газовой среде достаточного количества кислорода обуславливает протекание в широком диапазоне условий трения наиболее распространенного при нормальной работе машин окислительного износа. Отсутствие кислорода или недостаточное его количество в газовой среде зоны трения (различной степени вакуум, нейтральные газы), а также неблагоприятные условия для диффузии кислорода в поверхностные слои металла способствуют развитию процессов схватывания, приводящих к аварийному износу. Влияния различных газовых сред изучалось в зависимости от внешних механических воздействий, температуры поверхности трения, а также от концентрации компонентов газовой среды. Широко были изучены закономерности трения и износа, связанные с применением в парах трения металлов, различных по своему внутреннему строению и физико-химическому взаимодействию с газовой средой. Особое внимание было уделено изучению влияния механизма пластической деформации металлов с различным кристаллическим строением на развитие процессов схватывания и окисления.

С целью объективной оценки роли газовой среды была проведена большая серия исследований в вакууме, т. е. при отсутствии заметного физико-химического влияния среды.

Рассчитана на инженеров-конструкторов, технологов и научных работников.

Табл. 11, илл. 84, библиогр. 168.

Рецензент докт. техн. наук *Г. А. Прейс*

Редакция литературы по машиностроению
и транспорту

Заведующий редакцией инж. *М. А. Василенко*

КИЕВСКАЯ КНИЖНАЯ ФАБРИКА «ОКТЯБРЬ»

3-13-3

162-68

Предисловие

В решении проблемы повышения надежности и долговечности машин вопросы износостойкости узлов трения занимают очень важное место.

Надежность и долговечность работы машин в большой степени зависят от состояния и свойств тончайших слоев металла, граничащих с поверхностями трения. Состояние и свойства этих слоев определяются физическими, химическими и механическими процессами, протекающими в зоне трения в результате взаимодействия пластически деформирующегося металла с газовой и жидкой средами. Интенсивность и направление процессов, обуславливающих явления трения и износа, зависят от состава и свойств компонентов газовой и жидкой сред, заполняющих зону трения.

В настоящее время закономерности и механизм взаимодействия жидкой среды с поверхностными слоями металла при трении изучены довольно глубоко. Разработана фундаментальная теория жидкостного трения и определено значение компонентов жидкой среды при граничном трении. Но совершенно недостаточно изучены закономерности взаимодействия газовой среды с пластически деформирующимся слоем металла при трении и влияние этой среды на возникновение и развитие различных видов износа деталей машин. В то же время имеющиеся данные свидетельствуют о том, что газовая среда играет очень важную роль в процессах сухого, граничного и жидкостного трения.

При трении газовая среда взаимодействует не только с металлом, но и со смазкой, образуя продукты окисления углеводородов, играющие важную положительную роль в процессе трения. Отсутствие кислорода в газовой среде зоны трения резко снижает смазочное действие жидких углеводородных смазочных материалов. Все это указывает на то, что газовая среда является одним из

основных факторов, определяющих закономерности развития процессов, протекающих на поверхностях трения металлов, и во многих случаях оказывает решающее влияние на возникновение различных видов износа трущихся пар и их интенсивность. Поэтому изучение взаимодействия газовой среды с металлом в зоне трения имеет большое значение для установления природы и механизма износа. Результаты этих исследований необходимы также для непосредственного познания закономерностей процессов трения и износа в различных газовых средах, в том числе и в средах с различным содержанием кислорода.

Особенно остро встал вопрос о влиянии газовой среды на процессы трения и износа металлов в связи с широкой программой исследования космического пространства. Данные о влиянии газовой среды на процессы трения и износа представляют большой интерес и для многих современных отраслей промышленности, где машины и механизмы работают в условиях инертных или очень активных газовых сред, глубокого вакуума, низких температур, а также для механизмов атомной энергетики.

Исследования показывают, что при работе узлов трения в глубоком вакууме и газовых средах, не содержащих активных составляющих, наступает катастрофический износ деталей машин. Отсутствие пленок на трущихся поверхностях приводит к непосредственному взаимодействию контактирующих поверхностей металла и интенсивному развитию процессов схватывания почти на всех режимах работы.

В связи с этим назрела необходимость глубокого и всестороннего изучения закономерностей влияния газовой среды на процессы трения и износа.

В настоящей книге можно выделить две части. В первой части (гл. 1) дается краткий анализ существующих теорий трения и износа с целью выяснения оценки роли газовой среды в процессах трения и износа, отводимой ей в этих теориях. Рассмотрены в соответствии с теорией дислокаций и вакансионной теорией диффузии закономерности процесса взаимодействия пластически деформирующихся слоев металла с кислородом воздуха. Дан обзор наиболее значительных исследований по изучению влияния газовой среды и вакуума на процессы трения и износа металлов.

Во второй части книги, к которой относятся все остальные ее главы, изложены представления об основных процессах, обуславливающих внешнее трение и износ металлов и результаты экспериментальных исследований автора и их обсуждение по изучению роли газовой среды в сложных процессах внешнего трения и износа металлов.

Особое внимание было уделено изучению влияния механизма пластической деформации металлов с различным кристаллическим строением на развитие процессов схватывания и окисления.

Влияние газовой среды на процессы трения и износа изучалось не только путем испытания на износ в различных газовых средах, но и путем изменения концентрации компонентов газовой среды при трении.

Замечания и пожелания просим направлять по адресу: Киев, 4, Пушкинская, 28, издательство «Техніка».

ГАЗОВАЯ СРЕДА
И ИЗНОС МЕТАЛЛОВТеории трения и износа
и оценка роли газовой среды
в этих теориях

Физический износ деталей машин является следствием трения их контактирующих поверхностей. Закономерности возникновения и развития процесса износа, а также его интенсивность в первую очередь определяются условиями трения. Вследствие различия этих условий существует несколько режимов трения (скольжения). А. С. Ахматов [4] в своей классификации указывает на четыре основных режима трения: 1) ювенильных поверхностей; 2) окисленных физико-химически чистых поверхностей (сухое); 3) граничное; 4) гидродинамическое.

Так как условия гомогенного трения очень часто нарушаются, то наблюдаются случаи рубежных режимов трения, соответствующих таким переходам: а) от сухого (окисленных физико-химически чистых поверхностей трения) к граничному и б) от граничного к гидродинамическому.

Различные механизмы взаимодействия поверхностей обуславливают возникновение и развитие различных процессов разрушения этих поверхностей. Взаимодействие поверхностей при трении осуществляется через поверхностные связи, возникающие в результате различного проявления атомных сил, которыми могут быть силы электрической природы того или иного типа, силы Ван-дер-Ваальса и др. Это вызывает большое разнообразие явлений внешнего трения, а следовательно и теорий, их объясняющих. Поэтому в большинстве своем теории внешнего трения имеют частный характер, зависящий от того, какой механизм взаимодействия поверхностей положен в основу представлений.

Представления о природе трения изменялись по мере развития науки о твердом теле.

В 1785 г. Кулон подтвердил и развил зависимость Амонтона $F = \mu N$, введя в нее постоянное слагаемое A , выражающее адгезионное схватывание поверхностей. С тех пор в основе учения о трении твердых тел лежит двучленный эмпирический закон Амонтона — Кулона

$$F = A + \mu N.$$

Ш. Кулон, обосновывая этот закон, предполагал, что основной причиной трения скольжения является необходимость подъема по микронеровностям взаимопереминающихся поверхностей, т. е. он придерживался существовавших в то время теорий трения, связанных с наклонной плоскостью. Эти идеи в различное время выдвигались А. Параном, Л. Эйлером и др. [64].

Большое количество теоретических и экспериментальных работ было посвящено проверке и попытке теоретического обоснования этого эмпирического закона путем различной интерпретации его. Наряду с этим накапливались факты, свидетельствующие об отклонении закона Амонтона — Кулона от действительности и подтверждающие его приближенный характер.

Закон Амонтона — Кулона не учитывает многих процессов, протекающих в поверхностных слоях трущихся металлов, к которым относятся пластические деформации, диффузионные процессы, фазовые изменения, структурные превращения и др. Это не дает возможности применить закон Амонтона — Кулона для построения теории внешнего сухого трения деталей машин [37].

К теориям, объясняющим трение как результат преодоления сил молекулярного взаимодействия между двумя твердыми телами, относятся молекулярные теории И. Дегаюлье [64], Г. Томлинсона [165], Б. В. Дерягина [20], Ф. Боудена и Д. Тейбора [115] и др.

В некоторых теориях широко используются процессы взаимодействия при деформировании некоторого объема металла при внедрении в него выступов контртела. Эти идеи разрабатывали Д. Лесли [64], Л. Гюмбель [137], И. В. Крагельский [65], Г. И. Епифанов [24, 25] и др.

К комбинированным молекулярно-механическим теориям трения относятся теории Эрнста и М. Мерченга, И. В. Крагельского [65] и др.

Остановимся на концепциях и выводах тех теорий, которые получили наибольшее развитие и распространение.

В основу молекулярной теории сухого трения Г. Томлинсона [165] была положена концепция, согласно которой трение является результатом процесса действия межмолекулярных связей, когда силы отталкивания уравновешивают внешние силы, а процесс разрыва межмолекулярных связей сопровождается необратимыми потерями энергии. В конечном итоге эта теория была основана на эмпирических константах сопротивления материалов.

Б. В. Дерягин [20], формулируя свою молекулярную теорию трения, исходил из представления о дискретном атомно-молекулярном строении материи [19], в результате чего трение твердых поверхностей он объяснял наличием молекулярной шероховатости. Б. В. Дерягин считал, что силы трения обусловлены, главным образом, действием сил отталкивания, возникающих при сближении электронных оболочек атомов контактирующих тел. Пользуясь геометрическими представлениями в соответствии с предложенной теоретической схемой, Б. В. Дерягин получил выражение для силы трения

$$F = \mu (N + S_0 \rho_0),$$

где F — сила трения; μ — коэффициент трения; N — нормальное давление; S_0 — площадь действительного контакта; ρ_0 — сила молекулярного притяжения.

Это уравнение является молекулярно-физической интерпретацией двучленного закона Амонтона — Кулона [4, 24].

Большое количество экспериментальных исследований процессов внешнего трения выполнено Ф. П. Боуденом и его сотрудниками [7, 116, 117]. В основу концепции Ф. П. Боудена о внешнем трении положены представления о дискретном взаимодействии металлических поверхностей, пластической деформации в контактирующих местах, образовании и разрушении металлических связей. Кроме этого, Ф. П. Боуден учитывает то обстоятельство, что при различной твердости трущихся поверхностей неровности более твердой из них будут пропахивать менее твердую поверхность [117]. Поэтому сопротивле-

ние трению F по Ф. П. Боудену складывается из сопротивления срезу F_c и пропахиванию F_n :

$$F = F_c + F_n = \tau S_\phi + \psi S_n,$$

где σ — напряжение среза; S_ϕ — площадь истинного контакта; ψ — сопротивление металла вытеснению; S_n — площадь поперечного сечения дорожки трения.

Таким образом, характеристики трения с физической точки зрения теории Ф. П. Боудена связаны с механическими свойствами трущихся тел.

Г. И. Епифанов предполагает, что основой процесса трения твердых поверхностей следует считать пластическое сдвигообразование, развивающееся в относительно тонких поверхностных слоях трущихся тел [24, 26]. По его мнению, взаимодействие поверхностей трения выражается во внедрении более прочных выступов или участков одной поверхности в менее прочные участки другой, причем адгезия не оказывает существенного влияния на процесс внешнего трения. «Сопротивление перемещению — сила трения — определяется в основном прочностью на срез материала этих неровностей» [27].

Основываясь на этом и используя формулу П. Бриджмена для определения прочности материала на сдвиг [24], Г. И. Епифанов получил уравнение двучленного закона трения

$$F = S_c \tau_0 + KN,$$

где S_c — площадь сдвига; τ_0 — прочность на сдвиг; N — нормальная нагрузка; K — коэффициент, выражающий скорость изменения касательных напряжений при изменении нормальных напряжений.

Г. И. Епифанов считает, что первый член этого закона выражает изменение силы трения вследствие изменения площади сдвига (предполагается, что прочность материала на сдвиг остается неизменной), а второй — изменение прочности на сдвиг при изменении нормального напряжения.

Наиболее глубокое развитие молекулярно-механическая теория трения получила в работах И. В. Крагельского [65].

В основе этой теории внешнего трения лежит концепция о пяти видах нарушения фрикционных связей, из которых три вида, обусловленные взаимным внедрением сжатых поверхностей, имеют место при механическом

взаимодействии и два — при молекулярном. Молекулярное взаимодействие обусловлено взаимным притяжением двух твердых тел — их адгезией [65, 67].

И. В. Крагельский исходит из того, что трение имеет двойственную природу, так как обусловлено возникновением, с одной стороны, механических зацеплений, а с другой — молекулярного притяжения. Выражая молекулярную составляющую силы трения двучленным законом Б. В. Дерягина

$$f = \mu_r (a_0 + q) = \alpha_1 + \beta_1 q$$

(f — удельная сила трения, a_0 — молекулярная сцепляемость; α_1 и β_1 — постоянные; q — давление; μ_r — коэффициент трения, обусловленный молекулярной шероховатостью) и используя для характеристики механического взаимодействия выражение для напряжения сдвига

$$\tau = \alpha_2 + \beta_2 q,$$

где α_2 и β_2 — также постоянные величины, И. В. Крагельский после суммирования этих величин получил двучленный закон трения

$$F = S_\phi \alpha + \beta N.$$

Коэффициент трения

$$\mu = \frac{F}{N} = \frac{\alpha S_\phi}{N} + \beta.$$

Это и есть обобщенный закон трения.

Эрнст и М. Мергент также считают, что трение обусловлено как адгезией, так и шероховатостью поверхностей. Поэтому коэффициент трения они выражают формулой

$$f = \frac{S}{HB} + \operatorname{tg} \theta,$$

где f — коэффициент статического трения; S — среднее сопротивление срезу для всей фактической площади контакта; HB — твердость поверхностного слоя по Бринеллю; θ — средний угол, составляемый фактической площадью контакта с направлением силы трения.

Эрнст и М. Мергент считают, что сопротивление срезу зависит от температуры плавления металла [65]. Таким образом, в этой теории делается попытка установить зависимость силы трения от твердости и температуры плавления металла.

Для развития науки о внешнем трении большое значение имели работы П. А. Ребиндера [85, 86], в которых показано, как резко изменяется характер деформирования твердых тел под влиянием протекающих при трении физико-химических процессов.

Долгое время при изучении внешнего трения закономерности этого процесса устанавливали без учета теплоты трения. В последнее время этот пробел в некоторой степени устранен исследованиями В. С. Щедрова [113], А. В. Чичинадзе [111] и др.

Из анализа изложенных основных теорий внешнего трения видим, что до настоящего времени еще не сложились общепризнанные представления, отражающие реальную физическую природу процесса внешнего трения. Тем не менее существует много попыток построения математической теории внешнего трения. Авторы этих теорий находят количественные зависимости для коэффициентов или сил трения, используя макромеханические упрощенные модели взаимодействия сопряженных поверхностей или идеализированные модели атомно-молекулярного строения твердых тел.

Во многих работах принимается во внимание наличие пластической деформации в поверхностных слоях, однако роль ее в процессе внешнего трения сводится к формальному учету ее чисто технических характеристик: предела текучести, модуля пластичности или твердости. Эти характеристики используют в расчетах величины работы, затрачиваемой на деформирование поверхностных объемов, в расчетах сил и коэффициентов трения [65, 64, 26, 7].

В существующих теориях трения не находят отражения диффузионные процессы и химические явления, возникающие вследствие взаимодействия пластически деформирующихся поверхностных слоев с внешней газовой средой.

В результате многочисленных работ по исследованию процесса внешнего трения установили большое влияние газовой среды в связи с образованием окисных пленок на поверхностях трения, без учета которых нельзя создавать теории трения. Такой вывод убедительно подтверждается исследованиями по трению в вакууме.

Окисные пленки, мгновенно образующиеся в воздушной среде, изменяют величину коэффициента трения.

Этим объясняется неудовлетворительная воспроизводимость коэффициентов трения в зависимости от природы трущихся тел, полученных различными исследователями.

Первые исследования влияния внешней газовой среды на величину силы трения были проведены Ш. Якобом (1912 г.), В. Гарди и Дж. Гарди (1919 г.) [138].

Влияние физически и химически адсорбированных пленок на коэффициент внешнего трения исследовали Б. В. Дерягин и В. П. Лазарев [20], А. С. Ахматов [5], Ф. Боуден и Г. Хьюз [118], В. Кемпбелл [126] и др.

В исследованиях В. Кемпбелла наблюдалось уменьшение в 2—3 раза коэффициента трения бронзы и стали после появления на их поверхности окисной или сульфидной пленок. После удаления этих пленок коэффициент трения увеличивался до исходного значения.

Ф. Боуден и Г. Хьюз наблюдали значительное повышение коэффициента трения при испытании свободных от окисных пленок образцов различных металлов. Окисные пленки с поверхностей трения удаляли путем прокалывания образцов в вакууме в течение нескольких часов. Степень разрежения воздуха во время испытаний достигла 10^{-6} мм рт. ст. Результаты этих исследований приведены в табл. 1.

Таблица 1

Влияние окисной пленки на коэффициент трения

Пара трения	Коэффициент трения	
	на воздухе	в вакууме после удаления пленки
Никель — вольфрам	0,3	0,6
Никель — никель	0,6	4,6
Медь — золото	0,5	4,8
Золото — золото	0,6	4,5

На коэффициент трения оказывает влияние толщина окисной пленки [107, 108, 109].

Исследования процессов трения в вакууме показали, что в результате удаления адсорбированных и окисных пленок и отсутствия условий для их образования в процессе трения коэффициент трения повышается до очень высоких значений, не наблюдавшихся при трении в атмо-

сферных условиях, так как в условиях вакуума имеет место непосредственное взаимодействие металлических поверхностей, а не окисных пленок.

Эти обстоятельства позволили исследователям выдвигать различные гипотезы о физической природе процессов схватывания. П. Шоу и Э. Леви [163] пришли к выводу, что при трении чистых поверхностей большую роль в процессе схватывания играет химическое сродство трущихся металлов, вследствие чего наибольший коэффициент трения должен быть при трении одноименных металлов.

Эрст и М. Мерчент [129] установили, что меньшую склонность к схватыванию имеют пары трения, не образующие твердых растворов.

Из работы Ф. Боудена и И. Юнга [119] следует, что схватывание трущихся металлов является результатом образования металлических связей.

Результаты работ по исследованию влияния газовой среды на процесс внешнего трения убеждают в том, что рассмотренные теории трения совершенно не учитывают всего комплекса механических, физических и химических процессов, возникающих при работе поверхностных связей, и не увязывают этого с микроскопическими и субмикроскопическими представлениями об атомных механизмах адгезии, диффузии и дислокационных механизмах пластической деформации.

Анализ роли пластической деформации в связи с производными процессами внешнего трения позволяет связать трение с процессом износа.

Трение деталей машин происходит в различных условиях, зависящих от назначения и конструкции машин. Эти условия определяются свойствами трущихся поверхностей, внешними механическими воздействиями на трущиеся поверхности, средой, заполняющей зону трения (газообразной, жидкой, твердой), температурой и другими факторами. В зависимости от условий трения возникают различные механизмы взаимодействия поверхностей, а следовательно, и различные механизмы их разрушения — износа. В связи с этим существует несколько видов износа деталей машин.

Первостепенной задачей теории износа является классификация видов износа по процессам, вызывающим это явление.

В настоящее время существует несколько классификаций, в основу которых положены различные признаки.

Одну из первых классификаций предложил в 1939 г. А. К. Зайцев [28]. В ней выделены четыре класса износов: 1) механический; 2) физико-механический; 3) химико-механический и 4) комплексный.

В. А. Кислик [34] различает шесть видов износа: 1) механическое разрушение зацепляющихся поверхностей; 2) усталостное разрушение из-за повторного механического воздействия неровностей или переменного давления смазки; 3) разрушение вследствие наклепа; 4) отслаивание образующихся пленок окислов; 5) механическое разрушение, обусловленное молекулярным схватыванием; 6) механическое разрушение неровностей вследствие высокой температуры трения.

Е. М. Швецова и И. В. Крагельский [112] исходят из предположения, что при трении существует два вида взаимодействия трущихся поверхностей: механическое (внедрение) и молекулярное (притяжение и схватывание). В предложенной ими классификации видов разрушения поверхностей деталей машин в условиях сухого и граничного трения они выделяют следующие виды разрушения:

1. При механическом взаимодействии: а) выцарапывание (отрыв частиц при царапании); б) отслаивание (в результате многократного воздействия процессов глажения); в) выкрашивание (в результате неоднородного состояния поверхностных слоев); г) микроразрушение (выцарапывание, отслаивание, выкрашивание и оплавление).

2. При молекулярном взаимодействии: а) глубинное вырывание, если силы сцепления велики (молекулярное схватывание); б, в, и г) разрушение от механического взаимодействия, если силы сцепления малы и нарушаются при дальнейшем скольжении тел.

Анализируя механизмы процессов разрушения поверхностей трения Е. М. Швецова и И. В. Крагельский учитывают, что в поверхностных слоях могут иметь место разнообразные физико-химические изменения, которые определяются свойствами материалов в узлах трения. Для металлов — это упрочнение при деформации, рекристаллизация, образование и распад твердых растворов, коагуляция, диффузия, насыщение элементами окружаю-

щей среды и т. д. Однако роль этих явлений в классифицируемых видах разрушения выявлена недостаточно, а сами виды разрушения Е. М. Швецова и И. В. Крагельский не связывают с причинами, их вызывающими. Классификация видов износа, предложенная М. М. Хрущовым [102], построена по признаку условий службы изнашивающихся деталей машин.

Разные виды износа в этой классификации сгруппированы по характеру основных явлений, обуславливающих эффект износа, в следующие группы: 1) механические; 2) молекулярно-механические; 3) коррозионно-механические.

К группе механического износа отнесены: а) абразивный износ; б) износ вследствие пластической деформации; в) износ при хрупком разрушении.

М. М. Хрущов подчеркивает, что абразивный износ является самым распространенным видом износа деталей машин и для многих типовых условий службы основным.

С этим утверждением полностью согласиться нельзя, так как трущихся узлов, работающих в абразивной среде, значительно меньше, чем узлов, работающих при отсутствии абразива.

В группу молекулярно-механического износа включен износ при схватывании.

К группе коррозионно-механического износа отнесены коррозионный износ, сопровождающийся образованием продуктов химического взаимодействия металла с агрессивной средой и удалением их при трении, и окислительный износ, характеризующийся окислением поверхностей трения металла кислородом воздуха.

В результате анализа предложенных классификаций износа видим, что все они различают примерно одинаковые виды износа. Во всех этих классификациях отмечается также существование износа, связанного с окислением. Однако этот вид износа считается второстепенным, не играющим значительной роли в процессе разрушения поверхностей деталей машин при трении. Ни в одной из рассмотренных классификаций процессы взаимодействия кислорода газовой среды с поверхностями трения не изучались.

Систематическое исследование процессов трения и износа деталей машин было проведено Б. И. Костецким

[37, 38, 39, 40, 41, 42, 43]. В результате этих исследований им были сформулированы основные положения теории износа и разработана классификация видов износа деталей машин по процессам, вызывающим износ.

На принципиальных положениях, являющихся основой классификации, разработанной Б. И. Костецким, остановимся более подробно, так как влияние внешней газовой среды на процессы трения и износа металлов автор исследовал с позиций этой классификации, как наиболее достоверно описывающей природу процессов, обуславливающих износ металлов при трении.

При трении и износе деталей машин в поверхностных слоях металла под влиянием внешних механических воздействий, среды, материала трущихся пар, исходного состояния поверхности и поверхностных слоев, а также под влиянием важнейшего фактора, производного от внешних механических воздействий, — теплоты трения — возникают и развиваются многие физические, химические и механические процессы. Из этих процессов наиболее существенными для развития механизмом износа являются процессы окисления, схватывания, абразивные и усталостные.

В зависимости от условий трения сочетание перечисленных факторов складывается более благоприятно для развития одного процесса и менее благоприятно — для другого. Поэтому процессы имеют различные скорости и, следовательно, преимущественно развивается тот процесс, для которого складываются наиболее благоприятные условия. Скорость этого процесса превышает скорости всех других процессов и по мере развития его все другие процессы со временем им подавляются. Из этого вытекает важный вывод о том, что в любых условиях трения существует процесс, протекающий с наибольшей скоростью, т. е. ведущий. Такой вывод позволил Б. И. Костецкому теоретически обосновать существование ведущих видов износа и сформулировать первое положение теории износа [44], согласно которому вид износа определяется процессом, протекающим с максимальной скоростью. Это положение является основной теоретической предпосылкой классификации видов износа деталей машин по процессам.

Основными видами износа деталей машин, согласно классификации Б. И. Костецкого, являются: 1) схватыва-

ние 1-го рода; 2) окислительный; 3) тепловой (схватывание 2-го рода); 4) абразивный и 5) осповидный (усталостный).

Б. И. Костецкий исследовал большое количество деталей машин, подвергавшихся различным видам износа, и в результате применения комплексного метода исследования установил причины и закономерности процессов разрушения поверхностей трения при различных видах износа. Он указывает только на один вид износа, допустимого при нормальной работе деталей машин, — это окислительный. Поэтому основная задача борьбы с износом трущихся деталей машин сводится к устранению нежелательных видов износа (схватывание 1-го рода, тепловой, абразивный и осповидный) и созданию условий для перехода к окислительному износу. Однако это только первая часть решения проблемы. Снижение скорости окислительного износа и сведение его к минимуму представляет необходимую и важную вторую часть общей проблемы.

При окислительном износе главной задачей является определение условий максимальной износостойкости и расширение границ существования этого вида износа. В связи с этим исследование влияния внешней газовой среды, в частности кислорода, на процессы трения и износа металлов имеет очень большое значение.

В некоторых работах по трению и износу авторы их, не прибегая к классификации видов износа, предлагают различные гипотезы или концепции, объясняющие механизм износа. Очевидно они имеют в виду такой вид износа, при котором детали изнашиваются постепенно.

Описывая процесс износа, Н. Н. Давиденков представляет его состоящим из двух одновременно протекающих процессов — истирания и смятия [17]. Процесс истирания осуществляется за счет отрыва и удаления частиц металла, а процесс смятия представляет собой расплющивание материала под действием движущегося груза.

Д. В. Конвисаров [35], изучая механизм износа, приходит к заключению, что основными обуславливающими его процессами являются хрупкое скалывание частиц, пластическое деформирование и окисление.

Как процесс поверхностного диспергирования в результате пластической деформации и усталостных явлений рассматривается износ в работах П. А. Ребиндера

[85, 86, 87]. Эта концепция также учитывает неоднородность реальных тел и влияние на износ окружающей среды, смазки, воздуха и др.

Ф. Боуден и Д. Тейбор [7] определяют износ как процесс образования и разрушения мостиков сварки, сопровождающихся удалением частиц металла.

Р. Хольм [139] считает, что износ при трении обусловлен атомарным взаимодействием перемещающихся поверхностей, а Д. Барвелл и С. Стронг [123], придерживаясь взглядов Р. Гольма, вносят поправку к его теории, подчеркивая, что при износе происходит отделение частиц, а не отдельных атомов в результате взаимодействия не атомов, а шероховатостей поверхностей.

Многие исследователи занимались изучением отдельных видов износа. Например, абразивный износ изучали: В. Д. Кузнецов [69], М. И. Замоторин [29], В. Тонн [166], М. М. Хрущов и М. А. Бабичев [103, 104, 105], В. И. Киселев [33], К. В. Савицкий [91, 92, 93], П. Н. Львов [73] и др.; износ при схватывании металлов — В. А. Кислик [34], Г. Д. Полосаткин [82], В. К. Кашеев [32], Н. Л. Голего [14, 15], А. П. Семенов [94] и др.; износ за счет образования и разрушения пленок окислов — Р. Майлендер и К. Дис [146, 128], А. Л. Честнов [110].

Анализ теорий, гипотез и концепций, объясняющих природу внешнего трения и износа металлов, показывает, что очень многие из них недооценивают роли газовой среды, в частности кислорода, в процессах трения и износа, в то время как химические процессы и особенно процессы окисления играют очень важную роль при внешнем трении. Они определяют природу и закономерности развития наиболее распространенного окислительного вида износа деталей машин.

Выдвинутая Б. И. Костецким теория окислительного износа в настоящее время подтверждается многочисленными исследованиями [43, 44, 48, 71, 79, 83].

Влияние пластической деформации на процесс окисления металла

Возникающий при трении процесс окисления пластически деформирующегося металла отличается от процесса окисления в случае отсутствия пластической деформации.

При окислении пластически недеформирующегося металла главную роль играют химические реакции окисления, происходящие между металлом и кислородом на границе раздела металл — окисный слой и окисный слой — газовая среда, или точнее адсорбированный слой кислорода. Скорость этих реакций определяется скоростью диффузии через окисный слой соответствующих атомов реагентов к указанным поверхностям раздела и температурой.

Процесс диффузии атомов кислорода в металл, находящийся под слоем окислов, не получает достаточного развития и на границе металл — окисный слой образуется только чрезвычайно тонкий слой твердого раствора кислорода в металле.

При высокотемпературном (900° С) окислении железа слой твердого раствора кислорода в железе в отдельных местах достигает максимума (10—15 мкм).

Преобладание скоростей реакций окисления над скоростями процессов диффузии кислорода в металлах в статических условиях окисления объясняется тем, что металлы обладают высокой химической активностью (большим сродством с кислородом), вследствие чего энергия активации взаимодействия металла с кислородом у них меньше энергии, необходимой для диффузии атомов кислорода в решетке металла, особенно в том случае, когда вакантных мест мало.

При пластической деформации процессы диффузии кислорода в пластически деформирующемся слое металла интенсифицируются, в результате чего образование твердого раствора кислорода в металле становится одним из основных процессов. Можно предполагать, что в этом случае появление пленки окислов на поверхностях трения является результатом пересыщения твердого раствора. Диффузионные процессы в металлах обусловлены способностью дефектов типа вакансий и дислоцированных атомов относительно легко мигрировать в кристалле благодаря тепловым флуктуациям [13].

Интенсификация диффузионных процессов объясняется увеличением концентрации точечных дефектов кристаллической решетки типа вакансий и дислоцированных атомов при пластической деформации.

При пластической деформации в металлах появляется большое количество дислокаций. Плотность дислокаций

зависит от степени деформации. Так, например, для меди при пластической деформации 1% плотность дислокаций равна 10^8 см^{-2} , при 10% — $5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, а при 100% — $3 \cdot 10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$. При глубокой деформации плотность дислокаций в металлах достигает насыщения порядка 10^{12} см^{-2} [8].

Одновременно с процессом рождения дислокаций происходит их взаимодействие, в результате чего в решетках пластически деформирующегося металла появляются различные точечные дефекты.

Существует большое число неравновесных процессов, происходящих во время деформации, которые приводят к возникновению или поглощению точечных дефектов. Так, например, источником вакансий или внедренных атомов может быть взаимодействие винтовой дислокации с линейной или взаимодействие двух винтовых дислокаций [74, 62].

Точечные дефекты образуются при пластической деформации в результате движения дислокаций со ступеньками, неполной аннигиляции сегментов дислокаций противоположных знаков, лежащих в близких плоскостях скольжения, рекомбинации отрезков дислокаций противоположных знаков, проходящих близко друг от друга в соседних плоскостях скольжения, поперечного скольжения дислокаций [8].

В металлах вся запасенная энергия деформации практически расходуется на образование дефектов решетки или на увеличение энергии их взаимодействия. При деформации на 10% концентрация дефектов в металле может достигать порядка $10^{18} - 10^{19} \text{ см}^{-3}$ [8].

Экспериментальные и теоретические работы, проведенные в области исследования влияния дефектов кристаллического строения металлов на их физические свойства [8, 62, 72, 74], показали, что процессы диффузии получают значительное ускорение за счет возникновения неравновесных точечных дефектов.

Наиболее важным механизмом диффузии в кристаллах с участием точечных дефектов является диффузия по вакансиям [8, 99].

В результате исследования влияния пластической деформации на скорость диффузии в серебре обнаружено увеличение ее после пластической деформации не менее чем в 100 раз, причем оно было пропорционально ско-

рости деформации, т. е. мгновенной концентрации вакансий [143].

Обнаруженный эффект Киркиндалла почти в десяти различных системах сплавов является одним из доказательств механизма диффузии по вакансиям [164].

Надо полагать, что в том случае, когда диффузия осуществляется посредством перемещения атомов по вакансиям, то вследствие быстрого возрастания равновесной концентрации вакансий при повышении температуры можно резким охлаждением металла создать концентрацию вакансий, превышающую равновесную для температуры, до которой охлажден металл.

Применив метод неупругости [158], А. Новик [159] доказал, что действительно коэффициент диффузии больше в быстроохлаждающемся сплаве (29% атомных Zn в Ag), чем в том же сплаве, охлажденном медленно. Эксперименты были проведены на одном образце, что позволило определить скорость, с которой завышенный коэффициент диффузии уменьшается до своего нормального значения, характерного для медленно охлажденного сплава, где концентрация вакансий возвращается к равновесному значению. В результате этого эксперимента А. Новик установил, что ΔH_1 — энергия активации процесса образования вакансий примерно равна $12,5 \text{ ккал/моль}$, ΔH_2 — энергия активации процесса обмена междоузельными атомами — $20,4 \text{ ккал/моль}$, что соответствует полной энергии активации диффузии Q , равной примерно $32,9 \text{ ккал/моль}$.

Эти данные подтверждают, что диффузия происходит путем перемещения вакансий.

В настоящее время экспериментально доказано [8, 74, 152, 160], что возрастание электрического сопротивления металлов после холодной обработки обусловлено увеличением концентрации вакансий в результате перемещения и взаимодействия дислокаций. Это обстоятельство было успешно использовано для получения данных, характеризующих диффузию как результат перемещения атомов по вакансиям [147, 142].

Так как дефекты кристаллического строения типа вакансий и дислоцированных атомов обладают при средних температурах чрезвычайно высокой подвижностью и рассеиваются почти мгновенно [8], то наибольшего увеличения коэффициента диффузии надо ожидать

в процессе пластической деформации. В это время возникают вакансии и по этим вакансиям перемещаются атомы диффундирующего элемента. После прекращения пластической деформации условия для миграции атомов диффундирующего элемента значительно ухудшаются, так как вакансии рассеиваются.

Можно привести большое количество примеров исследований, в которых наблюдалось непосредственное влияние пластической деформации на коэффициент диффузии.

С. Г. Конобеевский показал, что в деформированном тонком слое меди коэффициент диффузии никеля возрастает больше, чем в 1000 раз. Я. С. Уманский [100] нашел, что толщина карбидного слоя на поверхности деформированной танталовой пластинки возрастает в 50 раз по сравнению с толщиной слоя на недеформированной пластинке при температуре цементации 900°C , причем время диффузионного насыщения значительно уменьшается.

Примером влияния пластической деформации на скорость диффузии является интенсивная диффузия при комнатной температуре первых слоев цинка, конденсированных на поверхности полированной медной пластинки. Как известно, полированный слой характеризуется большим числом дефектов, полученных в результате пластической деформации [13].

С. Д. Герцрикен и З. П. Голубенко [13] изучали влияние деформации на скорость диффузии цинка из α -латуни. Деформация создавалась в результате различия в коэффициентах расширения латуни и цинка. По сравнению с недеформированной латунью коэффициент диффузии цинка и α -латуни при температурах 560 , 600 и 640°C увеличился соответственно в 1,7; 4 и 5 раз.

Н. П. Пустоварова [84] закономерность диффузионных процессов рассматривала как в предварительно пластически деформированном металле, так и при одновременном протекании процессов пластической деформации и диффузии, причем в качестве источника диффундирующих в металл элементов она использовала различные твердые, жидкие и газообразные среды, имеющие разную активность по отношению к железу.

Влияние степени предварительной пластической деформации на диффузию изучалось при помощи изотопа серы S^{35} в составе соли FeS^{35} . Это исследование пока-

зало, что предварительная пластическая деформация 33% увеличивает глубину проникновения серы в железо Армко в 3—4 раза, а пластическая деформация 6,6% — в 1,6 раза.

Исследование влияния предварительной деформации на диффузию цинка в медь показало, что уже сравнительно небольшая пластическая деформация значительно увеличивает толщину слоя латуни.

В настоящее время влияние пластической деформации на диффузию кислорода в металле исследовано недостаточно, хотя для теории трения и износа этот вопрос является очень важным. Характер влияния пластической деформации на процесс диффузии кислорода установлен на основании косвенных исследований, так как надежных методов определения количества кислорода в тончайшем слое металла нет.

Б. И. Костецкий [37] указывает на значительное увеличение скорости диффузии кислорода при пластической деформации благодаря резкому увеличению дефектов кристаллической структуры металла.

Из проведенных исследований процессов трения стали и железа в различных газовых средах видно, что пластическая деформация в значительной степени интенсифицирует процесс диффузии кислорода и скорость протекания химических реакций. При трении образцов из железа Армко в среде кислорода эти процессы протекают настолько интенсивно, что при относительно малой скорости скольжения ($4,5$ м/сек) и малой нагрузке (10 дан/см²) они воспламеняются в первый момент трения, не успев нагреться до значительной температуры.

Результаты теоретических и экспериментальных работ по исследованию влияния пластической деформации на процессы диффузии позволяют сделать вывод о значительном влиянии пластической деформации на диффузию кислорода в металле за счет увеличения концентрации вакансий и других дефектов кристаллической структуры, возникающих при пластической деформации.

в процессе пластической деформации. В это время возникают вакансии и по этим вакансиям перемещаются атомы диффундирующего элемента. После прекращения пластической деформации условия для миграции атомов диффундирующего элемента значительно ухудшаются, так как вакансии рассеиваются.

Можно привести большое количество примеров исследований, в которых наблюдалось непосредственное влияние пластической деформации на коэффициент диффузии.

С. Г. Конобеевский показал, что в деформированном тонком слое меди коэффициент диффузии никеля возрастает больше, чем в 1000 раз. Я. С. Уманский [100] нашел, что толщина карбидного слоя на поверхности деформированной танталовой пластинки возрастает в 50 раз по сравнению с толщиной слоя на недеформированной пластинке при температуре цементации 900°C , причем время диффузионного насыщения значительно уменьшается.

Примером влияния пластической деформации на скорость диффузии является интенсивная диффузия при комнатной температуре первых слоев цинка, конденсированных на поверхности полированной медной пластинки. Как известно, полированный слой характеризуется большим числом дефектов, полученных в результате пластической деформации [13].

С. Д. Герцрикен и З. П. Голубенко [13] изучали влияние деформации на скорость диффузии цинка из α -латуни. Деформация создавалась в результате различия в коэффициентах расширения латуни и цинка. По сравнению с недеформированной латунью коэффициент диффузии цинка и α -латуни при температурах 560, 600 и 640°C увеличился соответственно в 1,7; 4 и 5 раз.

Н. П. Пустоварова [84] закономерность диффузионных процессов рассматривала как в предварительно пластически деформированном металле, так и при одновременном протекании процессов пластической деформации и диффузии, причем в качестве источника диффундирующих в металл элементов она использовала различные твердые, жидкие и газообразные среды, имеющие разную активность по отношению к железу.

Влияние степени предварительной пластической деформации на диффузию изучалось при помощи изотопа серы S^{35} в составе соли FeS^{35} . Это исследование пока-

зало, что предварительная пластическая деформация 33% увеличивает глубину проникновения серы в железо Армко в 3—4 раза, а пластическая деформация 6,6% — в 1,6 раза.

Исследование влияния предварительной деформации на диффузию цинка в медь показало, что уже сравнительно небольшая пластическая деформация значительно увеличивает толщину слоя латуни.

В настоящее время влияние пластической деформации на диффузию кислорода в металле исследовано недостаточно, хотя для теории трения и износа этот вопрос является очень важным. Характер влияния пластической деформации на процесс диффузии кислорода установлен на основании косвенных исследований, так как надежных методов определения количества кислорода в тончайшем слое металла нет.

Б. И. Костецкий [37] указывает на значительное увеличение скорости диффузии кислорода при пластической деформации благодаря резкому увеличению дефектов кристаллической структуры металла.

Из проведенных исследований процессов трения стали и железа в различных газовых средах видно, что пластическая деформация в значительной степени интенсифицирует процесс диффузии кислорода и скорость протекания химических реакций. При трении образцов из железа Армко в среде кислорода эти процессы протекают настолько интенсивно, что при относительно малой скорости скольжения ($4,5 \text{ м/сек}$) и малой нагрузке (10 дан/см^2) они воспламеняются в первый момент трения, не успев нагреться до значительной температуры.

Результаты теоретических и экспериментальных работ по исследованию влияния пластической деформации на процессы диффузии позволяют сделать вывод о значительном влиянии пластической деформации на диффузию кислорода в металле за счет увеличения концентрации вакансий и других дефектов кристаллической структуры, возникающих при пластической деформации.

Исследования влияния газовой среды на процессы трения и износа металлов

Газовая среда значительно влияет на процессы, протекающие в поверхностных слоях металла при трении. Трущиеся поверхностные слои металла взаимодействуют с газовой средой более активно, так как скорость протекания процессов диффузии увеличивается. Более активному взаимодействию газовой среды с поверхностью металла при трении способствует пластическая деформация, возникающая в ультрамикроскопических объемах поверхностных слоев трущихся металлов, и повышение температуры.

М. Финк [131], выполнив ряд опытов по исследованию влияния газовой среды на коэффициент трения, показал, что окисление металла, возникающее при трении, изменяет свойства трущихся поверхностей, в результате чего резко изменяется коэффициент трения. На основании наблюдений за внешней стороной процесса окисления М. Финк выдвинул гипотезу об окислительном трении.

Влияние разрежения воздушной атмосферы на коэффициент трения было выявлено В. И. Раковым и Р. И. Соколовой [69].

Ф. Боуден и Г. Хьюз [120] установили, что одно только разрежение не оказывает заметного влияния на коэффициент трения. Тщательная дегазация поверхностей трения исследуемых металлов в вакууме, который доходил до 10^{-6} мм рт. ст., приводила к увеличению коэффициента трения до 20 раз. Введение в прибор следов кислорода (давление кислорода при этом увеличивали до 0,3 мм рт. ст.) вызывало быстрое падение коэффициента трения. Азот, если он был тщательно очищен, не влиял на коэффициент трения. Аналогично вел себя водород.

Р. Хольм и Б. Кирштейн [140] на основании проведенных ими исследований также пришли к выводу, что химически неактивные газы азот и аргон совершенно не влияют на величину коэффициента трения при введении их в камеру прибора с предварительно созданным вакуумом, в которой находится трущаяся пара. При введении в эту камеру воздуха, паров воды, бензина, толуола, бензола наблюдалось резкое понижение коэффициента трения.

При прокаливании трущихся образцов в вакууме значительно повышался коэффициент трения. Многократное прокаливание в опытах Р. Хольма и Б. Кирштейна приводило к прилипанию (схватыванию) трущихся поверхностей.

Анализ этих работ по изучению влияния газовой среды на процессы трения и износа показывает, что исследователи судили о качественных превращениях, происходящих на трущихся поверхностях металлов, взаимодействующих с газовой средой, только по коэффициенту трения. Сам металл они не изучали. Металлографический или какой-либо другой анализ поверхностных слоев металла, принимающих непосредственное участие в процессе трения, не производили. Поэтому можно только предполагать, что изменение коэффициента трения в зависимости от газовой среды обуславливалось качественными превращениями, происходящими на трущихся поверхностях, в результате которых образовывались окисные или какие-либо другие пленки. Природу этих пленок и механизм их образования в процессе трения не изучали.

В большинстве проведенных опытов процессы диффузии протекали одновременно с процессом трения. Сначала на поверхностях трения исследуемых образцов металла создавали адсорбированные или окисные пленки, а затем определяли коэффициент трения этих поверхностей. Таким образом, процессы диффузии газа в металл протекали одновременно с процессами пластической деформации. Такое искусственное расчленение этих взаимосвязанных процессов методически совершенно недопустимо.

Режимы трения (скорость перемещения трущихся поверхностей и удельное давление) во многих исследованиях были далеки от практических условий работы деталей машин при трении.

В исследованиях, проведенных позже, отсутствует большинство отмеченных недостатков и потому возможно делать более определенные выводы о влиянии газовой среды на процессы трения и износа.

Л. Ф. Коффин исследовал трение металлов в вакууме и различных газовых средах с целью изучения природы схватывания металлов [63]. На основании полученных результатов он пришел к выводу, что характер трения пар

Исследования влияния газовой среды на процессы трения и износа металлов

Газовая среда значительно влияет на процессы, протекающие в поверхностных слоях металла при трении. Трущиеся поверхностные слои металла взаимодействуют с газовой средой более активно, так как скорость протекания процессов диффузии увеличивается. Более активному взаимодействию газовой среды с поверхностью металла при трении способствует пластическая деформация, возникающая в ультрамикроскопических объемах поверхностных слоев трущихся металлов, и повышение температуры.

М. Финк [131], выполнив ряд опытов по исследованию влияния газовой среды на коэффициент трения, показал, что окисление металла, возникающее при трении, изменяет свойства трущихся поверхностей, в результате чего резко изменяется коэффициент трения. На основании наблюдений за внешней стороной процесса окисления М. Финк выдвинул гипотезу об окислительном трении.

Влияние разрежения воздушной атмосферы на коэффициент трения было выявлено В. И. Раковым и Р. И. Соколовой [69].

Ф. Боуден и Г. Хьюз [120] установили, что одно только разрежение не оказывает заметного влияния на коэффициент трения. Тщательная дегазация поверхностей трения исследуемых металлов в вакууме, который доходил до 10^{-6} мм рт. ст., приводила к увеличению коэффициента трения до 20 раз. Введение в прибор следов кислорода (давление кислорода при этом увеличивали до 0,3 мм рт. ст.) вызывало быстрое падение коэффициента трения. Азот, если он был тщательно очищен, не влиял на коэффициент трения. Аналогично вел себя водород.

Р. Хольм и Б. Кирштейн [140] на основании проведенных ими исследований также пришли к выводу, что химически неактивные газы азот и аргон совершенно не влияют на величину коэффициента трения при введении их в камеру прибора с предварительно созданным вакуумом, в которой находится трущаяся пара. При введении в эту камеру воздуха, паров воды, бензина, толуола, бензола наблюдалось резкое понижение коэффициента трения.

При прокаливании трущихся образцов в вакууме значительно повышался коэффициент трения. Многократное прокалывание в опытах Р. Хольма и Б. Кирштейна приводило к прилипанию (схватыванию) трущихся поверхностей.

Анализ этих работ по изучению влияния газовой среды на процессы трения и износа показывает, что исследователи судили о качественных превращениях, происходящих на трущихся поверхностях металлов, взаимодействующих с газовой средой, только по коэффициенту трения. Сам металл они не изучали. Металлографический или какой-либо другой анализ поверхностных слоев металла, принимающих непосредственное участие в процессе трения, не производили. Поэтому можно только предполагать, что изменение коэффициента трения в зависимости от газовой среды обуславливалось качественными превращениями, происходящими на трущихся поверхностях, в результате которых образовывались окисные или какие-либо другие пленки. Природу этих пленок и механизм их образования в процессе трения не изучали.

В большинстве проведенных опытов процессы диффузии протекали неодновременно с процессом трения. Сначала на поверхностях трения исследуемых образцов металла создавали адсорбированные или окисные пленки, а затем определяли коэффициент трения этих поверхностей. Таким образом, процессы диффузии газа в металл протекали неодновременно с процессами пластической деформации. Такое искусственное расчленение этих взаимосвязанных процессов методически совершенно недопустимо.

Режимы трения (скорость перемещения трущихся поверхностей и удельное давление) во многих исследованиях были далеки от практических условий работы деталей машин при трении.

В исследованиях, проведенных позже, отсутствует большинство отмеченных недостатков и потому возможно делать более определенные выводы о влиянии газовой среды на процессы трения и износа.

Л. Ф. Коффин исследовал трение металлов в вакууме и различных газовых средах с целью изучения природы схватывания металлов [63]. На основании полученных результатов он пришел к выводу, что характер трения пар

металлов значительно зависит от окружающей газовой среды. В инертных газах, подобных гелию, трение металлов, не образующих сплавов, происходит без заедания, если один из металлов мягкий. Влияние кислорода может быть объяснено тем, что при трении происходит непрерывное воспроизводство окисной пленки. Полное удаление окисных пленок с поверхности более твердого металла при трении в инертном газе металлической пары, не образующей сплава, может оказывать значительное влияние на характер трения. Что касается природы схватывания металлов, то Л. Ф. Коффин пришел к заключению, что склонность металлов к образованию сплавов может служить качественным критерием их противозадирных свойств и характера разрушения при трении.

В результате опыта Л. Ф. Коффина по трению различных пар металлов в разных газовых средах получены новые данные о влиянии газовой среды на схватывание. В настоящее время существует общее мнение, что кислород воздуха препятствует схватыванию и переносу металла. Опыты Л. Ф. Коффина показали, что это наблюдается не всегда, и влияние газовой среды на трение требует более тщательного исследования.

Проведенные И. В. Крагельским и Е. М. Швецовою эксперименты [66] не вскрыли закономерности влияния кислорода на процессы трения и износа вследствие того, что испытания на износ проводились только при малых скоростях скольжения и в ограниченном количестве газовых сред.

Большой интерес представляет серия экспериментальных работ проведенных по изучению трения металлов в вакууме [119, 163]. В этих работах показано, что на процесс трения большое влияние оказывают как окисные, так и адсорбированные пленки. Подогревание в вакууме при котором удаляются с поверхностей все адсорбированные пленки, способствует при скольжении свариванию поверхностей.

Проведенные сравнительные испытания на износ стали в среде воздуха и в вакууме при различных температурах и скоростях скольжения [149] выявили значительное влияние среды на интенсивность износа. Было установлено, что при комнатной температуре при некоторых скоростях скольжения интенсивность износа в вакууме меньше чем в воздухе, а при высоких температурах—нао-

борот. Причину пониженного износа в вакууме исследователи объясняют наличием на образцах тонкого поверхностного слоя с высокой микротвердостью. При увеличении скорости скольжения при испытании в вакууме снижалась интенсивность износа. Однако надо полагать, что снижение интенсивности износа может продолжаться только до определенной скорости, после достижения которой она должна увеличиваться за счет действия теплоты трения. Эту скорость скольжения в опытах не получили.

Зависимость интенсивности износа от нагрузки имеет сложный вид и характеризуется наличием одного максимума и одного минимума, что объясняется изменением толщины твердого слоя и температуры поверхностей трения.

Для изучения причин образования твердого слоя на поверхностях образцов при трении их в вакууме было проведено специальное исследование [151]. В опытах изменяли температуру от комнатной до 450°. В результате этого исследования было установлено, что твердый слой образуется при трении углеродистой стали в вакууме и не образуется при трении ее в среде воздуха. На основании полученных результатов показано, что при износе происходит частичное выкрашивание рабочей поверхности образца. Частицы выкрашивающего металла, образующие порошок в процессе трения, наклепываются, в результате чего их твердость возрастает в несколько раз. В условиях вакуума такой порошок может налипать на поверхность трения, что, по мнению исследователей, и является причиной образования твердого слоя на поверхности трения. Кроме того, они исследовали влияние процессов окисления на износ углеродистых сталей [151] путем испытания образцов на износ в среде кислорода, азота и воздуха.

В результате проведенных испытаний установили, что износ в большой степени зависит от парциального давления кислорода, но практически не зависит от парциального давления азота, а также связь между степенью окисления поверхностей трения и величиной износа образцов. Особенно значительное увеличение износа наблюдалось при повышенных температурах.

Исследование износостойкости различных антифрикционных металлов в инертной, восстановительной и окис-

лительной атмосфере при температуре, равной 540° [124], показало, что при отсутствии защитных окисных пленок на поверхности трения металла происходит интенсивный износ в результате развития процессов схватывания. Для образования защитной окисной пленки, предотвращающей развитие процесса схватывания, достаточно, чтобы в окружающей среде трения газовой среде было ничтожное количество кислорода.

В результате исследования износа углеродистой стали при трении в аргоне и на воздухе [168] установили, что вид износа зависит от интенсивности процессов окисления, наличия окисных пленок на поверхностях трения и от степени изменения их твердости в процессе трения.

При изучении трения скольжения пар Co—Co , Ni—Ni и Fe—Fe при температурах $26,7—742^{\circ}\text{C}$ в различных газовых средах (Ar , He , CO_2 , O_2) [132] выявлено значительное влияние газовой среды на процесс трения в зависимости от природы трущейся пары. Установлено, что при трении пары Co—Co коэффициент трения во всех газовых средах невысок. Это явление объясняют влиянием адсорбции газов кобальтом или окисной пленкой [132]. Такое объяснение не является исчерпывающим и требует уточнения.

Ф. Барвел [114], как и многие другие исследователи влияния газовой среды на процессы трения и износа, пришел к заключению, что для выявления природы трения большое значение имеют испытания в контролируемой атмосфере. Ф. Барвел считает, что на трение наибольшее влияние оказывают химические реакции в области контакта. Этот вывод был сделан на основании того, что наиболее высокий коэффициент трения наблюдался в опытах при трении в вакууме, а присутствие активных газов или паров резко снижало коэффициент трения. Влияние температуры он также связывает в основном с химическими явлениями при трении.

Накамура Фумитоси [154] в последнее время провел ряд интересных работ по исследованию процессов трения в вакууме. Он изучал процесс трения в условиях вакуума 10^{-5} мм рт. ст. при нагрузках от 5 до 75 дан/см² и скоростях скольжения от 0,41 до 8 м/сек. Проведенные испытания подтвердили явление быстрого износа в начальных стадиях трения и последующего его затухания до малой

постоянной интенсивности и вскрыли некоторые закономерности чередования между периодами незначительного износа и интенсивного износа. По его мнению период интенсивного износа связан с разрушением упрочненной зоны [151].

Накамура Фумитоси установил, что износ при трении в вакууме зависит от нагрузки не монотонно, и в некоторой области давлений приобретает ничтожно малую интенсивность, что связано со сложной зависимостью температурных условий от давления. Наблюдения за температурой поверхностей трения показали, что в начале процесса трения температура поверхностей низкая, а затем повышается и через некоторое время стабилизируется.

При исследовании влияния степени разрежения воздуха в зоне трения от 760 до $2 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст. на износ углеродистой стали при скоростях скольжения 1,63 и 4,89 м/сек и нормальной нагрузке 1 дан [156] установили, что при скорости скольжения 1,63 м/сек интенсивность износа уменьшается с ростом степени разрежения воздуха в зоне трения от 760 до 1 мм рт. ст. При скорости скольжения 4,89 м/сек наблюдается налипание (прирост веса) на поверхности трения образца из стали, содержащей 0,4% С, а для стали, содержащей 0,6% С, при давлении воздуха меньше 10^{-1} мм рт. ст. отмечается максимальная потеря веса.

В результате экспериментов Накамура Фумитоси [155] пришел к заключению, что на кинетику процесса трения в вакууме большое влияние оказывает твердость трущихся поверхностей.

В другой, более ранней работе [152] также исследовалась зависимость износа различных металлов в вакууме от их твердости.

В результате этих исследований пришли к заключению, что интенсивность износа скачкообразно снижается при достижении некоторой критической твердости металла, величина которой уменьшается с повышением температуры. Влияние твердости исследователи связывают с образованием на поверхности металла при трении мелкого металлического порошка.

Влияние кристаллической структуры металлов на процессы трения в вакууме исследовал Д. Буклей [125]. На примере редкоземельных металлов (Li , Nd , Pr , Ce , Ho , Er , Gd , Pu , Sm), склонных к полиморфным превращениям

при относительно низких температурах, а также У, Те и Со исследовано влияние строения кристаллической решетки и фазовых превращений на трение, износ и перенос металла при трении. При испытаниях вакуум доводили до 10^{-9} — 10^{-10} мм рт. ст.; нагрузка на образец была постоянной и равной 3 дан; скорость скольжения изменялась от 23 до 1000 см/сек, а температура — от 38 до 260°.

В результате исследования было установлено, что переход металла из гексагональной модификации в кубическую влечет за собой значительное увеличение коэффициента трения, износа и количества металла, перенесенного при трении.

Наиболее благоприятными характеристиками при трении обладают те металлы с гексагональной структурой, кристаллы которых характеризуются максимальной длиной вдоль главной оси симметрии.

Газовая среда оказывает большое влияние на процессы трения и износа не только при сухом трении, но и при трении со смазкой.

Исследователи [133, 144, 145] высказывали предположения, что окисные пленки играют существенную роль также при граничном трении в присутствии смазок.

Испытания на износ стали 45 в среде воздуха и аргона при трении с граничной смазкой [44] показали, что в начальный период трения первичная пленка химически адсорбированного кислорода, имеющаяся на трущихся поверхностях, постепенно изнашивается. В среде воздуха за счет кислорода происходит восстановление этой пленки и таким образом устанавливается своеобразное равновесное существование ее.

В среде аргона условий для восстановления адсорбированной пленки кислорода, очевидно, не может быть. Происходит односторонний процесс износа первичной пленки. По истечении времени, достаточного для износа этой пленки (по условиям опыта 10—12 мин), износ скачкообразно возрастает в 25—30 раз. При этом в несколько раз увеличиваются сила трения и температура поверхностных слоев. Все это указывает на то, что в среде аргона при трении с граничной смазкой после износа первичной адсорбированной пленки кислорода развивается процесс схватывания, а при трении в среде воздуха все время протекает процесс окислительного износа. В этом процессе роль кислорода как при сухом трении, так и при

трении с граничной смазкой принципиально одна и та же. Большое количество работ по исследованию влияния газовой среды на процессы трения и износа при граничном трении в присутствии различных смазок были выполнены Г. В. Виноградовым [9, 10, 11, 12]. При исследовании было установлено, что молекулярный кислород и продукты окисления углеводородов значительно влияют на возникновение и протекание процессов схватывания на поверхностях трения.

Исследования процессов граничного трения в аргоне, воздухе, глубококом вакууме, а также при продувке через масло кислорода показали, что кислород оказывает исключительно сильное влияние на трение стали в присутствии нефтяного масла. После того как масло было очищено от кислорода, а затем испытано в вакууме, оказалось, что заедание наступает немедленно при минимальной нагрузке.

При трении в обычных атмосферных условиях, а тем более при продувке через масло кислорода, заедание наступает при очень больших нагрузках. Это свидетельствует о том, что присутствующие в маслах молекулярный кислород и продукты окисления углеводородов образуют на поверхностях трения химические адсорбированные пленки, препятствующие развитию процессов схватывания.

Таким образом, в результате этих исследований установлено, что при граничном трении металлов (сталей) углеродистые смазочные среды при отсутствии кислорода и кислородосодержащих органических соединений не проявляют смазочного действия.

В связи с тем, что воздействие молекулярного кислорода на процесс трения связано с процессами окисления металла и смазки, а продукты окисления углеродистых смазок играют при трении сталей важную роль, Г. В. Виноградов предполагает, что питание зоны трения кислородом может быть осуществлено при помощи кислородосодержащих органических соединений. Эти соединения должны быть настолько реакционноспособными, чтобы при трении обеспечить кислородом процесс непрерывного восстановления окисного слоя на поверхностях трения стали [12].

В результате анализа опытов по изучению влияния газовой среды на процессы трения и износа металлов,

установлено, что газовая среда является очень важным фактором, влияющим на закономерности развития процессов, которые возникают на поверхностях трения металлов. В существующих же теориях трения и износа этот фактор достаточного отражения не находит. Создание теории трения и износа, отражающей действительную картину протекающих процессов, среди которых диффузия и химические явления в связи с взаимодействием пластически деформирующихся поверхностных слоев с внешней газовой средой занимают важное место, требует всестороннего исследования трения в контролируемой газовой среде. Эти исследования имеют большое значение не только для установления природы трения и механизма износа и определения роли газовой среды в этих процессах, но они также необходимы для непосредственного познания закономерностей процессов трения и износа в различных газовых средах, в том числе в средах с различным содержанием кислорода. Это очень важно для правильного выбора материалов при проектировании машин и механизмов, работающих в газовых средах, отличающихся от состава земной атмосферы, а также для назначения правильных режимов их эксплуатации.

ГЛАВА 2

ФИЗИЧЕСКИЕ, ХИМИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ЗОНЕ ТРЕНИЯ

Возникновение процессов в поверхностных слоях металла при внешнем трении

В основе внешнего трения деталей машин лежит взаимодействие их поверхностей, т. е. образование поверхностных связей, их работа и разрушение. Это взаимодействие приводит к упруго-пластическим деформациям поверхностных слоев трущихся деталей, которые в свою очередь способствуют возникновению и развитию вторичных физических, химических

и механических процессов. Для изучения процессов упруго-пластической деформации и всех вызванных ими вторичных явлений необходимо рассмотреть взаимодействие поверхностей при трении, установить причину возникновения поверхностных связей и механизм их работы и разрушения в процессе трения [43].

Изучать эти вопросы необходимо с учетом того, что при внешнем трении твердых тел возникает целый комплекс взаимосвязанных физических, химических и механических процессов, при рассмотрении некоторых надо принимать во внимание характеристики фрикционного контакта, механические свойства материала поверхностных слоев, а также микроскопические и субмикроскопические атомные механизмы адгезии, диффузии и дислокационные механизмы пластической деформации. Роль пластической деформации при взаимодействии поверхностей трения, образовании поверхностных связей и физического рельефа, а также в возникновении вторичных процессов изучена недостаточно.

При описании закономерностей возникновения и протекания физических, химических и механических процессов необходимо учитывать все эти факторы, а также реальное атомное строение пластически деформирующихся слоев металлов и иметь правильное представление о механизме взаимодействия трущихся поверхностей.

В большинстве исследований, связанных с изучением взаимодействия поверхностей при трении, не учитывают реальную внутреннюю структуру трущихся металлов, а также структуру их поверхностей, определяемую реальным строением. Очевидно, что в основу анализа взаимодействия поверхностей трения должны быть положены, кроме внешних параметров, зоны контакта и характеристики внутреннего строения твердых тел. Необходимо также учитывать влияние реального строения металла в объеме на строение поверхности и поверхностных слоев.

Взаимодействие поверхностей трения происходит на участках фактического контакта, который имеет дискретный характер. Дискретность контакта сопряженных поверхностей является необходимым условием протекания процесса внешнего трения.

Закономерности изменения степени дискретности контакта в зависимости от нагрузки, материала и начальной

шероховатости исследовали главным образом для условий статического контакта, а не контакта при движении [21].

Поверхностные связи при трении

Взаимодействие поверхностей и образование поверхностных связей на участках фактического контакта изучали многие исследователи [7]. Анализ проведенных в этой области работ показал, что при описании причин возникновения поверхностных связей, препятствующих движению контактируемых поверхностей и формирующих силу трения, использовали макроскопические представления о характере контакта и идеализированные схемы атомного строения твердых тел.

Важным условием создания удовлетворительных гипотез о механизмах внешнего трения в связи с изучением взаимодействия поверхностей является устранение несоответствия между уровнем представлений, используемых в существующих теориях внешнего трения, и современным состоянием физики твердого тела. Современное представление о реальном строении твердых тел хорошо раскрывается теорией дислокаций [8, 62, 90]. Все так называемые структурно-чувствительные свойства металлов и сплавов связаны с возникновением, размножением, движением и взаимодействием дислокаций. В соответствии с этой теорией каждое кристаллическое тело характеризуется определенным типом дислокаций и их плотностью. Поверхности реального кристаллического тела представляют собой сложную систему блоков, фрагментов, мозаик и выходов отдельных групп дислокаций.

Дислокационная структура в объеме реального кристаллического тела реализуется на поверхности этого тела в виде системы ступенек, впадин и выступов.

Поверхность идеального кристаллического тела может быть совершенно гладкой и иметь только атомную или молекулярную шероховатость.

Поверхность же реального кристаллического тела всегда имеет шероховатость, обусловленную его мозаично-дислокационным строением [30]. Эту шероховатость можно назвать тонким рельефом, или субмикрорельефом. Особенности строения поликристаллических тел, имеющих гетерогенную структуру, при нагружении и дефор-

мации вызывают не только возникновение субмикрорельефа. В процессе деформации таких твердых тел перемещения могут происходить по границам относительно крупных фрагментов, частей кристаллов и даже по границам зерен. При этом в процессе нагружения и деформации, наряду с субмикрорельефом, образуется своеобразный рельеф, имеющий выступы и впадины на несколько порядков больше, чем у субмикрорельефа [45].

В связи с дискретностью контактирования и неравномерностью напряженного состояния, рельеф, возникающий при трении, отличается от рельефа, который образуется при деформациях растяжения или сжатия. Развитие рельефа протекает по-разному в местах непосредственного контакта и в зоне влияния. Весьма существенно на формирование рельефа влияют пленки окислов и адсорбированные пленки смазки [45].

Таким образом, при нагружении и деформации поликристаллических неоднородных сплавов в процессе трения возникает сложный физический рельеф, образованный движением и взаимодействием дислокаций и их групп, перемещением блоков и фрагментов, частей и целых зерен. Основные параметры этого физического рельефа обусловлены напряженным состоянием, структурой и средой в зоне трения. Состав газовой среды в этом случае имеет большое значение, так как образование окисных пленок на поверхностях трения вносит существенные изменения во взаимодействие между поверхностями.

Необходимо отметить, что указанный рельеф не имеет ничего общего с микрорельефом, полученным в результате технологической обработки поверхности. Происхождение физического рельефа связано с внутренним строением твердых тел и может варьироваться в связи с пластической деформацией поверхностных слоев и всего объема металла. Значение обычного микрорельефа ограничивается характеристиками, оказывающими определенное влияние на начальный период работы узла трения.

Взаимодействие трущихся поверхностей связано с наличием физического рельефа на поверхностях контакта. Первой причиной, обуславливающей образование поверхностных связей и возникновение сил внешнего трения, является взаимодействие физических рельефов поверхностей контактирующих тел.

При изучении сущности процесса внешнего трения следует рассматривать рельеф кристаллических тел в его исходном состоянии перед началом контакта, изменение рельефа при трении движения и остаточное состояние рельефа после снятия нагрузки. Изменения физического рельефа при статическом нагружении и при трении обусловлены движением и взаимодействием дислокаций.

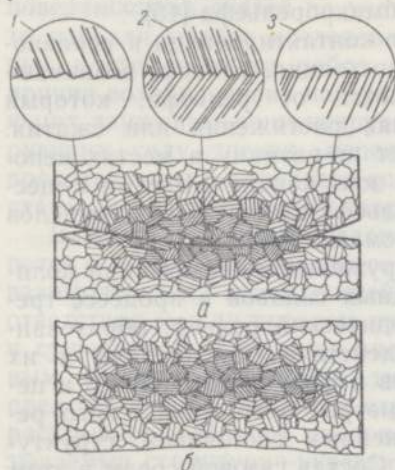


Рис. 1. Схема взаимодействия субмикрорельефов контактирующих поверхностей:
а — контакт в сечении (1, 2, 3 — сечения отдельных участков поверхностного слоя); б — контакт на поверхности в плане.

реди себя новый субмикрорельеф.

На рис. 1 приведена схема взаимодействия поверхностей при трении [43], а на рис. 2, 3, 4 — физический рельеф поверхностей реальных кристаллических тел.

Анализ процесса взаимодействия поверхностей при трении, основанный на современных представлениях об особенностях внутреннего строения и пластической деформации реального металла позволяет утверждать, что механическое взаимодействие физических (рабочих) рельефов трущихся поверхностей является первопричиной образования поверхностных связей, вызывающих упруго-пластическую деформацию поверхностного слоя и дальнейшие производные процессы. Это, по-видимому,

В отдельных точках физического контакта трущихся поверхностей при встрече субмикрощероховатостей даже при малых фактических напряжениях мгновенно возникает лес дислокаций в поверхностном слое и соответственно этому — огромное количество новых неровностей (ступенек и впадин). Новые дислокационные образования охватывают не только места фактического контакта, но и соседние участки поверхности металла, прилегающие к местам контакта.

Следовательно, при перемещении трущихся поверхностей пятна контакта всегда встречают впе-

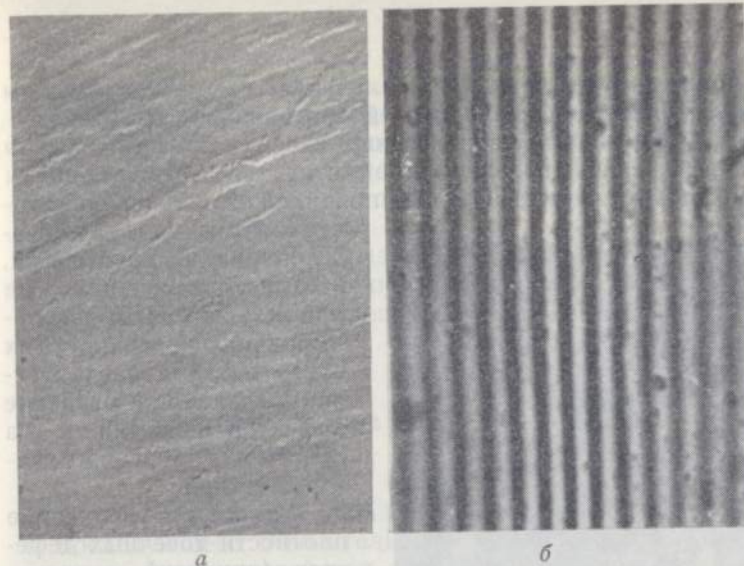


Рис. 2. Исходная поверхность металла:
а — вид в плане, $\times 2500$; б — интерферограмма исходной поверхности трения.

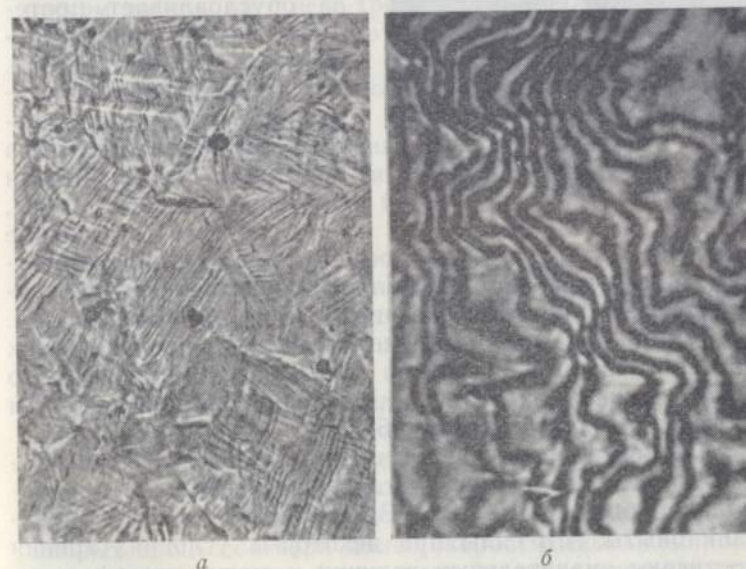


Рис. 3. Поверхность металла после приложения нормального давления дан/см^2 :
а — вид в плане, $\times 340$; б — интерферограмма поверхности

можно считать наиболее реальным объяснением природы взаимодействия поверхностей при внешнем трении.

Деформация поверхностных слоев в процессе трения и изменения дислокационной структуры существенным образом связана со второй причиной возникновения поверхностных связей—диффузионными процессами.



Рис. 4. Физический рельеф на поверхности трения стали, $\times 25\,000$.

Работа внешних сил при пластическом деформировании поверхностных слоев металла расходуется на создание и развитие дефектов решетки и на увеличение энергии их взаимодействия.

Резкое увеличение плотности точечных дефектов (вакансий и дислоцированных атомов) в поверхностных слоях металла обуславливает протекание диффузионных процессов в активных слоях. Эти процессы могут реализоваться за счет диффузионного потока атомов кислорода из физически адсорбированного слоя, вызывающего окисление

активных поверхностных слоев металла, или за счет взаимной диффузии атомов металлов контактируемых поверхностей, приводящей к развитию процесса схватывания.

Таким образом, применение теории дислокаций к изучению процессов трения и износа показывает, что схватывание и окисление при трении является единым диффузионным процессом [46].

Важной дополнительной составляющей в формировании сил трения являются так называемые адгезионно-молекулярные силы (силы Ван-дер-Ваальса). Как показали опыты, эти силы при некоторых условиях трения достигают значительных величин и могут рассматриваться как третья причина образования поверхностных связей.

Очевидно, что образование поверхностных связей в результате взаимодействия физических рельефов и протекания диффузионных процессов в поверхностных слоях зависит от степени пластической деформации поверхностных объемов металла, скорости скольжения, температуры, природы контактируемых металлов и состава газовой среды в зоне трения. Образование поверхностных связей за счет действия адгезионно-молекулярных сил зависит главным образом от площади фактического контакта трущихся поверхностей.

Процессы в зоне трения и их скорости

Вследствие образования поверхностных связей и последующего относительного перемещения контактирующих поверхностей под действием внешних сил в поверхностном слое металла возникает упруго-пластическая деформация, которая является первым и основным процессом работы внешнего трения. В свою очередь процесс упруго-пластической деформации способствует возникновению гаммы производных физических, химических и механических процессов на поверхностях и в поверхностных слоях трущихся тел.

В зависимости от условий внешнего трения и связанных с ними параметров, а также особенностей упруго-пластической деформации производные процессы, возникающие в поверхностных слоях металла, могут иметь различную скорость или интенсивность.

Условия для преобладающего развития тех или иных процессов в поверхностных слоях металла определяются внешними механическими воздействиями, средой и материалами трущихся пар.

Скорость скольжения контактирующих поверхностей (рис. 5) оказывает большое влияние на износ, так как при различных скоростях скольжения характер и интенсивность пластической деформации, а также температура поверхностных слоев будут способствовать развитию различных процессов. При малых скоростях скольжения максимальную скорость будет иметь процесс атермического схватывания, при средних — процесс окисления, а при больших скоростях — процесс термического схватывания.

Удельное давление оказывает большое влияние на скорость процессов атермического схватывания и незначительно влияет на скорость процесса окисления.

Среда, заполняющая зону трения, может быть газообразной, жидкой и твердой.

При наличии кислорода в газовой среде максимальную скорость будет иметь процесс окисления, а при отсутствии его — различные процессы контактного схватывания (рис. 6).

Газовая среда определяет характер ведущего процесса и его скорость, при-



Рис. 5. Принципиальная схема зависимости приведенного износа от скорости скольжения при постоянном удельном давлении (сухое трение):

1 — область износа схватыванием 1-го рода; 2 — область окислительного износа; 3 — область теплового износа.

чем главную роль в этом играет кислород. Из рис. 6 видно, что наличие кислорода в газовой среде обеспечивает максимальную скорость протекания процесса окисления, обуславливающего минимальную интенсивность износа.

В случае отсутствия или недостатка кислорода максимальную скорость приобретают процессы контактного схватывания, приводящие к катастрофическому росту износа.

На рис. 7 для сравнения приведены кривые зависимости износа от скорости скольжения для сухого трения и трения с граничной смазкой. Влияние жидкой среды на развитие процессов при граничном трении связано со

многими обстоятельствами. Наиболее важными из них являются те, при которых создаются условия для переходов от нормального к катастрофическому износу, когда максимальную скорость имеет процесс контактного схватывания, наступающий при меньших или больших скоростях в зависимости от состава жидкой среды.



Рис. 6. Принципиальная схема зависимости приведенного износа от наличия кислорода в газовой среде (сухое трение):

1 — область схватывания; 2 — область схватывания с окислением; 3 — область окисления.

Твердая смазочная среда влияет на температурную границу перехода от нормального износа к катастрофическому.

Влияние материалов кон-

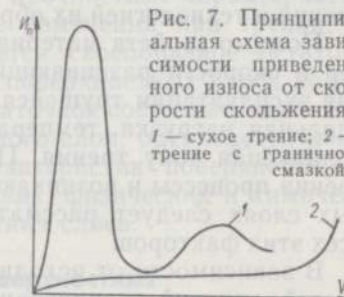


Рис. 7. Принципиальная схема зависимости приведенного износа от скорости скольжения: 1 — сухое трение; 2 — трение с граничной смазкой.

тактирующих поверхностей на основные процессы, сопровождающие внешнее трение, определяется главным образом их склонностью к развитию процессов схватывания и способностью к образованию на поверхностях трения прочных пленок окислов. Так как скорости процессов схватывания и окисления зависят от дислокационных механизмов пластической деформации поверхностных слоев, то наряду с выбором материалов важное значение приобретает технология обработки трущихся поверхностей деталей машин.

Влияние процесса трения на состояние поверхностей и поверхностных слоев металла

В результате протекания на поверхностях и в поверхностных слоях трущихся металлов физических, химических и механических процессов, обусловленных

работой поверхностных связей, исходная структура поверхностных слоев металла изменяется, претерпевая структурные и фазовые превращения. Направление и характер этого изменения определяются скоростью ведущего процесса. Структурные и фазовые превращения возникают и развиваются во время работы и после снятия нагрузки трением фиксируются в виде остаточных изменений.

Таким образом, в связи с процессом трения и износа необходимо рассматривать три состояния поверхностей и поверхностных слоев металла в узлах трения: исходное, рабочее и остаточное.

Исходное состояние поверхностей и поверхностных слоев определяется свойствами металлов элементов узла трения и технологией их обработки.

Помимо свойств материалов трущихся пар, на характер и скорости развивающихся процессов влияют условия эксплуатации трущейся пары (скорость скольжения, удельная нагрузка, температурный режим) и среда, заполняющая зону трения. Поэтому протекающие в зоне трения процессы и возникающие изменения в поверхностных слоях следует рассматривать в связи с действием всех этих факторов.

В зависимости от исходных свойств трущихся поверхностей, условий эксплуатации узла трения и среды, заполняющей зону трения, могут происходить текущие изменения в поверхностных слоях, обусловленные процессами деформации, адсорбционными, диффузионными, термическими процессами, процессами химических реакций, образованием и разрушением узлов схватывания, усталостными явлениями.

Под действием текущих изменений формируется рабочее состояние поверхностного слоя. В рабочем состоянии материал поверхностных слоев имеет фазовый состав, структуру, а следовательно, и свойства, отличные от исходного состояния. В поверхностном слое, находящемся в рабочем состоянии, возникают процессы, возможности развития которых обусловлены исходным состоянием поверхностного слоя и условиями эксплуатации.

В связи с тем, что при трении происходит переход от исходного состояния поверхностных слоев к рабочему состоянию, становится совершенно очевидным, что износостойкость, антифрикционность и фрикционность деталей машин определяется не только характеристиками исход-

ного состояния поверхности и поверхностного слоя узлов трения, но и данными, характеризующими состояние поверхностного слоя в процессе трения и износа. В связи с этим изучение текущих изменений, происходящих в зоне трения, представляет большой интерес.

подавляющее число машин и механизмов, как правило, не работают непрерывно, их работа обычно состоит из рабочих циклов и остановок. Поэтому все характеристики зоны трения, т. е. характеристики поверхности, поверхностных слоев и среды, заполняющей зону трения, могут изменяться, причем они могут быть обратимыми и необратимыми.

Микрорельеф, структура и прочностные характеристики испытывают необратимые изменения при трении, в результате чего и формируется своеобразное остаточное состояние поверхности и поверхностных слоев после снятия нагрузки трением. Остаточное состояние, как и исходное состояние поверхностного слоя, оценивается комплексом геометрических характеристик поверхности, а также комплексом механических, физических и химических характеристик поверхностных слоев.

Модели строения поверхностных слоев металла узлов трения при различных видах износа

Исследование процессов трения и износа деталей машин, изучение строения поверхностных слоев металла деталей, работавших при различных видах износа, а также лабораторные исследования трения металлов и сплавов позволяют представить в виде моделей строение поверхностных слоев металла узлов трения машин, формирующихся в процессе трения при различных видах износа. При разработке моделей строения поверхностных слоев металла учитывали физические, химические и механические процессы, происходящие в поверхностных слоях металла при трении, и участие среды, заполняющей зону трения, в протекании этих процессов.

На моделях представлено строение слоев в зоне трения при износе схватывания 1-го рода, окислительном, тепловом и абразивном [43].

Исходное состояние поверхностных слоев, определившееся природой металла и технологическими операция-

ми, примененными при изготовлении деталей, изменяется в процессе трения и износа под воздействием упругой и пластической деформаций, диффузии, физико-химических и термических процессов, связанных с упрочнением или разупрочнением и т. п. В результате этого поверхностные слои приобретают вторичные структуры с остаточными фазовыми и структурными изменениями, вызванными процессами, которые сопровождают трение и износ.

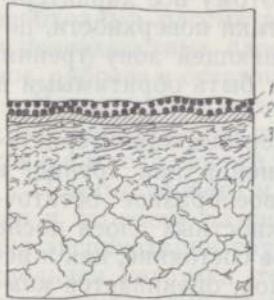


Рис. 8. Строение поверхностных слоев узла трения в исходном состоянии перед началом процесса сухого трения:

1 — физически адсорбированный кислород; 2 — химически адсорбированный кислород; 3 — пластически деформированный металл.

Так как на формирование вторичных структур большое влияние оказывает исходное состояние реальности таких моделей учитывали, что вопросы, касающиеся строения поверхностных слоев, относятся к проблеме граничного состояния вещества, при котором свойства и особенно поведение поверхностных слоев металла узлов трения, то рассмотрение моделей строения поверхностных слоев целесообразно начать с исходного состояния, т. е. с такого, в каком находятся поверхностные слои металла деталей машин после их окончательной обработки.

При построении и обосновании молекул (атомов) на границах фаз резко отличаются от объемного состояния.

На рис. 8 представлена модель строения поверхностных слоев узла трения в исходном состоянии перед началом процесса сухого трения скольжения. Первый слой физически адсорбированного кислорода и второй слой химически адсорбированного кислорода образовались в результате взаимодействия металла с кислородом воздуха.

Изучением процессов взаимодействия металлов с кислородом воздуха занимались многие исследователи. Б. Трепвел [96], Н. К. Адам [1], В. И. Архаров [3] изучали процессы физической и химической адсорбции кислорода на различных металлах. Состав и толщину первичной окисной пленки на железе исследовал У. Эванс [130]; толщина пленки была равна примерно 30 Å. А. Н. Фрейд-

лих с сотрудниками [135] установил, что после соприкосновения с воздухом образуется окисная пленка толщиной в 10 Å. Л. Тронстэл [167] определил, что толщина первичной окисной пленки на железе составляла не менее 20 Å.

Таблица 2

Упрочнение поверхностного слоя стальных деталей при различных методах механической обработки

Вид обработки	Значение степени наклепа поверхности $\times 100\%$ сердцевинны		Значение глубины наклепа, мк	
	среднее	наибольшее	среднее	наибольшее
Точение обычное и скоростное	120—150	200	30—50	200
Тонкое точение	140—180	220	20—60	—
Фрезерование торцовое	140—160	200	40—100	200
цилиндрическое	120—140	180	40—80	110
Сверление и зенкерование	160—170	—	180—200	250
Развертывание	—	—	—	—
Протягивание	150—200	—	20—75	—
Зубофрезерование и зубодолбление	160—200	—	120—150	—
Шевингование зуба	—	—	до 100	—
Шлифование круглой стали:				
незакаленной углеродистой	140—160	200	30—60	—
малоуглеродистой	160—200	250	30—60	—
закаленной*	125—130	—	20—40	—
Шлифование плоское	150	—	16—35	—
Притирка пастами ГОИ	112—117	—	3—7	—

* При тяжелых режимах шлифования и плохом охлаждении может иметь место отпуск закаленной стали, понижающий ее микротвердость. Глубина распространения отпуска может достигать 200 мк.

В процессе начальной стадии окисления железа на его поверхности образуется кристаллическая окисная пленка, состав и строение которой соответствует окиси γ —Fe₂O₃. Такие же данные были получены Г. Милем и У. Эвансом [148], Т. Имори [141], Г. Нельсоном [157]. При помощи электронографических измерений [18] установили, что предельная окисная пленка, образовавшаяся в начальной стадии окисления железа, по толщине состоит примерно из двух элементарных ячеек γ —Fe₂O₃, т. е. толщина ее

должна быть близка к 16—18 Å. Образование этой пленки происходит настолько быстро, что только при помощи специальных приборов можно проследить за ходом этого явления.

Характерной особенностью второй стадии процесса окисления при комнатной температуре является наличие предела утолщения окисной пленки, причем этот предел находится в области субмикроскопических толщин (до 150 Å). Образование окисной пленки на железе в присутствии сухого воздуха при нормальной температуре завершается в течение двух часов, причем в первые 15 мин происходит примерно 80—90% окисления. Эти данные подтверждаются электронографическими исследованиями П. Д. Данкова [18].

Третий слой — слой пластически деформированного металла образуется при обработке резанием и шлифованием. Исследования П. Е. Дьяченко [22], А. А. Маталина [75] и Б. И. Костецкого [47] показали, что этот слой имеет неодинаковые свойства в связи с различной степенью и величиной его деформации. В табл. 2 приведены данные по упрочнению поверхностного слоя стальных изделий при различных методах механической обработки (по данным А. А. Маталина [75]).

На рис. 9 представлена модель строения поверхностных слоев узла трения в исходном состоянии перед началом процесса граничного трения, а на рис. 10 — такая же модель перед началом процесса жидкостного трения.

Граничное трение в отличие от жидкостного осуществляется при такой малой толщине смазочного слоя, когда трение становится зависящим от рода трущихся поверхностей и взаимодействия их со смазочным слоем. Причина этого заключается в том, что граничные слои масла, взаимодействуя молекулярно с металлической поверхностью, приобретают структуру и свойства, отличные от имеющих в объеме. В то же время микроскопически тонкий слой металла у поверхности трения в результате адсорбционного действия поверхностно-активных веществ, находящихся в смазке, изменяет свои механические свойства, что значительно влияет на механизм и параметры процесса трения. Таким образом, изменяя размеры смазочного слоя, или величину зазора между трущимися поверхностями, можно осуществить два противоположных предельных случая трения.

При минимальном зазоре между трущимися поверхностями, который допускает образование жидкостного клина, обеспечивающего подчинение трения законам гидродинамики, осуществляется жидкостное трение.

Другой противоположный предельный случай трения, т. е. граничное трение, осуществляется при такой малой толщине смазочного слоя или при скорости скольжения

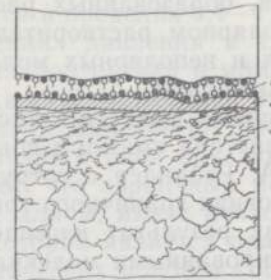


Рис. 9. Строение поверхностных слоев узла трения перед началом процесса граничного трения:

1 — физически адсорбированный кислород (черные кружочки); 2 — химически адсорбированный кислород; 3 — пластически деформированный металл.

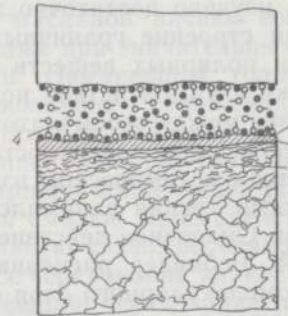


Рис. 10. Строение поверхностных слоев узла трения перед началом процесса жидкого трения:

1 — физически адсорбированный кислород и молекулы смазки; 2 — химически адсорбированный кислород; 3 — пластически деформированный металл; 4 — смазка.

настолько низкой, что клиновое гидродинамическое действие смазки перестает играть заметную роль. В этом случае решающее значение получает взаимодействие поверхностей трения между собой и с прослойкой смазочной жидкости, которая в этих условиях приобретает свойства квазитвердого тела.

В прослойке смазочной жидкости, как показано на моделях, имеются поверхностно-активные вещества и кислород, поступающий в смазку из воздуха. Взаимодействуя с поверхностными слоями металла, они изменяют фазовый состав, структуру и свойства последних. Следовательно, при граничном трении его закономерности определяются свойствами граничного смазочного слоя и тонкого поверхностного слоя металла, находящегося под воздействием поверхностно-активных веществ и кислорода.

Разрушение граничного смазочного слоя (десорбция, вытеснение, сгорание и т. п.) приводит к переходу граничного трения в сухое. Критерии этого перехода — нагрузка, скорость скольжения, а следовательно, и температура поверхностного слоя металла, очевидно, зависят от строения, состава и свойств граничного смазочного слоя. Строение граничного слоя, состоящего из полярных молекул, изучено достаточно хорошо, но еще остаются неясными строение граничных слоев, образованных растворами полярных веществ в неполярном растворителе, а также взаимодействие полярных и неполярных молекул смазки между собой и атомами кислорода.

Изучением поверхностно-активных веществ в адсорбционном и химическом взаимодействии смазки с поверхностями трения занимался П. А. Ребиндер с сотрудниками. Смазочное действие в условиях граничного трения П. А. Ребиндер расценивает как результат насыщения мономолекулярного слоя ориентированными молекулами поверхностно-активного вещества на поверхности металла.

По известной схеме полярная группа фиксируется на поверхностных атомах металла, а углеводородная цепь, направленная нормально к поверхности, обеспечивает наибольшее смазочное действие [88, 89].

Прочность связи смазочной прослойки с поверхностями металла определяется адсорбционным взаимодействием, которое может быть усилено чисто химической связью полярных групп с атомами металла. Эта прочность связи может соответствовать прочности связи в твердых телах [86].

Находящиеся в смазке поверхностно-активные вещества, адсорбируясь на поверхности металла, могут способствовать понижению коэффициента трения и износа. Кроме того, поверхностно-активные вещества в значительной степени адсорбционно размягчают тонкий поверхностный слой и облегчают деформацию и разрушение.

Адсорбционный эффект, непосредственно проявляющийся в смазочном действии при граничном трении, всегда вызывает понижение обычного эксплуатационного износа, что широко применяется в практике и лежит в основе использования достаточно поверхностно-активных смазочных материалов при режимах граничного трения.

Адсорбирующиеся компоненты смазки, например, жирные кислоты, могут химически взаимодействовать с тонким поверхностным слоем металла (особенно в присутствии кислорода), переводя его прежде всего на наиболее активных микронеровностях (выступах) в мягкое химическое соединение — мыло данного металла [16].

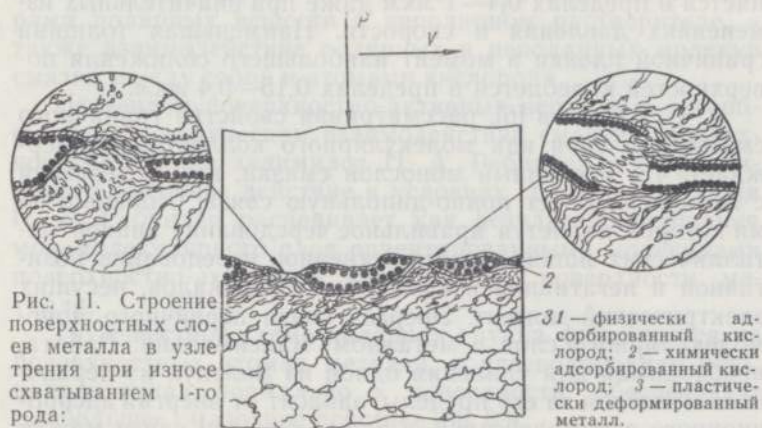
Исследования, проведенные Л. В. Елиным [23], показали, что толщина граничной масляной пленки сохраняется в пределах 0,4—1 мкм даже при значительных изменениях давления и скорости. Наименьшая толщина граничной пленки в момент наибольшего сближения поверхностей колеблется в пределах 0,15—0,4 мкм.

А. С. Ахматов [6], рассматривая свойства граничного смазочного слоя как молекулярного коллектива, утверждает, что первичный монослой смазки, взаимодействуя с металлом, имеет ионно-дипольную связь, особенностями которой является правильное чередование знаков металлических ионов и соответственное чередование позитивной и негативной конфигураций радикалов, несущих электрический момент. Энергия связи первичного мономолекулярного слоя с металлом максимальна. Работа, необходимая для удаления одной из молекул из первичного монослоя за его пределы, зависит от энергии адсорбционного взаимодействия, а также энергии связи между смежными дипольными группами и связи углеродных цепей. Все это обуславливает достаточно высокую механическую и тепловую прочность граничного смазочного слоя, что подтверждается экспериментально.

Для моделей строения поверхностных слоев металла при всех видах износа характерным является слой пластически деформированного металла. С процессом пластической деформации связаны возникновение поверхностных связей контактируемых поверхностей, резкое усиление процессов диффузии за счет увеличения плотности вакансий, упрочнение и разупрочнение металла поверхностных слоев, образование теплоты трения, особые процессы усталости металла и другие явления.

В большинстве деталей машин, работающих при износе схватыванием 1-го рода (рис. 11), пластическая деформация распространяется на глубину до 200 мкм [14] и обеспечивает максимальную скорость ведущего процесса образования узлов схватывания. В результате пластической деформации поверхностного слоя, обусловленной

действием нормальных и касательных сил, в местах фактического контакта разрушается окисная пленка и обнажаются ювенильные поверхности металла. В этих местах трущиеся поверхности настолько приближаются друг к другу, что в определенный момент происходит монолитное соединение (образование узлов схватывания) ювенильных участков, находящихся на взаимно передвигающихся поверхностях. С позиции теории несовершенных



кристаллов [53, 54] схватывание можно объяснить как процесс осуществления взаимной диффузии атомов металла на участках фактического контакта.

Это наблюдается при отсутствии кислорода в газовой среде, окружающей зону трения, или при таких условиях трения, когда диффузия кислорода происходить не может. Вследствие взаимного передвижения поверхностей трения образовавшиеся узлы схватывания разрушаются, а в других подготовленных для этого местах образуются. Таким образом, при этом виде износа происходит непрерывное образование и разрушение узлов схватывания.

Первичные слои физически и химически адсорбированного кислорода при трении разрушаются. Слой химически адсорбированного кислорода развития не получает и поэтому он не обнаруживается при металлографическом и рентгеновском анализе [44, 1].

На модели поверхностных слоев (рис. 11) слева показан момент образования узла схватывания, а справа —

момент разрушения этого узла с отделением частицы металла.

При фотографировании узла трения в процессе его работы при помощи кинофотокамеры [14] видно, что представленная и описанная модель строения поверхностных слоев металла в узлах трения при износе схватыванием 1-го рода соответствует действительности.

В формировании вторичных структур поверхностных слоев металла при окислительном износе главную роль играют процессы пластической деформации и процессы диффузии кислорода из окружающей газовой среды. При граничном трении наблюдаются не только процессы диффузии кислорода, но и процессы диффузии продуктов распада смазки, особенно углерода.

Процессы пластической деформации и диффузии при окислительном износе протекают одновременно, что способствует интенсификации диффузионного потока кислорода. Скорость окисления при этом приобретает максимальное значение, и процесс окисления становится ведущим. Увеличение коэффициента диффузии при пластической деформации объясняется увеличением концентрации вакансий при пластической деформации (см. гл. 1), потому что диффузионные процессы в металлах обусловлены способностью вакансий относительно легко мигрировать в кристалле благодаря тепловым флуктуациям. Многими исследователями в области трения и износа [44, 42, 48, 79] было установлено, что основным элементом, диффундирующим в пластически деформирующиеся слои металла при трении в нормальных атмосферных условиях, является кислород. Диффузия кислорода в сталь без образования химических соединений кислорода с железом идет только до предела насыщения, после чего из пересыщенного твердого раствора кислорода в железе происходит выпадение окислов железа различного химического состава. Эти процессы находят отражение на моделях строения поверхностных слоев (рис. 12, 13). Слой пластически деформированного металла распространяется на глубину 30—40 мкм. Он граничит со слоем твердого раствора кислорода в железе весьма малых размеров. Концентрация кислорода в этом слое переменна. Очевидно, на границе этого слоя с пластически деформированным слоем содержится минимальное количество кислорода. Надо полагать, что резкой границы между

этими слоями не существует, так как пластически деформирующийся металл постепенно насыщается кислородом. Максимальное количество кислорода содержится на границе раздела между слоем твердого раствора и слоем химических соединений (для железа — FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3). Слой химических соединений имеет толщину 15—30 мкм. Источником диффундирующих атомов кислорода является слой физически адсорбированного кислорода. По мере

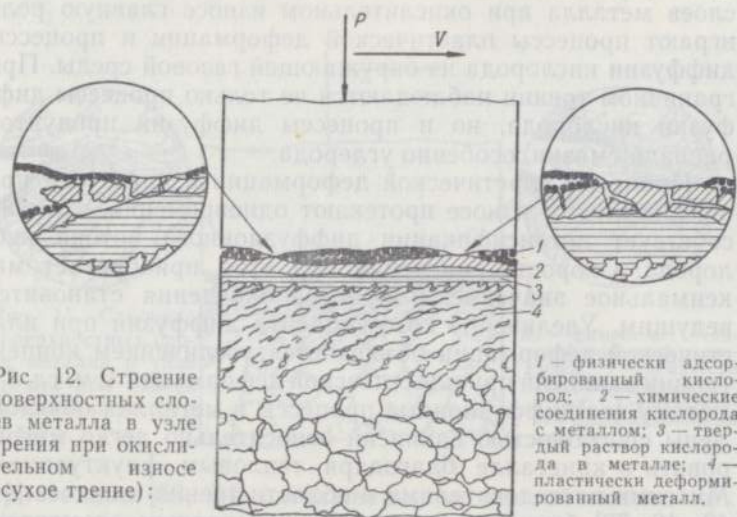


Рис 12. Строение поверхностных слоев металла в узле трения при окислительном износе (сухое трение):

1 — физически адсорбированный кислород; 2 — химические соединения кислорода с металлом; 3 — твердый раствор кислорода в металле; 4 — пластически деформированный металл.

диффузии ионов кислорода вглубь металла их место занимают новые атомы кислорода из окружающей газовой среды.

Окислительный износ при трении происходит за счет выкрашивания участков пленки окислов (см. рис. 12). Дисперсность выкрашивающихся частиц окислов зависит от свойств окислов и внешних механических воздействий.

Модель строения поверхностных слоев металла в узле трения при окислительном износе и наличии граничной смазки усложняется присутствием сложного физически адсорбированного слоя атомов кислорода и молекул поверхностно-активных веществ смазки (см. рис. 13). В результате взаимодействия поверхностно-активных веществ смазки с поверхностным слоем металла, а также вследствие диффузии в этот слой кислорода и продуктов диссо-

циации молекул смазки фазовый состав твердого раствора и слоя химических соединений будет более сложным, чем при сухом трении.

Ощутимый износ поверхностного слоя при граничном трении происходит при вытеснении граничного смазочного слоя и десорбции, а также при сгорании этого слоя, когда граничное трение переходит в сухое. Износ поверхностного слоя металла при граничной смазке происходит

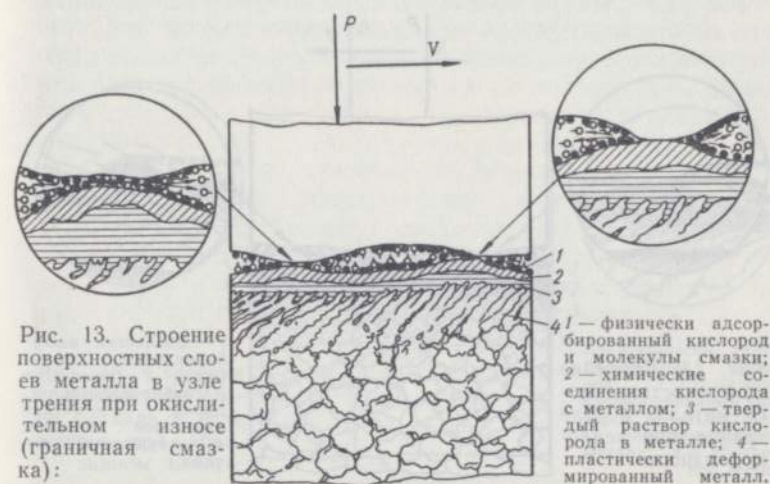


Рис. 13. Строение поверхностных слоев металла в узле трения при окислительном износе (граничная смазка):

1 — физически адсорбированный кислород и молекулы смазки; 2 — химические соединения кислорода с металлом; 3 — твердый раствор кислорода в металле; 4 — пластически деформированный металл.

при предельной деформации этого слоя и его охрупчивании без разрушения смазочного слоя. Интенсивность износа в этом случае чрезвычайно мала.

При тепловом износе модель строения поверхностных слоев металла в узлах трения характеризуется наличием слоя физически адсорбированного кислорода; очень тонкого во многих местах (в местах фактического контакта) разрушенного слоя химически адсорбированного кислорода; слоя вторичной закалки толщиной 15—20 мкм и отпущенного слоя толщиной до 35 мкм (рис. 14). Предпосылкой для образования слоя вторичной закалки и отпущенного слоя является резкое повышение температуры за счет пластической деформации металла поверхностных слоев. С увеличением температуры в зоне трения изменяются свойства контактируемых поверхностей, а также возникает состояние термической пластичности, вызывающее развитие теплового износа.

Слой вторичной закалки фиксируется при прекращении относительного движения трущихся поверхностей, так как быстрый нагрев создает большую концентрацию теплоты в тончайших поверхностных слоях металла, в результате чего температура повышается выше критической, а быстрый отвод тепла вглубь металла создает предпосылки для процесса закалки. Отвод тепла вглубь металла приводит к образованию отпущенного слоя.

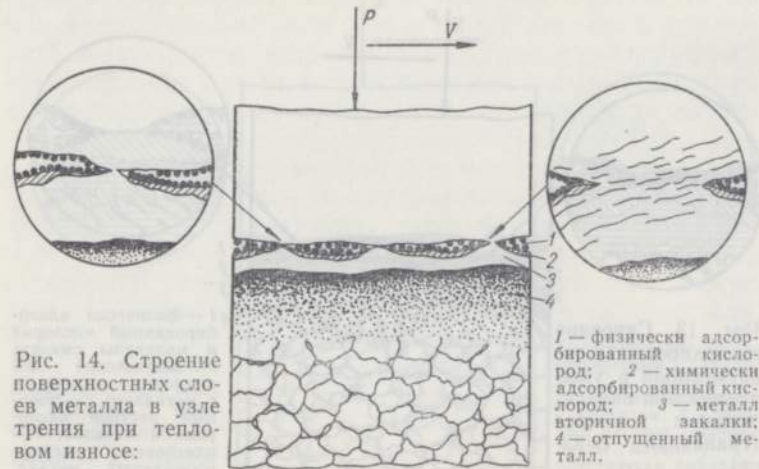


Рис. 14. Строение поверхностных слоев металла в узле трения при тепловом износе:

1 — физически адсорбированный кислород; 2 — химически адсорбированный кислород; 3 — металл вторичной закалки; 4 — отпущенный металл.

Износ поверхностного очень размягченного слоя металла вследствие нагрева до высоких температур происходит за счет образования узлов схватывания и вырыва металла при разрушении этих узлов в местах фактического контакта, где пленка окислов разрушена (рис. 14).

При абразивном износе происходит внедрение твердых абразивных частиц и скольжение их по поверхности контакта, а также срезание этими частицами микрообъемов металла поверхностных слоев, вследствие чего пластическая деформация распространяется на большую глубину — от 60 до 1100 мкм (рис. 15). Интенсивная пластическая деформация при абразивном износе объясняется тем, что абразивные зерна, имея, как правило, тупые углы и небольшую высоту выступающих частей, не режут, а скользят с большими усилиями по поверхности трения, пластически деформируя при этом поверхностные слои металла (рис. 15, I).

Более острые абразивные зерна (рис. 15, II), выступающие на большую величину от поверхности, в которой закреплены, также перед каждым циклом снятия стружки проскальзывают по поверхности трения. Врезание и снятие стружки происходит в те моменты, когда напряжение от совместного действия тангенциального и нормального усилий при трении превышает предел прочности изнашиваемого металла.

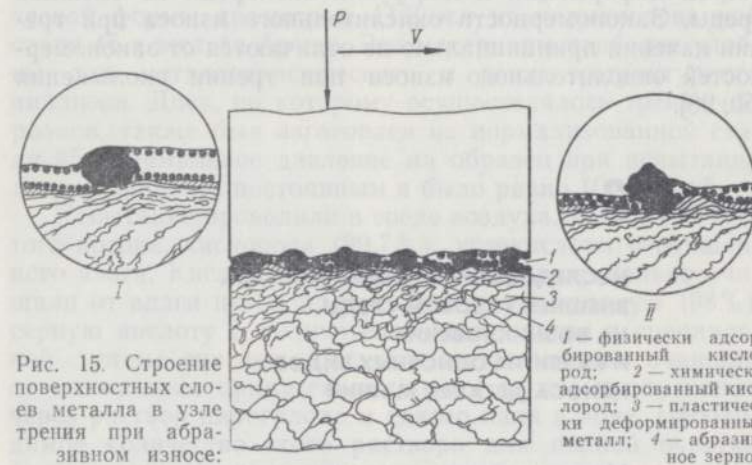


Рис. 15. Строение поверхностных слоев металла в узле трения при абразивном износе:

1 — физически адсорбированный кислород; 2 — химически адсорбированный кислород; 3 — пластически деформированный металл; 4 — абразивное зерно.

Интенсивная пластическая деформация способствует протеканию процесса диффузии кислорода из внешней газовой среды и образованию на поверхностях трения тонкой пленки окислов. При наличии твердых частиц абразива, способных снимать стружку, пленка окислов не сплошная, она разрушена в местах, где снималась стружка (см. рис. 15).

При трении металлических поверхностей по абразивной массе, состоящей из абразивных частиц, твердость которых меньше твердости металла, срезания стружки не происходит, а образуется более толстый, чем в первом случае, сплошной слой окислов. Разрушение поверхностей трения в этом случае происходит, как при окислительном износе [77].

Освидетельный износ деталей машин наблюдается чаще всего при трении качения; он обусловлен большими контактными напряжениями и особыми явлениями усталости

металла в поверхностных слоях. Во многих случаях трения этот вид износа сопровождается окислительными процессами.

При контактных напряжениях, не превышающих $150\text{--}200 \text{ дан/мм}^2$, подшипники качения работают длительное время (до 26 млн. циклов) при протекании только окислительного вида износа [49]. Окислительный износ при трении качения обусловлен процессами пластической деформации и диффузии кислорода из внешней среды. Закономерности окислительного износа при трении качения принципиально не отличаются от закономерностей окислительного износа при трении скольжения [50, 98].

ГЛАВА 3

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ВНЕШНЕЙ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА ВОЗНИКНОВЕНИЕ И РАЗВИТИЕ ОСНОВНЫХ ВИДОВ ИЗНОСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Методика исследования и результаты испытания стали в различных средах

В лабораторных условиях автор исследовал влияние состава газовой среды на возникновение и развитие основных видов износа деталей машин: схватыванием 1-го рода, окислительного и теплового (схватыванием 2-го рода). При испытании производили металлоструктурный анализ поверхностей трения и поверхностных слоев образцов, измеряли микротвердость, определяли приведенный износ, т. е. износ образцов за 1000 м пути трения на 1 см^2 площади трения, и замеряли силу трения. Для определения фазового состава поверхностных слоев образцов, подвергавшихся различным видам износа, применяли рентгеновский анализ.

Испытания производили на машине трения КЕ-2 [41], представляющей собой герметическую камеру, внутри ко-

торой в вертикальной плоскости вращается с постоянной скоростью эталонный диск. К торцевой плоскости диска прижимается образец из испытуемого металла. Образец закрепляется на конце двуплечего рычага, второй конец которого опирается на пружину динамометра. Устанавливая образец на различных расстояниях от центра, можно изменять скорость скольжения образца относительно диска.

Для испытания были изготовлены образцы цилиндрической формы диаметром 11,3 мм из нормализованной стали 45 и железа Армко. Эти материалы наиболее удобны для металлографического и рентгеноструктурного анализов. Диск, по которому осуществлялось трение образцов, также был изготовлен из нормализованной стали 45. Нормальное давление на образец при испытании поддерживалось постоянным и было равно 10 дан/см^2 .

Испытание проводили в среде воздуха, химически чистого аргона, кислорода (99,7%), углекислоты и очищенного азота. Кислород, аргон и азот предварительно очищали от влаги путем пропускания через крепкую (98%) серную кислоту и силикагель, находящиеся в специальной системе очистки. Азот еще дополнительно очищали от возможных примесей кислорода путем пропускания через раствор пирогалла и едкого кали в воде. Необходимое количество этого раствора для полной очистки азота от кислорода определяли по объему газа, прошедшего через систему очистки. Перед каждым опытом камеру машины тщательно очищали от остатков воздуха путем продувки соответствующим газом. После продувки в камере устанавливался поток газа с небольшим избыточным давлением, создаваемым водяным затвором.

При испытании скорость скольжения образцов изменялась от 1,5 до $10,5 \text{ м/сек}$, что при нормальном давлении на образец 10 дан/см^2 позволило воспроизводить окислительный и тепловой виды износа в среде воздуха нормального состава.

В каждой газовой среде испытание проводили при семи различных скоростях скольжения. Эталонный диск перед испытанием шлифовали на плоскошлифовальном станке.

Чистоту поверхности доводили до 10 класса. Образцы после шлифования окончательно обрабатывали на микронной шлифовальной бумаге М-20. Каждый образец

испытывали 20—25 мин за исключением испытаний в среде аргона и углекислоты, где время испытания на больших скоростях скольжения регламентировалось скоростью износа образца. Во время испытания замеряли температуру образцов на расстоянии 1 мм от поверхности трения искусственной термопарой из хромель-алюмелевых термоэлектродов диаметром 0,3 мм.

На основании данных, полученных при испытании, были построены зависимости весового износа и коэффициента трения от скорости скольжения и газовой среды, а также кривые зависимости микротвердости поверхности трения от газовой среды и скорости скольжения. Сначала опыты проводили в воздушной среде и результаты их были приняты за исходные. Затем при таких же условиях подготовки образцов и эталонного диска опыты выполняли в других газовых средах. Результаты микроанализа, приведенный износ, силы трения, микротвердость поверхностей трения и другие характеристики, полученные при испытаниях в различных газовых средах, сравнивали с результатами испытаний в воздушной среде [79, 80].

Испытания в воздушной среде. При трении образцов из нормализованной стали 45 в воздушной среде в диапазоне скоростей скольжения от 1,5 до 4,5 м/сек наблюдается окислительный износ, так как в этих условиях трения скорости окислительных процессов превышают скорости всех других процессов. Окислительный износ сопровождается образованием сплошных слоев химических соединений кислорода с железом FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4 . Износ поверхностного слоя происходит за счет образования и последующего разрушения хрупких слоев окислов.

Продукты износа представляют собой темнобурый мелкодисперсный порошок смеси окислов железа.

Микрофотография поверхности трения, характерной для окислительного износа, происходящего при скорости скольжения 1,5 м/сек, приведена на рис. 16. На этой фотографии, кроме серых пленок окислов, видны небольшие участки белого цвета, представляющие собой твердый раствор кислорода в железе или смесь твердого раствора и мельчайших частиц низших окислов железа.

На рис. 17 приведена микроструктура сечения поверхностных слоев, свойственная образцам, которые испытывались в диапазоне скоростей скольжения 1,5—4,5 м/сек.

Как видно из рисунка, на поверхности трения имеется белый нетравящийся слой. Микротвердость этого слоя находится в пределах от 1030 до 1278 $дан/мм^2$, в то время как твердость пластически деформированного металла, лежащего непосредственно под этим слоем, равна 525 $дан/мм^2$ и с увеличением расстояния от поверхности



Рис. 16. Микрофотография поверхности трения образца из стали 45, подвергнувшегося испытанию в воздушной среде, (скорость скольжения 1,5 м/сек), $\times 100$.

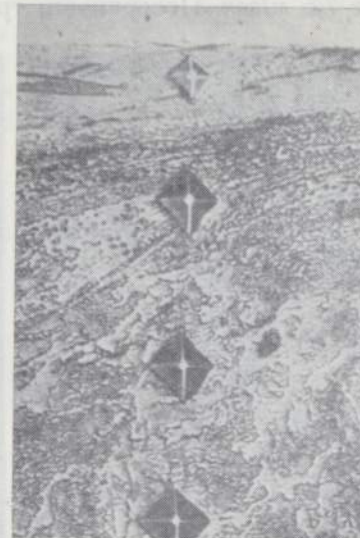


Рис. 17. Микроструктура сечения поверхностных слоев образца из стали 45, подвергнувшегося испытанию в воздушной среде, (скорость скольжения 1,5 м/сек), $\times 600$.

трения постепенно снижается до 250 $дан/мм^2$, что соответствует твердости перлита исходной нормализованной стали 45.

С увеличением скорости скольжения окислительный вид износа переходит в тепловой, сопровождающийся размягчением металла, контактным схватыванием и оплавлением поверхностей трения. При этом виде износа максимальную скорость приобретает процесс термического схватывания. В опытах, выполненных автором, тепловой износ наблюдается в диапазоне скоростей сколь-

жения от 4,5 до 7,5 м/сек и при дальнейшем увеличении скорости скольжения переходит в окислительный.

Характерная микрофотография поверхности трения для теплового износа приведена на рис. 18, а.

Микрофотография поверхности трения, приведенная на рис. 18, б, характерна для скоростей скольжения выше 7,5 м/сек. Поверхности трения образцов, подвергав-

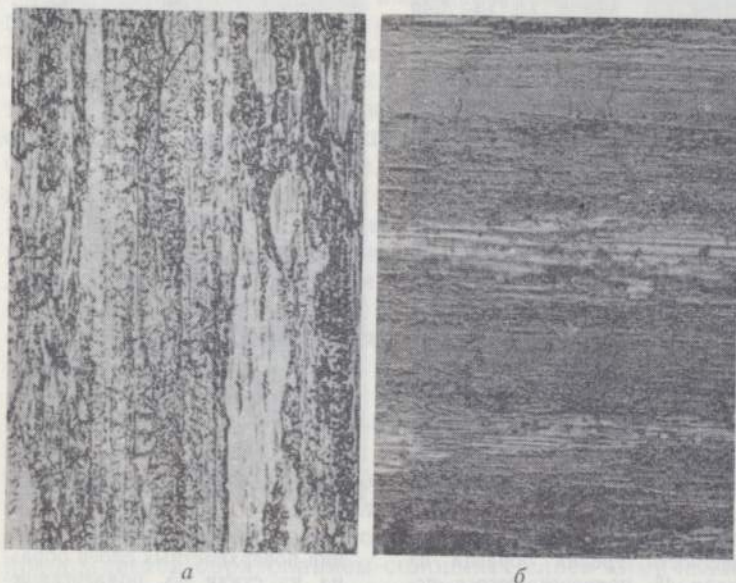


Рис. 18. Микрофотографии поверхности трения образцов из стали 45, подвергавшихся испытанию в воздушной среде:

а — скорость скольжения 6 м/сек, $\times 300$; б — скорость скольжения 10,5 м/сек, $\times 100$.

шие испытанию на этих скоростях, покрыты сплошными пленками окислов. Металлографический анализ сечения поверхностных слоев также выявляет наличие на поверхности трения белого нетравящегося слоя. Твердость его равна 776—1030 дан/мм² ($H_{\text{В}50}$), а твердость металла, находящегося непосредственно под этим слоем, — 490 дан/мм² и с увеличением расстояния от поверхности трения постепенно снижается до 250 дан/мм².

Зависимость величины приведенного износа от скорости скольжения для воздушной среды выражена гра-

фически кривой 4 на рис. 19. Как видно из графика, износ при окислительном трении значительно меньше, чем при тепловом благодаря наличию окисных пленок, разделяющих поверхности трения и таким образом препятствующих развитию явления контактного схватывания.

Характер изменения коэффициента трения показан на рис. 20 (кривая 3).

В области окислительного износа (1,5—4,5 м/сек) коэффициент трения зависит от состава и свойств окисных

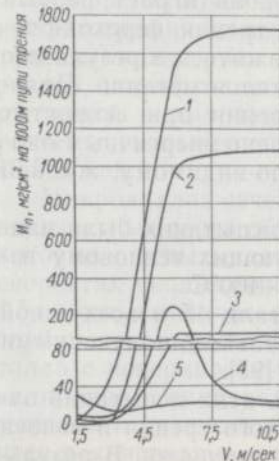


Рис. 19. Кривые зависимости приведенного износа стали 45 от скорости скольжения и газовой среды:

1 — аргон; 2 — углекислота; 3 — азот; 4 — воздух; 5 — кислород.

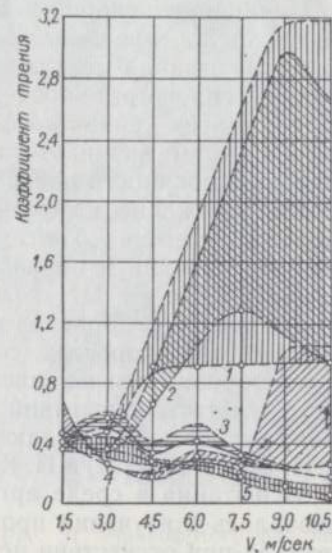


Рис. 20. Зависимости коэффициента трения стали 45 по стали 45 от газовой среды и скорости скольжения:

1 — аргон; 2 — углекислота; 3 — воздух; 4 — азот; 5 — кислород.

пленок и изменяется по мере повышения скорости скольжения, а следовательно, и температуры на поверхностях трения.

Сила трения зависит от работы трения, которая в данном случае определяется механическими свойствами окисных пленок, их связью с основным металлом и способностью к диспергированию.

При переходе окислительного износа в тепловой наблюдается падение коэффициента трения.

В области теплового износа (4,5—7,5 м/сек) величина силы трения зависит главным образом от температуры внешнего трения, повышающейся с увеличением скорости скольжения и определяющейся двумя факторами:

- 1) действительной площадью участков контактного схватывания трущихся поверхностей;
- 2) прочностью макрообъемов металла поверхностных слоев, участвующих в схватывании [51].

Начиная со скорости скольжения 4,5 м/сек, наблюдается увеличение силы трения за счет развития контактного схватывания металла трущихся поверхностей. В этой стадии теплового износа главную роль играет первый фактор. Затем кривая коэффициента трения, переходя через максимум, начинает плавно понижаться в результате снижения прочности поверхностного слоя металла. Дальнейшее снижение коэффициента трения при скоростях скольжения выше 7,5 м/сек обусловлено энергичным окислением металла и образованием, по-видимому, жидкой фазы окислов.

Температура образцов во время испытания была наибольшей при скоростях, соответствующих тепловому износу. Образцы нагревались до 350—400°C.

Результаты испытаний износа стали 45 в воздушной среде полностью совпадают с результатами, полученными Б. И. Костецким [51] и П. К. Топехой [95].

Испытания в среде аргона. Цель этих испытаний заключалась в изучении процессов сухого трения и износа металла при отсутствии источников окисления. В результате проведенных испытаний установлено, что в диапазоне скоростей скольжения от 1,5 до 10,5 м/сек наблюдается развитие процессов контактного схватывания, обуславливающих при больших скоростях скольжения исключительно интенсивной тепловой износ. При скорости скольжения 1,5 м/сек интенсивность износа очень малая, так как при этих условиях процессы контактного схватывания достаточного развития не получают.

Микроанализ сечения поверхностных слоев образцов, испытывающихся на малых скоростях скольжения, выявляет только интенсивную пластическую деформацию. Микротвердость деформированных поверхностных слоев колеблется в пределах 850—750 дан/мм². С увеличением скорости скольжения твердость поверхностных слоев снижается вследствие процесса рекристаллизации, а интен-

сивность процессов схватывания увеличивается. Последнему способствует размягчение поверхностных слоев металла вследствие повышения температуры.

Начиная со скорости 4,5 м/сек в течение первых минут опыта образцы разогревались до 1100—1200°C, и металл образцов, находящийся вблизи поверхности трения, переходил в жидкое состояние.

Продукты износа имели вид чешуек застывшего металла размером 2—3 мм².

На рис. 21 приведена микрофотография поверхности трения, характерная для образцов, подвергавшихся испытаниям в диапазоне скоростей скольжения 4,5—10,5 м/сек.

Микроанализ сечения поверхностных слоев образцов, которые испытывали при скоростях скольжения выше 4,5 м/сек, выявляет сильное глубинное вырывание металла с поверхности трения, налипание расплавленного металла и интенсивный процесс рекристаллизации, приводящий к значительному измельчению зерен поверхностных слоев по сравнению с исходным металлом.

Зависимость приведенного износа от скорости скольжения выражена кривой 1 (см. рис. 19).

При скорости скольжения 1,5 м/сек приведенный износ имеет минимальное значение (3,77 мг), но с увеличением скорости скольжения он катастрофически растет, достигая 1600 мг при скорости скольжения 6 м/сек. При очень больших скоростях скольжения интенсивность износа остается постоянной. Это, очевидно, объясняется понижением температуры образцов, так как в интервале скоростей скольжения 4,5—7,5 м/сек образцы нагрева-



Рис. 21. Микрофотография поверхности трения образца из стали 45, подвергавшегося испытанию в среде аргона (скорость скольжения 6 м/сек), $\times 100$.

лись до температуры 1100—1200°C, а при скоростях более 7,5 м/сек — до 800—900°C. Изменение коэффициента трения в зависимости от скорости скольжения образца показано на рис. 20 (кривая 1). Как видно из графика, при скорости скольжения до 3 м/сек коэффициент трения невысокий (0,47) вследствие того, что при малых скоростях скольжения интенсивность развития процессов схватывания очень малая, так как температура на плоскостях трения относительно низкая. С увеличением скорости скольжения сила трения, а следовательно, и коэффициент трения резко возрастают и в пределах одного опыта колеблются в широком диапазоне (заштрихованная область на графике). Так, например, при скорости скольжения 9 м/сек коэффициент трения колеблется в пределах 0,93—3,17.

Изменение коэффициента трения в этих опытах мгновенными скачками обуславливается протеканием теплового износа в чистом его виде, при котором процессы схватывания достигают своего максимального развития. Развитию этих процессов окисные и адсорбированные пленки препятствий не оказывают, так как существующие до испытания на поверхностях трения пленки на больших скоростях быстро разрушаются, а новые в атмосфере аргона не образуются.

Испытания в среде азота. Азот, как и аргон, исключает возможность окисления при трении. Испытания в среде азота дают возможность изучить влияние азота как составляющей воздуха на процессы трения и износа.

В результате испытаний и металлографических исследований поверхностей трения образцов и диска установлено, что при трении в среде азота во всем диапазоне скоростей 1,5—10,5 м/сек износ образцов происходит в результате протекания явлений контактного схватывания. Развитию этих явлений с увеличением скорости скольжения способствует повышение температуры на поверхностях трения. Таким образом, в среде азота также, как и в среде аргона, наблюдается тепловой износ, но интенсивность износа в азоте, особенно на больших скоростях, значительно меньше. При малых скоростях скольжения тепловой износ находится в самой начальной стадии своего развития; поверхность трения свободна от пленок. На ней видно небольшое количество разрушенных участков схватывания.

Микротвердость поверхности трения колеблется в пределах от 770 до 560 дан/мм², причем с увеличением скорости скольжения она снижается.

Анализируя микроструктуру поверхностей трения образцов (рис. 22), легко проследить за качественным развитием процесса контактного схватывания при тепловом

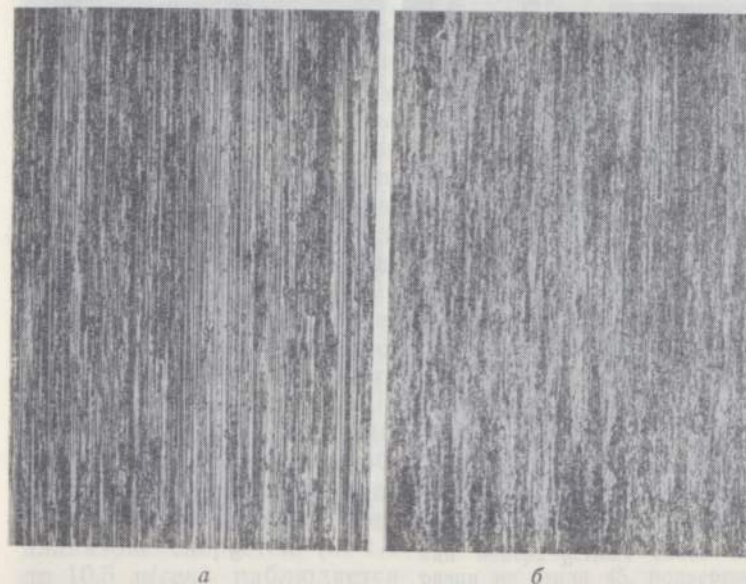


Рис. 22. Микрофотография поверхности трения образцов из стали 45, подвергавшихся испытанию в среде азота: а — скорость скольжения 4,5 м/сек; б — скорость скольжения 9,5 м/сек, $\times 100$.

износе. С увеличением скорости скольжения размеры отдельных узлов схватывания уменьшаются, но количество их возрастает и при больших скоростях скольжения ими покрывается вся поверхность трения. Такой характер развития процесса схватывания обуславливается повышением температуры на плоскостях трения с увеличением скорости скольжения. При повышении температуры пластичность металла повышается, прочность снижается, вследствие чего увеличивается количество контактируемых точек, а объем металла, участвующего в образовании отдельных узлов схватывания уменьшается.

Температура образцов во время испытаний с увеличением скорости скольжения постепенно повышалась и при больших скоростях скольжения (9,0—10,5 м/сек) достигала 500—550°C.

Металлографический анализ сечений поверхностных слоев образцов, испытывавшихся при различных скорос-

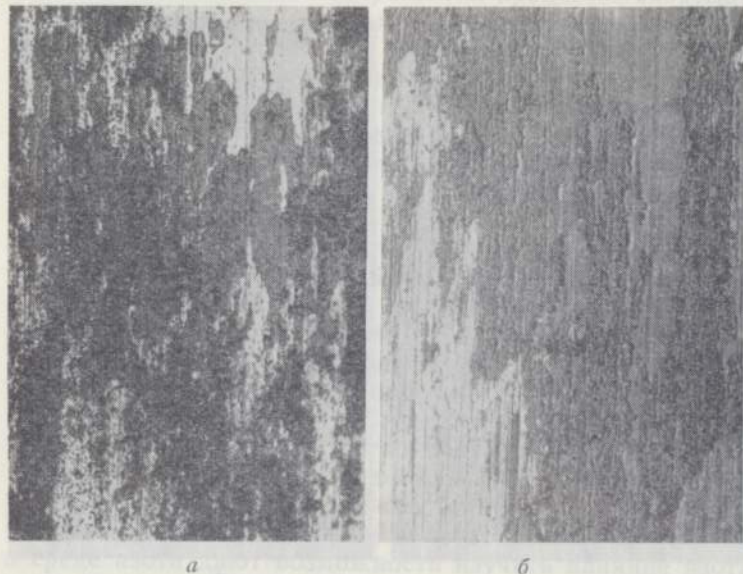


Рис. 23. Микрофотографии поверхности трения образца из стали 45, подвергнувшегося испытанию в среде азота: а — скорость скольжения 1,5 м/сек; б — скорость скольжения 7,5 м/сек, $\times 100$.

тях скольжения, выявляет значительную пластическую деформацию и увеличение в результате этого твердости поверхностного слоя. Слой, подобного белому, образующемуся при трении в среде воздуха, в среде азота обнаружено не было.

Продукты износа при испытании в среде азота представляют собой смесь частиц металла различной дисперсности.

Зависимость приведенного износа от скорости скольжения представлена на рис. 19 кривой 3.

При малых скоростях скольжения приведенный износ находится в пределах 6—7 мг. Такой незначительный из-

нос объясняется тем, что процесс контактного схватывания в среде азота не получает достаточного развития.

С увеличением скорости скольжения наблюдается резкое повышение интенсивности износа вследствие развития процесса контактного схватывания. Интенсивность износа так же, как и в воздушной среде, при скорости 6 м/сек достигает максимального значения, но не уменьшается, а остается постоянной при дальнейшем увеличении скорости скольжения.

Зависимость коэффициента трения от скорости скольжения представлена кривой 4 на рис. 20, из которого видно, что коэффициент трения колеблется в широких пределах. Это обусловлено природой процесса контактного схватывания.

Испытания в среде кислорода. При испытании образцов в среде кислорода установлено, что во всем диапазоне скоростей (от 1,5 до 10,5 м/сек) наблюдается только окислительный износ. Процесс сопровождается образованием и разрушением на поверхностях трения пленок химических соединений кислорода с железом различного состава и пленок твердого раствора кислорода в железе различной концентрации.

При всех скоростях скольжения подавляющее большинство площади трения покрыто темнокоричневыми и серыми пленками окислов, но имеются небольшие участки и белого цвета, характерные для твердого раствора кислорода и железа (рис. 23). Следов схватывания на плоскостях трения образцов и диска не обнаруживается.

Микроанализ поверхностных слоев образцов, испытывавшихся на всех скоростях скольжения, выявляет

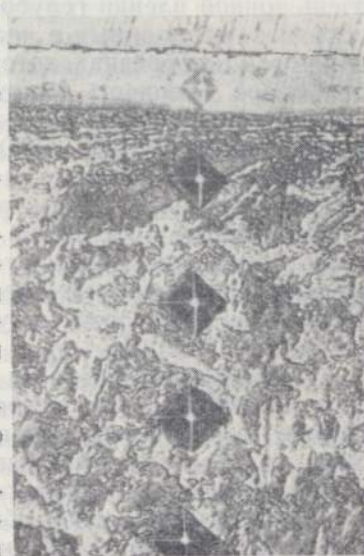


Рис. 24. Микроструктура сечения поверхностных слоев образца из стали 45, подвергнувшегося испытанию в среде азота (скорость скольжения 1,5 м/сек), $\times 600$.

на поверхностях трения наличие белого нетравящегося слоя, аналогичного слою на образцах, которые испытывались в воздушной среде. Под белым слоем обнаруживается пластически деформированная структура основного металла, а на поверхности белого слоя имеются участки очень тонкой пленки голубоватого цвета. Белый слой на образцах, испытанных в кислороде, имеет большую толщину, чем на образцах, которые испытывали в воздушной атмосфере. Твердость белого слоя на образцах, которые испытывали на скоростях скольжения 1,5—6 м/сек, находится в пределах 1278—1030 дан/мм², а твердость пластически деформированного металла, лежащего непосредственно под белым слоем, равна 525 дан/мм², (рис. 24). С увеличением расстояния от поверхности трения твердость постепенно понижается в результате уменьшения степени пластической деформации и доходит до 250 дан/мм², что соответствует твердости перлита нормализованной стали 45.

С увеличением скорости скольжения свойства белого слоя изменяются. Он становится более хрупким и приобретает голубоватый оттенок. Микротвердость белого слоя на образцах, испытывавшихся при больших скоростях скольжения (10,5 м/сек), равна 1030—776 дан/мм².

Природа белых слоев, обнаруженных на образцах, которые испытывали в среде кислорода, аналогична природе белых слоев, выявленных при трении в среде воздуха на режимах окислительного износа. Эти слои представляют собой продукты взаимодействия железа с кислородом различного фазового состава. Температура образцов во время испытания была невысокой. Образцы нагревались до 280—320°C.

Зависимость приведенного износа от скорости скольжения представлена кривой 5 на рис. 9. Из графика видно, что приведенный износ с увеличением скорости скольжения практически остается постоянным. Интенсивность износа при трении в кислороде несколько выше, чем при трении в воздушной среде, особенно на режиме окислительного износа при малой скорости скольжения. Это объясняется очень интенсивным процессом окисления в среде кислорода и образованием высших окислов, легко диспергирующихся при трении.

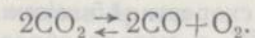
Сила трения при испытаниях в атмосфере кислорода меньше, чем при испытаниях в воздушной среде, и с уве-

личением скорости скольжения постепенно снижается. Коэффициент трения с увеличением скорости скольжения снижается от 0,38 при скорости скольжения 1,5 м/сек до 0,056 при скорости 10,5 м/сек (см. рис. 20, кривая 5), что обуславливается качественным изменением пленок окислов в связи с повышением температуры на поверхностях трения. При высоких скоростях скольжения могут создаваться условия для образования жидких пленок окислов.

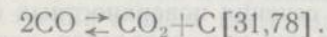
Испытания в среде углекислоты. Цель этих испытаний заключается в изучении процесса трения и износа металла в среде газа, содержащего химически связанный кислород. Кроме этого, углекислота является основной составляющей продуктов сгорания, в среде которых работают многие трущиеся пары машин. Характер и скорость протекания процессов на поверхностях трения в среде такого газа как углекислота в большой степени определяется парциальным давлением кислорода диссоциации, которое зависит от температуры.

На основании проведенных испытаний установлено, что при скоростях скольжения 1,5—3 м/сек протекает окислительный износ. При повышении скорости скольжения наблюдается скачкообразный переход окислительного износа в тепловой. В диапазоне скорости скольжения 4,5—10,5 м/сек протекает очень интенсивный тепловой износ. Износ при больших скоростях почти в 1000 раз больше, чем при малых.

В процессе трения образцов в среде углекислоты на плоскостях скольжения, где температура достаточно высокая, происходит диссоциация молекул углекислоты:



Продукт диссоциации — окись углерода — благодаря присутствию катализатора — карбида железа — также диссоциирует [31, 78]:



Таким образом, при трении в атмосфере углекислоты на поверхностях трения имеются свободный кислород и углерод. Как показал металлографический анализ, при малых скоростях скольжения (1,5—3 м/сек) свободный кислород диффундирует в поверхностные слои металла, образуя химические соединения и твердые растворы кислорода в железе.

Свободный углерод откладывается на поверхностях трения в виде черных, легко стирающихся порошкообразных продуктов. Кроме отложений углерода, на поверхности трения находятся пленки окислов и твердых растворов кислорода в железе, имеющие вид более светлых участков. С увеличением скорости скольжения частицы углерода на поверхностях трения задерживаются в значительно меньших количествах.

Металлографический анализ сечения поверхностных слоев образцов, которые испытывали при скоростях скольжения 1,5—3 м/сек, выявляет наличие на поверхностях трения белого слоя, аналогичного по свойствам белым слоям, выявленным на образцах, испытывавшихся в атмосфере воздуха и кислорода. Этот слой плохо травится и имеет очень высокую микротвердость, равную 1428—1030 дан/мм². Микротвердость пластически деформированного металла, лежащего непосредственно под белым слоем, равна 373 дан/мм² и по мере увеличения расстояния от поверхности трения постепенно снижается до 250 дан/мм².

При увеличении скорости скольжения характер процессов, происходящих на поверхностях трения, резко меняется, так как диссоциация углекислоты на плоскостях трения происходить не успевает. В результате этого вид износа скачкообразно изменяется. При скоростях скольжения, больших 3 м/сек, наблюдается очень интенсивное развитие теплового износа. Разрушение при этом является следствием размягчения поверхностных слоев, контактного схватывания, смятия, налипания и оплавления металла. Начиная со скорости 4,5 м/сек образцы нагревались до 1100—1200°C, и металл образцов, находящийся вблизи поверхностей трения, переходил в жидкое состояние. Продукты износа имели вид чешуек размером 2—3 мм².

Микроанализ сечения поверхностных слоев образцов, которые испытывали при скоростях скольжения выше 4,5 м/сек, выявляет следы вырывов металла с поверхностей трения и интенсивный процесс рекристаллизации, приводящий к значительному измельчению зерен поверхностных слоев по сравнению с исходной структурой металла. Микротвердость слоев невысокая и с увеличением расстояния от поверхности трения постепенно снижается от 458 до 250 дан/мм².

На графике зависимости величины приведенного износа от скорости скольжения (см. рис. 19, кривая 2) видно, что при скорости 1,5 м/сек приведенный износ ничтожно мал. Образцы при этой скорости испытывали в течение 25 мин и при взвешивании их после испытаний на аналитических весах с точностью до четвертого знака уменьшения веса не обнаруживалось. Этот факт объясняется наличием на поверхностях трения большого количества углерода, играющего роль смазки, и очень твердых химических соединений кислорода с железом. По этой же причине износ образцов, которые испытывали при скорости 3 м/сек, также ничтожно мал (1,944 мг).

Зависимость коэффициента трения от скорости скольжения представлена кривой 2 на рис. 20, из которого видно, что при скоростях скольжения 1,5—3 м/сек, благодаря присутствию на поверхностях трения углерода коэффициент трения низкий и изменяется незначительно — от 0,32 до 0,35.

Сила трения при испытании на этих скоростях постоянна и в пределах одного опыта колебаний ее не наблюдается. С увеличением скорости скольжения вследствие изменения вида износа коэффициент трения резко возрастает и в пределах одного опыта колеблется в широком диапазоне. Причиной этого является интенсивное развитие при тепловом износе явлений контактного схватывания.

Влияние газовой среды на процессы трения и износа железа Армко

Образцы из железа Армко исследовали в среде воздуха, кислорода и азота по методике, описанной в начале этой главы. На основании полученных данных установлено, что при трении в среде кислорода наблюдается окислительный износ. Испытание в атмосфере кислорода проводили только при скоростях скольжения 1,5—3 м/сек, так как при более высоких скоростях образцы из железа Армко воспламенялись в первый момент трения.

При трении в азоте во всем диапазоне скоростей (1,5—10,5 м/сек) наблюдается очень интенсивный тепловой износ. Образцы, подвергавшиеся испытанию при скоростях скольжения выше 4,5 м/сек, нагревались до

температуры 1100—1200°C. Поверхность трения образцов имеет типичный для теплового износа вид.

При трении образцов из железа Армко в воздушной среде при скорости скольжения 1,5 м/сек обнаруживается окислительный износ при сопутствующем тепловом износе, а при скоростях выше 1,5 м/сек — только тепловой, так как механические свойства железа Армко намного ниже этих свойств стали 45.

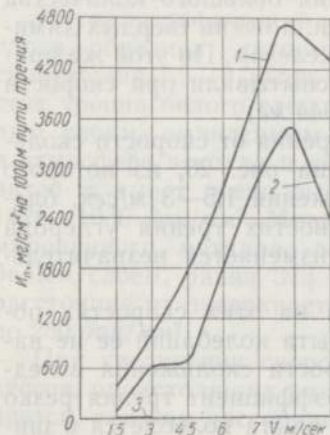


Рис. 25. Кривые зависимости приведенного износа железа Армко от скорости скольжения и газовой среды: 1 — азот; 2 — воздух; 3 — кислород.

На рис. 25 приведены кривые зависимости износа железа Армко от среды и скорости скольжения. Наибольшая интенсивность износа при всех скоростях скольжения наблюдается при трении в атмосфере азота. При скорости 1,5 м/сек приведенный износ в среде азота в 12 раз больше износа в среде кислорода, а при скорости скольжения 3 м/сек — в 115 раз больше.

Рентгеноструктурный анализ поверхностей трения

Для определения фазового состава тончайших поверхностных слоев металла образцов, подвергавшихся различным видам износа, и изучения роли кислорода в механизме процесса окислительного износа проводился

В результате металлографического анализа сечений поверхностных слоев образцов из железа Армко белый слой был обнаружен только на поверхностях трения образцов, которые испытывали в атмосфере кислорода. Микротвердость этого слоя равна 110—1030 дан/мм². С увеличением расстояния от поверхности трения микротвердость постепенно снижается и в области недеформированного металла она равна 203 дан/мм².

На рис. 25 приведены кривые зависимости износа железа Армко от среды и скорости скольжения. Наибольшая интенсивность износа при всех скоростях скольжения

рентгеноструктурный анализ [48]). Образцы для этого анализа были отобраны после испытаний их в различных газовых средах таким образом, чтобы среди них находились образцы, подвергавшиеся тепловому износу, окислительному и износу схватыванием 1-го рода. Образцы, подвергавшиеся износу схватыванием 1-го рода, были получены специально при трении со скоростью скольжения 0,4 м/сек на машине КЕ-4 [41]. Условия, при которых были испытаны отобранные для рентгеноструктурного анализа образцы, приведены в табл. 3, где они сгруппированы по сериям, соответствующим определенному виду износа. В каждой серии анализу подвергались три образца.

Таблица 3

Условия испытаний образцов

№ серии образца	Материал образца	Среда, в которой испытывали образец	Скорость скольжения трущихся поверхностей, м/сек	Температура поверхностных слоев образца, °С	Вид износа
1	Сталь 45	Воздух	0,4	70	Схватывание 1-го рода, окислительный
2	"	"	1,5	50	"
3	"	"	6,0	800	Тепловой
4	"	Кислород	1,5	50	Окислительный
5	"	Аргон	1,5	60	Схватывание 1-го рода
5	"	"	3,0	200	Тепловой (начало)
5	"	"	9,0	900	То же
5	"	"	10,5	900	"
6	Железо Армко	Воздух	1,5	50	Окислительный
7	То же	Кислород	1,5	70	"
8	"	Азот	1,5	170	Тепловой (начало)
8	"	"	7,5	1000	Тепловой

Примечание. Нормальная нагрузка на образец равна 10 дан/см².

Для исследования фазового состава тончайших поверхностных слоев вторичных структур, образовавшихся в процессе трения, применяли локальный метод рентгеновского анализа [76].

Рентгеновскую съемку вели узким пучком рентгеновских лучей при диаметре освещенного участка 0,12—0,15 мм. Диаметр рентгеновской камеры 57 мм. Использовали излучение от железного антикатада. Источником рентгеновских лучей служила острофокусная рентгеновская трубка конструкции Б. Я. Пинеса.

При исследовании участков на поверхностях трения, обладающих малыми линейными размерами, образцы в рентгеновскую камеру устанавливали под бинокулярным микроскопом. Для исключения ошибок в анализе из-за случайного попадания под пучок лучей нехарактерных участков поверхностей трения однотипные участки, как правило, исследовали по 2—3 раза. Всего было сделано 150 рентгеновских снимков.

В результате рентгенографического исследования, металлографического анализа и замера микротвердости поверхностей трения и поверхностных слоев подготовленных образцов было установлено следующее:

1. Образцы 1-й серии изнашивались вследствие развития процессов схватывания 1-го рода. Как известно, эти процессы возникают в результате трения при малых скоростях перемещения трущихся поверхностей ($v < 1,0$ м/сек для стали) и удельных давлениях, превышающих предел текучести материала на участках фактического контакта, при отсутствии смазки и защитной пленки окислов. На рентгенограмме наблюдаются только линии феррита ([110]; [200]; [211]; [220]).

Таким образом, в условиях трения, соответствующих первой серии опытов, не происходит явлений, связанных с диффузией кислорода в поверхностный слой или с закалкой этого слоя.

2. Образцы 2-й серии подвергались окислительному износу. На рентгенограммах наблюдаются линии феррита ([110]; [200]; [211]; [220]); FeO ([002]); α -Fe₂O₃ ([211]; [220]; [321]) и Fe₃O₄ ([113]; [004]; [333]; [044]).

3. Образцы 3-й серии подвергались испытаниям в условиях теплового износа. При этом виде износа в поверхностных слоях трущихся пар наблюдается интенсивный рост температуры, обуславливающей термическую пластичность металла. Повышение температуры поверхностного слоя образцов до 800°C и выше вызывает закалку этого слоя. Разрушение поверхностного слоя при этом виде износа происходит вследствие развития процессов

контактного схватывания. На рентгенограммах поверхностей трения образцов этой серии, кроме линий феррита ([110]; [200]; [211]; [220]), наблюдаются линии остаточного аустенита ([111]; [311]). Это дает основание утверждать, что при тепловом износе на поверхностях трения образуются слои закалочных структур.

4. При трении в среде кислорода (4-я серия образцов) протекает процесс окислительного износа, аналогичный процессу окислительного износа в воздушной среде. На рентгенограммах поверхностей трения этих образцов, кроме линий феррита, наблюдается большое количество линий FeO ([111]; [002]; [022]).

5. При трении в аргоне (5-я серия образцов) в результате развития процессов контактного схватывания при малых скоростях перемещения трущихся поверхностей происходит износ схватыванием 1-го рода, а при увеличении скорости — тепловой износ. На рентгенограммах поверхностей трения образцов, работающих при малых скоростях скольжения, наблюдаются только линии феррита. На рентгенограммах поверхностей трения образцов, работавших на больших скоростях скольжения, кроме линий феррита, видны линии остаточного аустенита ([111]; [311]).

6. Образцы из железа Армко, подвергавшиеся трению в среде воздуха и кислорода (2 и 7-я серии образцов), при скоростях перемещения трущихся поверхностей 1,5 м/сек изнашивались вследствие протекания окислительных процессов. Процесс окислительного износа железа Армко подобен тому же виду износа стали 45. Рентгенографический анализ поверхностей трения образцов из железа Армко, работавших в условиях окислительного износа, выявил кроме феррита, наличие соединений FeO ([111]; [002]; [022]), α -Fe₂O₃ ([211]; [101]; [220]; [321]; [310]; [112]) и Fe₃O₄ ([113]; [333]; [004]).

7. Образцы из железа Армко, испытывавшиеся в среде азота (8-я серия образцов), изнашивались в результате теплового износа. При рентгеновском анализе поверхностей трения образцов, работавших как на малых (1,5 м/сек), так и на больших (7,5 м/сек) скоростях скольжения, обнаружены только линии феррита.

Роль кислорода в процессах трения и износа металла

На процессы, происходящие в поверхностных слоях металлов при трении и износе, огромное влияние оказывает внешняя газовая среда. В зависимости от внешней газовой среды изменяются не только количественные, но и качественные характеристики трения и износа. Главную роль в процессах трения и износа, протекающих в воздушной среде, играет кислород.

При сухом трении скольжения в воздушной среде и углекислоте при определенных скоростях скольжения, а в среде кислорода — во всем диапазоне применяемых скоростей наблюдается окислительный износ.

На основании металлоструктурного анализа поверхностей трения и сечений поверхностных слоев, рентгеноструктурного анализа поверхностей трения и химического анализа продуктов износа можно утверждать, что механизм окислительного износа заключается в непрерывном образовании и разрушении на поверхностях трения слоев твердых растворов кислорода в железе и слоев различного типа химических соединений кислорода с железом.

Кислород из адсорбированного слоя диффундирует в поверхностные слои металла благодаря их пластической деформации. При пластической деформации в результате движения и взаимодействия дислокаций происходит увеличение плотности точечных дефектов — вакансий и межузельных атомов. Уже при деформации на 10% концентрация дефектов в металле может достигать 10^{18} — 10^{19} см⁻³ [8]. Наличие большого числа вакансий в деформирующемся поверхностном слое металла обуславливает протекание в этом слое процесса диффузии кислорода и образование твердого раствора. В результате пересыщения твердого раствора кислородом и непосредственного протекания химических реакций между атомами металла и кислорода на поверхностях трения образуются слои окислов различного химического состава (для стали FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄).

Процесс диффузии кислорода наиболее энергично может происходить только во время пластической деформации, так как после ее прекращения вакансии и другие дефекты рассеиваются почти мгновенно и условия для

миграции диффундирующих атомов кислорода значительно ухудшаются.

Слой твердого раствора кислорода в железе имеет очень малую толщину потому, что наибольшая плотность вакансий реализуется также в тончайшем поверхностном слое металла. Степень пластической деформации изменяется по экспоненте от плоскости скольжения, где ее степень максимальна, вглубь металла. Контакт плоскостей скольжения при окислительном износе происходит через слой окислов, находящийся непосредственно на поверхностях трения. Износ происходит за счет разрушения этого слоя (см. рис. 12).

Поверхности трения образцов из стали 45, которые испытывались в диапазонах скоростей скольжения, соответствующих окислительному износу, в среде воздуха (см. рис. 16, 18, б), углекислоты и кислорода (см. рис. 23), идентичны. Поверхности трения покрыты пленками различного типа соединений кислорода с железом. Это же подтверждает и фазовый рентгеновский анализ.

При металлографическом анализе белый слой обнаруживается на поверхностях трения только тех образцов, которые испытывались в кислороде и атмосфере газов, содержащих кислород или диссоциирующих с выделением кислорода, при благоприятных условиях для диффузии кислорода в поверхностные слои металла.

Белые слои, обнаруженные при трении образцов в кислороде, воздухе и углекислоте, обладают идентичными свойствами. Они имеют одинаковый цвет, очень высокую и близкую по значению твердость, а также плохо травятся. Наибольшая толщина белого слоя была обнаружена на образцах, которые испытывались в атмосфере кислорода.

Фазовый состав белого слоя при рентгеновском анализе поверхностей трения определить не удалось, так как размеры участков белого слоя свободных от наружного слоя окислов, были на несколько порядков меньше диаметра участка, освещенного рентгеновскими лучами. Толщина белого слоя в поперечном сечении шлифа значительно меньше размеров обнаженных участков белого слоя на поверхности трения. Косой срез шлифа также не позволил провести рентгеновский анализ белого слоя. Однако результаты описанных в этой главе исследований, теоретические предпосылки учения об окислении металла,

а также данные о влиянии пластической деформации на процессы диффузии позволяют сделать вывод о том, что белый слой, возникающий при трении в кислородосодержащей среде, является слоем твердого раствора кислорода в железе или смесью твердого раствора и частиц низких окислов железа.

При трении скольжения в газовых средах, не содержащих кислорода (аргон, азот), наблюдаются только различные стадии теплового износа и износа схватыванием 1-го рода. Только тепловой износ наблюдается также при трении в углекислоте, когда диффузия кислорода в поверхностных слоях металла отсутствует.

При трении в воздушной среде тепловой износ, наблюдаемый в диапазоне скоростей скольжения 4,5—7,5 м/сек, сопровождается окислением.

Поверхности трения образцов, которые испытывали в среде аргона, азота, а также в атмосфере углекислоты и воздуха при режимах теплового износа, идентичны и резко отличаются от поверхностей трения образцов, подвергавшихся окислительному износу.

При металлографическом анализе сечений поверхностных слоев, которые испытывали в газах, не содержащих кислород (аргон, азот), и в среде углекислоты и воздуха при режимах теплового износа, т. е. когда диффузия кислорода в поверхностных слоях металла не наблюдалась или была незначительная (тепловой износ в среде воздуха), белых слоев на поверхностях трения не было обнаружено.

Таким образом, единственным источником для образования белого слоя при окислительном износе может быть кислород. С этим выводом полностью согласуются результаты исследования микротвердости поверхностей трения образцов, которые испытывали в различных газовых средах. Результаты этих исследований представлены на рис. 26.

Из графика видно, что микротвердость поверхностей трения образцов, подвергавшихся испытаниям в среде воздуха и кислорода, очень высокая (полосы 1 и 2) и с увеличением скорости скольжения изменяется незначительно. Это объясняется тем, что в атмосфере кислорода во всем диапазоне скоростей происходит образование на поверхностях трения сплошных слоев окислов. Свойства их и, в частности, микротвердость с увеличением скорос-

ти, а следовательно, и температуры изменяется незначительно. При испытаниях в воздушной среде слои окислов на поверхностях трения образцов также образовывались во всем диапазоне скоростей и только в области теплового износа (4,5—7,5 м/сек) наряду с участками окисления имелись большие участки поверхностей, на которых развивались процессы контактного схватывания. Микротвердость участков окисления поверхностей трения образцов, которые испытывали в среде воздуха, оказалась во всем диапазоне скоростей очень близкой к микротвердости поверхностей трения образцов, испытывавшихся в среде кислорода.

Поэтому полосы микротвердости 1 и 2 на графике (рис. 26) накладываются друг на друга.

Относительно большой диапазон колебания микротвердости поверхностей трения в пределах одной скорости (например, при скорости 1,5 м/сек микротвердость изменяется от 1278 до 850 дан/мм²) обуславливается тем, что на поверхности трения находятся пленки химических соединений кислорода с железом различного состава.

Микротвердость поверхностей трения образцов, которые испытывали в атмосфере углекислоты при скоростях скольжения 1,5 и 3 м/сек (полоса 4), также очень высокая в результате того, что при этих скоростях протекает процесс окислительного износа, сопровождающийся образованием на плоскостях скольжения различных типов окислов железа.

Результаты исследования микротвердости поверхностей трения образцов, подвергавшихся испытанию в газовых средах, не содержащих кислорода (аргон, азот), а также в среде углекислоты при скорости, соответствующей тепловому износу (полосы микротвердости 5, 3 и 4'), показывают, что микротвердость поверхностей трения

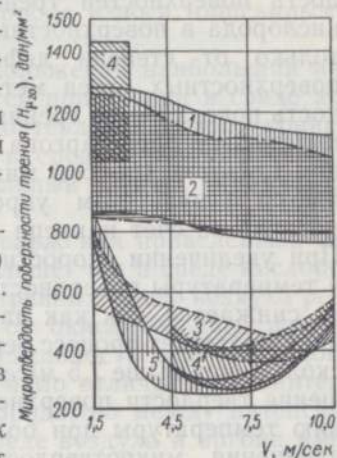


Рис. 26. Кривые зависимости микротвердости поверхности трения образцов из стали 45 от газовой среды и скорости скольжения:

1 — кислород; 2 — воздух; 3 — азот; 4 — углекислота; 5 — аргон.

в этих случаях невысокая и в значительной степени зависит от скорости скольжения. Эти факты указывают на качественное различие поверхностей трения при окислительном и тепловом износе.

При трении в атмосфере аргона и азота, а также при трении на больших скоростях (4,5—10,5 м/сек) в углекислоте окислы железа не образуются. Следовательно, твердость поверхностей трения образцов, когда диффузия кислорода в поверхностные слои не происходит, зависит только от степени деформации и рекристаллизации поверхностных слоев металла. Повышенная микротвердость поверхностей трения образцов, подвергавшихся испытаниям в среде аргона и азота при скорости скольжения 1,5 м/сек (полосы микротвердости 3, 5, рис. 26), является результатом упрочнения поверхностных слоев металла за счет наклепа при пластической деформации. При увеличении скорости скольжения, а следовательно, и температуры поверхностных слоев микротвердость резко снижается, так как наряду с пластической деформацией протекает процесс рекристаллизации. При скоростях скольжения выше 7,5 м/сек наблюдается некоторое повышение твердости поверхностей трения благодаря снижению температуры при больших скоростях. Аналогичные изменения микротвердости при увеличении скорости скольжения наблюдаются на поверхности трения образцов, которые испытывали в среде углекислоты (полоса 4').

При сопоставлении кривых на рис. 19 и рис. 20 видно, что газовая среда сильно влияет на закономерности процессов трения и износа, интенсивность и коэффициент трения. Но если испытания вести только на малых скоростях и оценивать только количественную сторону процесса без качественного анализа его, то этого можно не заметить.

Из графиков видно, что при скорости скольжения 1,5 м/сек интенсивности износа мало зависят от газовой среды. То же можно сказать и о коэффициентах трения. Это, очевидно, объясняется тем, что газы, применяемые при данном исследовании, не были абсолютно чистыми. В них содержалось незначительное количество кислорода. Наличие в газовой среде даже ничтожного количества кислорода достаточно для образования тончайшей пленки окислов, препятствующей развитию схватывания.

Таким образом, надо полагать, что при данном режиме работы трущейся пары (скорость скольжения равна 1,5 м/сек, а нормальное давление — 10 дан/см²) создаются благоприятные условия для протекания окислительного износа в любых газовых средах, если они содержат незначительное количество кислорода. Это предположение подтверждается исследованиями влияния количества кислорода в газовой среде на процес износа, описанными в гл. 7.

При больших скоростях скольжения наибольшая интенсивность износа наблюдается при трении в среде аргона, когда происходит только тепловой износ (кривая 1, рис. 19), и наименьший — в среде кислорода, когда происходит только окислительный износ (кривая 5, рис. 19).

При больших скоростях скольжения приведенный износ в среде аргона в 85 раз больше, чем в среде кислорода. Интенсивность износа при трении в среде воздуха резко изменяется при переходе от окислительного износа к тепловому (кривая 3). Интенсивность окислительного износа в среде воздуха очень мало отличается от интенсивности износа в среде кислорода, но между интенсивностями теплового износа в среде воздуха и аргона имеется большая разница.

При трении в среде азота во всем диапазоне скоростей наблюдается тепловой износ, однако, несмотря на то, что в среде азота разрушение поверхностей трения происходит за счет развития явлений термического контактного схватывания, интенсивность износа значительно меньше, чем в среде аргона и углекислоты (кривая 4, рис. 19). Это объясняется меньшей интенсивностью развития явлений контактного схватывания при трении в среде азота, что хорошо видно при сравнении поверхностей трения образцов, испытывавшихся в соответствующих газовых средах (см. рис. 21, 22). Азот также оказывает некоторое влияние на развитие процессов контактного схватывания, а следовательно, и на интенсивность износа, но оно значительно меньше влияния кислорода. Более точно установить степень влияния азота на износ при данном исследовании не могли, так как полностью очистить азот от кислорода не удалось. Остатки кислорода в азоте в некоторой степени искажали результаты исследований в среде азота.

Таким образом, кислород является основной составляющей газовой среды, определяющей характер процесса трения и износа и его интенсивность.

Влияние газовой среды на изменение видов износа

Дислокационные механизмы пластической деформации вызывают в поверхностных слоях трущегося металла большую концентрацию вакансий и дислоцированных атомов. Увеличение плотности точечных дефектов в поверхностных слоях контактирующих при трении металлов обуславливает резкое усиление диффузионных процессов. В зависимости от условий процесса трения и, главным образом, от состава газовой среды эта возможность протекания диффузионных процессов может реализоваться за счет диффузии атомов кислорода или за счет взаимной диффузии атомов контактирующих металлов. В первом случае наблюдается процесс окислительного износа, а во втором — процессы износа за счет развития контактного схватывания (износа схватыванием 1-го рода или теплового).

Б. И. Костецкий, применяя теорию дислокаций к изучению процессов трения и износа, приходит к заключению, что схватывание и окисление при трении является единым диффузионным процессом [52, 53, 54]. Эта концепция находит подтверждение в исследованиях автора.

При трении в газовых средах, не содержащих кислорода во всем диапазоне скоростей скольжения, наблюдается интенсивное развитие процессов схватывания, т. е. образование узлов схватывания и их разрушение. Образование узлов схватывания происходит в местах непосредственного контакта ювенильных участков трущихся поверхностей за счет взаимной диффузии контактирующих металлов. Развитию этого процесса окисные пленки не препятствуют, так как в этих условиях они воспроизводиться не могут.

Таким образом, в этих условиях реализация диффузионных процессов в пластически деформирующихся слоях происходит за счет диффузионного потока металлических атомов.

Диффузионный поток металлических атомов [36]

$$dq_m = -D_m \frac{dc}{dy} ds d\tau,$$

где D_m — коэффициент диффузии металлических атомов; dc — перепад концентраций; dy — расстояние; ds — элемент поверхности; $d\tau$ — время.

Коэффициент диффузии зависит от многих факторов и в первую очередь от температуры и количества вакан-

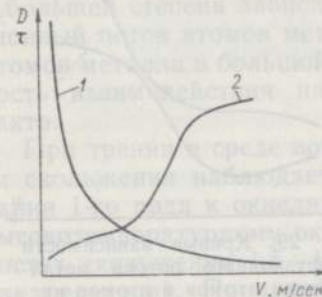


Рис. 27. Кривые зависимости продолжительности контакта и температуры от скорости скольжения.

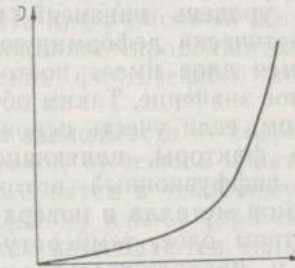


Рис. 28. Кривая зависимости коэффициента диффузии от температуры.

сий. Следовательно, диффузионный поток является в первом приближении функцией температуры, степени пластической деформации (количества вакансий) и продолжительности взаимодействия на участках фактического контакта.

На рис. 27 приведены кривые зависимости температуры (кривая 2) и продолжительности контакта (кривая 1) от скоростей скольжения в диапазоне от 0,5 до 10,5 м/сек, а на рис. 28 — кривая зависимости коэффициента диффузии от температуры, построенная по уравнению

$$D_m = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}},$$

где D_0 — постоянная, которая зависит от материала и определяется межатомным расстоянием и средней частотой колебаний атомов; Q — энергия активации; R — газовая постоянная.

Между степенью пластической деформации и числом возникших в результате пластической деформации точечных дефектов существует зависимость Ф. Зайтц и Н. Мотт [8] высказали предположение, что при степени пластической деформации, равной E , создается концентрация вакансий величиной порядка $C \approx 10^{-4}E$.

Можно допустить, что в испытаниях, проводимых автором при постоянной нагрузке, степень деформации изменяется в небольших пределах и, следовательно, уровень вакансий в пластически деформирующемся слое имеет постоянное значение. Таким образом, если учесть основные факторы, влияющие на диффузионный поток атомов металла в поверхностном слое, температуру и продолжительность взаимодействия на участках фактического контакта, то зависимость диффузионного потока металлических атомов dq_m от скорости скольжения для интервала скоростей $0,5-10,5$ м/сек, можно схематически представить кривой 2 (рис. 29). Так как при трении в средах, не содержащих кислород, непосредственно разрушается металл в результате диффузионного процесса схватывания то интенсивность износа в зависимости от скорости скольжения пропорциональна диффузионному потоку атомов металла dq_m .

При трении в среде чистого кислорода диффузионные процессы в пластически деформирующемся слое реализуются за счет диффузионного потока атомов кислорода во всем диапазоне скоростей скольжения от $1,5$ до $10,5$ м/сек:

$$dq_k = -D_k \frac{dc}{dy} d \cdot d\tau.$$

За счет этого диффузионного потока кислорода в пластически деформирующийся слой, а также за счет реакций окисления, происходящих непосредственно на поверхностях трения, образуется слой твердого раствора и окислов

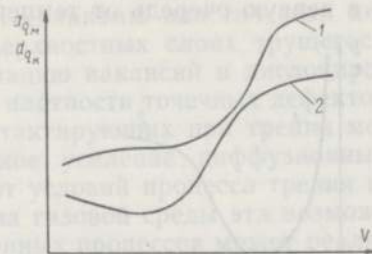


Рис. 29. Кривые зависимости диффузионного потока металлических атомов и атомов кислорода от скорости скольжения

железа, препятствующих возможности непосредственного контакта трущихся поверхностей и образования очагов схватывания. Вероятно при трении в среде кислорода кривая зависимости диффузионного потока от скорости скольжения будет располагаться несколько выше кривой диффузионного потока атомов металла (кривая 1, рис. 29). Кроме этого, на основании исследования влияния температуры на процессы трения и износа (см. гл. 4) можно заключить, что диффузионный поток атомов кислорода в большей степени зависит от температуры, чем диффузионный поток атомов металла. На диффузионный поток атомов металла в большой степени влияет продолжительность взаимодействия на участках фактического контакта.

При трении в среде воздуха в зависимости от скорости скольжения наблюдается переход от износа схватывания 1-го рода к окислительному, затем к тепловому и высокотемпературному окислительному износу (при скоростях скольжения $1,5-10,5$ м/сек наблюдаются только два перехода). Причиной изменения видов износа является изменение температуры и времени взаимодействия поверхности трения на участках фактического контакта при увеличении скорости скольжения. Температура и время контакта являются основными факторами, влияющими на интенсивность диффузионных потоков атомов кислорода и металла.

В воздушной среде диффузионный поток атомов кислорода не обеспечивает образования сплошных пленок твердых растворов и окислов железа при всех скоростях скольжения, так как, очевидно, он зависит и от количества кислорода в газовой среде. В некоторых диапазонах скоростей скольжения вследствие наличия свободных от окисных пленок участков трущихся поверхностей происходит непосредственная взаимная диффузия атомов металла, т. е. при этих скоростях скольжения реализуется диффузионный поток атомов металла и таким образом развивается процесс схватывания. В воздушной среде в диапазонах скоростей скольжения, соответствующих протеканию износа схватыванием 1-го рода и теплового износа, суммарный диффузионный поток атомов металла значительно превышает суммарный диффузионный поток атомов кислорода, так как участков поверхностей трения, свободных от пленок окислов, значительно больше участ-

ков, покрытых пленками окислов. В диапазоне скоростей скольжения, соответствующем окислительному износу, реализуется только поток атомов кислорода. Схема изменения видов износа в связи с изменением суммарных значений величин диффузионных потоков атомов кислорода и металла представлена на рис. 30.

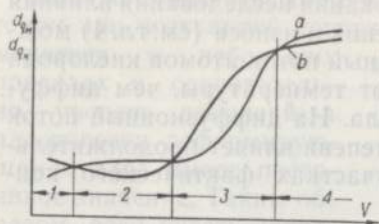


Рис. 30. Схема изменения видов износа при увеличении скорости скольжения в связи с изменением диффузионных потоков атомов кислорода и металла:

a — диффузионный поток атомов кислорода; *b* — диффузионный поток атомов металла (*1* — износ схватыванием 1-го рода; *2* — окислительный износ; *3* — тепловой износ; *4* — высокотемпературный окислительный износ).

в всех скоростях скольжения наблюдается только окислительный износ.

В случае отсутствия кислорода в газовой среде при всех скоростях скольжения износ происходит в результате развития процесса контактного схватывания.

При трении в среде воздуха количество кислорода недостаточно для протекания окислительного износа во всем диапазоне скоростей скольжения, в результате чего наблюдается переход от окислительного износа к тепловому, а теплового — в высокотемпературный окислительный.

Таким образом, внешняя газовая среда оказывает решающее влияние на возникновение и развитие основных видов износа. Процесс диффузии кислорода в пластически деформирующиеся слои металла при трении является основным фактором определяющим вид изнашивания и механизм его развития. При трении в атмосфере кислорода вследствие достаточно большой интенсивности диффузионного потока в поверхностных слоях металла при

ГЛАВА 4

ВЛИЯНИЕ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА ПРОЦЕССЫ ТРЕНИЯ И ИЗНОСА В СВЯЗИ С ПРИРОДОЙ МЕТАЛЛОВ ТРУЩИХСЯ ПАР

Принципы классификации металлов по износостойкости

В зависимости от условий трения и состава газовой среды при трении скольжения могут наблюдаться главным образом два процесса, вызывающие износ металла — процесс окисления и процесс схватывания. Интенсивность развития этих процессов зависит от свойств материалов трущейся пары.

Каждый из этих процессов характеризуется резко отличными проявлениями силы трения и величиной износа, имеет определенные стадии, схему развития и механизм разрушения поверхностных слоев. Предпосылкой для развития этих процессов является пластическая деформация, обуславливающая возможность диффузионных процессов за счет появления большой концентрации вакансий в поверхностном слое металла. Проявление одного из этих процессов тормозит, а иногда и вообще исключает возможность проявления другого. Например, при трении в воздушной среде при тепловом износе процесс окисления тормозит развитие процесса схватывания, а при окислительном износе процесс схватывания вообще развития не получает.

Для изучения склонности металлов к развитию процессов окисления и схватывания при трении и износе, а также закономерностей протекания этих процессов в зависимости от состава газовой среды в зоне трения было проведено исследование [55].

При разработке методики проведения этого исследования учитывали два обстоятельства:

1. Изучение склонности металлов к схватыванию в процессе трения наиболее целесообразно проводить в таких условиях, при которых схватывание может прояв-

ляться в чистом виде и не сопровождаться другими процессами. Такие условия создаются при сухом трении в среде инертного газа или вакуума.

2. Изучение способности металла окисляться и свойств окисных пленок, образующихся при трении, лучше всего вести при сухом трении в среде кислорода.

При исследовании было выполнено две серии опытов. Первая серия производилась на машине трения КЕ-2 при сухом трении в воздухе, кислороде и аргоне. Испытанию и последующему металлографическому анализу были подвергнуты цилиндрические образцы диаметром 8 мм, изготовленные из различных металлов и сплавов: Fe, сталь 45, Cu, Бр.АМц 9-2, Бр.АЖМц 10,3-1,5, Al, Sn, Б83, Рв, Бр.О-14, Бр.С30, Zn, Mg, Co, Cd, Sb, Bi, Ni. Трение этих образцов осуществлялось о вращающийся диск из стали 45. Скорость перемещения трущихся поверхностей во время испытания была 6 м/сек, а удельное давление на образец — 7,5 дан/см².

При испытаниях определяли приведенный износ и измеряли силу трения. При металлографическом анализе исследовали поверхность трения образцов и определяли микротвердость. Результаты этой серии опытов представлены в табл. 4.

Эти исследования подтвердили предположение о том, что различные металлы и сплавы имеют неодинаковую способность к проявлению схватывания и окисления и вскрыли очень важную особенность металлов и сплавов: при окислении в процессе трения образуются на контактирующих поверхностях вторичные структуры, предохраняющие от усиленного износа или способствующие увеличению интенсивности износа. Таким образом был обнаружен эффект инверсии во влиянии кислорода на интенсивность износа в зависимости от материала трущейся пары. Следовательно, в зависимости от материала трущихся пар, кислород может играть положительную или отрицательную роль.

На основании результатов этого исследования и данных, полученных при исследовании процессов трения и износа деталей машин [44, 37], разработана классификация металлов и сплавов по их износостойкости.

В зависимости от того, как проявляется в металлах способность к развитию процессов схватывания и окисления, а также в зависимости от свойств окисных пленок,

образующихся на поверхностях трения, металлы и сплавы разделяются на 4 группы (рис. 31).

Таблица 4

Результаты испытания металлов на износ в различных газовых средах

Металл	Среда, в которой производилось испытание									Группа
	Воздух			Кислород			Аргон			
	Приведенный износ, $\frac{мг}{1000 м \cdot см^2}$	Сила трения, дан	Твердость поверхности трения, $(H_{P_{10}})$ дан/мм ²	Приведенный износ, $\frac{мг}{1000 м \cdot см^2}$	Сила трения, дан	Твердость поверхности трения, $(H_{P_{10}})$ дан/мм ²	Приведенный износ, $\frac{мг}{1000 м \cdot см^2}$	Сила трения, дан	Твердость поверхности трения, $(H_{P_{10}})$ дан/мм ²	
Fe	1690,00	6,7	450	411,33	6,2	567	2369,55	11,5	388	1
Сталь	88,77	2,6	850	9,42	2,2	900	320,69	12,0	425	
Cu	16,00	3,4	201	60,16	2,2	388	155,68	4,6	214	
Бр. АМц	126,33	3,2	357	225,55	3,0	388	60,72	4,1	388	
Бр. АЖМц	112,42	2,8	388	146,15	2,6	388	89,44	5,1	467	
Al	167,66	5,6	122	115,66	5,6	170	56,40	5,6	150	
Sn	19,44	3,2	711	90,12	3,2	700	3,96	3,4	13	2
Б83	17,75	2,0	711	32,14	2,0	711	1,04	2,6	22	
Pb	134,00	3,2	70	171,90	4,3	75	9,20	4,3	7	
Бр. 014	24,58	3,2	711	3,21	2,0	806	1,30	3,2	357	
Бр. С30	184,06	1,1	150	304,55	1,1	214	10,90	1,7	201/106	
Mg	38,33	2,8	76	50,00	2,8	76	28,80	2,8	66	3
Co	151,72	3,0	555	572,44	3,6	555	10,36	3,8		
Cd	97,22	3,4	53	4690,66	3,7	225	11,57	4,1	28	
Sb	760,66	2,4	163	6634,10	2,4	424	11,46	3,4	189	
Zn	367,92	4,3	106	5832,20	9,2	97	891,08	9,2	82	
Bi	19063,00	1,0	142	21333,33	1,0	160	274,78	1,0	15,5	4
Ni	5119,55	6,9	467	4995,83	6,4	357	217,04	11,5	331	

Первая группа включает металлы и сплавы, которые проявляют значительную склонность к схватыванию 1 и 2-го рода. При условиях окислительного трения металлы и сплавы этой группы образуют защитные окисные пленки, хорошо сопротивляющиеся износу, так как они прочно связаны с основным металлом и обладают более высокой твердостью по сравнению с исходным материалом. В первую группу входят железо и его сплавы, медь

и некоторые ее сплавы (Бр.АМц 9-2, Бр.АЖМц 10-3-1,5 и др.). Крайним представителем этой группы является алюминий, отличающийся большой склонностью к схватыванию и недостаточной износостойкостью окисных пленок.

Во вторую группу входят металлы и сплавы, которые не склонны к развитию процессов схватывания, а при окислительном трении образуют износостойкие пленки

Группа металлов и сплавов	Склонны к схватыванию	Не склонны к схватыванию	Склонны к окислению пленки окислов		Не склонны к окислению	Примечание
			более износостойкие, чем металл	менее износостойкие, чем металл		
1-я			▒			Износостойкие в условиях окислительного износа
2-я			▒			Износостойкие
3-я				▒		Износостойкие в условиях трения, исключая окислительные процессы
4-я				▒		Неизносостойкие

Рис. 31. Схема классификации металлов и сплавов по их износостойкости.

окислов, хорошо сопротивляющиеся износу: олово и его сплавы, свинец, медные сплавы с оловом и свинцом и другие антифрикционные сплавы.

Третью группу составляют металлы и сплавы, которые не проявляют большой склонности к схватыванию, а при окислительном износе очень интенсивно окисляются, образуя хрупкие, легко разрушающиеся пленки окислов, резко увеличивающие интенсивность износа. К этой группе относятся магний, кобальт, кадмий, сурьма, цинк и другие металлы. Магний по своим свойствам располагается на границе 2 и 3-й групп, а цинк — на границе 3 и 4-й групп.

Четвертая группа состоит из металлов и сплавов, в которых проявляется склонность к схватыванию, а в условиях окислительного износа образуются легко разрушающиеся пленки окислов, в результате чего они обладают большой интенсивностью износа. К этой группе относятся висмут, никель и др.

Влияние скорости скольжения на изменение видов износа у различных групп металлов и сплавов

Классификацию износостойкости металлов и сплавов по склонности к развитию процессов схватывания и свойствам окисных пленок нельзя рассматривать как неизменяемое положение при всех условиях. Можно создать такие условия, при которых эта классификация не будет отвечать действительности.

Процессы износа при обычных условиях трения в атмосфере воздуха в основном зависят от внешних механических воздействий и, в первую очередь, от скорости скольжения трущихся поверхностей (температуры).

В связи с этим было проведено исследование износа четырех групп металлов и сплавов при различных скоростях скольжения. Испытывали образцы из стали (1-я группа), олова (2-я группа), сурьмы (3-я группа) и никеля (4-я группа). Испытания выполняли при сухом трении скольжения в воздушной среде на машине трения КЕ-4 [41]. Нормальное давление на образец было постоянным и равнялось 20 даН/см^2 , а скорость скольжения изменялась от $0,04$ до 5 м/сек . Трение осуществлялось по стальному валу.

На основании результатов испытаний были построены кривые зависимости износа от скорости скольжения (рис. 32—35). Из графиков видно, что в областях изменения условий трения, соответствующих условиям работы деталей машин, металлы подчиняются основным положениям разработанной классификации.

В металлах первой группы (рис. 32) виды износа изменяются в зависимости от скорости скольжения. Износ схватыванием 1-го рода переходит в окислительный, а окислительный — в тепловой. Интенсивность окислительного износа незначительная благодаря образованию износостойких окисных пленок.

Металлы второй группы (рис. 33) во всем диапазоне изменения скоростей скольжения испытывают только окислительный износ, интенсивность которого очень малая, что также объясняется высокой износостойкостью образующихся в процессе трения окисных пленок.

Окислительный износ во всем диапазоне изменения скоростей скольжения характерен для металлов третьей

группы (рис. 34), однако вследствие образования хрупких пленок окислов интенсивность износа достигает значительной величины.

В металлах четвертой группы (рис. 35) виды износа также изменяются в зависимости от скорости скольжения, причем интенсивность окислительного износа повышенная, а диапазон скоростей, в котором наблюдается этот вид износа, ограниченный.

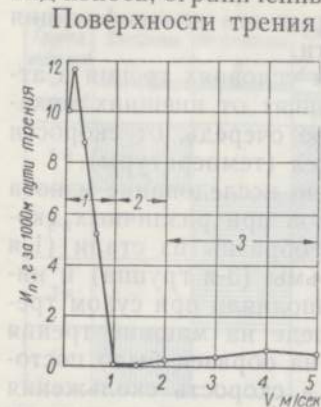


Рис. 32. Кривая зависимости величины износа от скорости скольжения при трении стали 45 по стали 45 в воздушной среде: 1 — износ схватыванием 1-го рода; 2 — окислительный износ; 3 — тепловой износ.

окислов (оксидирование, фосфатирование, сульфидирование и др.) [43].

При использовании металлов 2-й группы бороться со схватыванием не надо. В данном случае в основном нужно добиваться улучшения прирабатываемости, снижения коэффициента трения и общей интенсивности износа путем введения легирующих присадок.

Металлы и сплавы 3 и 4-й групп не применяются для изготовления деталей машин, работающих при трении скольжения и трении качения, потому что основной процесс, происходящий при взаимодействии между трущимися поверхностями металла и кислородом воздуха — окисление, не может дать положительных результатов

свои характерные особенности, отражающие процесс их разрушения при трении.

Металлы и сплавы 1 и 2-й групп данной классификации широко применяются для изготовления деталей машин, работающих при трении скольжения и трении качения, причем для повышения износостойкости металлов и сплавов 1-й группы ведется борьба за ограничение развития процессов схватывания путем уменьшения степени пластической деформации. Для этого проводится специальная упрочняющая механическая, термическая, химико-термическая обработка, а также предпринимаются меры для усиления защитного действия

вследствие образования на поверхностях трения этих групп металлов и сплавов хрупких, легко разрушающихся пленок окислов.

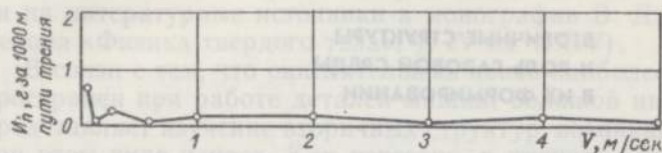


Рис. 33. Кривая зависимости величины износа от скорости скольжения при трении олова по стали 45 в воздушной среде.

Проведенное автором исследование процессов трения и износа металлов в вакууме (см. гл. 9) подтверждает, что металлы 3-й группы, имеющие малую склонность к развитию процессов схватывания, могут найти широкое применение для изготовления на их основе сплавов, обладающих малой интенсивностью износа при трении в глубоком вакууме.

Предлагаемая классификация металлов и сплавов по их износо-

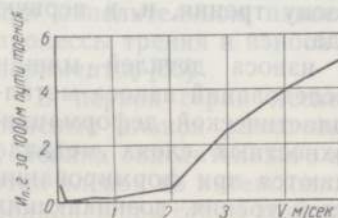


Рис. 34. Кривая зависимости величины износа от скорости скольжения при сухом трении сурьмы по стали У8 в воздушной среде.

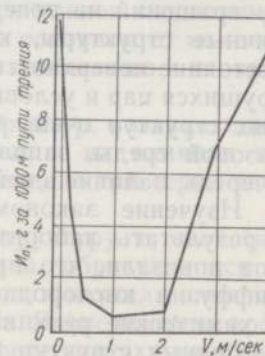


Рис. 35. Кривая зависимости величины износа от скорости скольжения при сухом трении никеля по стали У8 в воздушной среде.

стойкости не исчерпывает всех возможностей, но включает те основные положения, которые известны в настоящее время из общей теории трения и износа деталей машин.

ВТОРИЧНЫЕ СТРУКТУРЫ И РОЛЬ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ В ИХ ФОРМИРОВАНИИ

Влияние вторичных структур на износ металлов

В результате протекания в поверхностных слоях трущихся металлов физических, химических и механических процессов, обусловленных работой поверхностных связей, исходная структура поверхностных слоев металла изменяется, претерпевая структурные и фазовые превращения. Вследствие этих превращений на поверхностях трения формируются вторичные структуры, которые характеризуют остаточное состояние поверхностных слоев. Кроме свойств металлов трущихся пар и условий трения, на формирование вторичных структур очень большое влияние оказывает состав газовой среды, заполняющей зону трения, и, в первую очередь, наличие в ней кислорода.

Изучение закономерностей износа деталей машин и результаты лабораторных исследований износа металлов показали, что процессы пластической деформации, диффузии кислорода в поверхностных слоях металла и химические реакции наблюдаются при формировании вторичных структур поверхностей трения, возникающих вследствие наиболее распространенного вида износа — окислительного. При других видах износа в формировании вторичных структур, кроме пластической деформации, ведущая роль принадлежит процессам закалки, отпуска и др. [37, 95, 43].

Таким образом, характеристики износостойкости металлов и сплавов можно обоснованно связывать не с их исходными механическими свойствами, а со свойствами вторичных структур, образующихся на поверхности трения в процессе износа.

Многочисленные попытки связать количественные характеристики износостойкости металлов с их исходными

механическими свойствами не дали положительных результатов. Об этом свидетельствуют результаты многих работ, посвященных проблеме трения и износа (см. ссылки на литературные источники в монографии В. Д. Кузнецова «Физика твердого тела», т. IV гл. XXIV).

В связи с тем, что окислительный износ наиболее распространен при работе деталей машин, большой интерес представляет изучение вторичных структур, возникающих при этом виде износа. Как известно, в процессе окислительного износа металлов на поверхностях трения образуются пленки окислов различного состава и толщины, а также слои твердого раствора кислорода в металле различной степени насыщения. Эти пленки и слои имеют самые различные свойства, зависящие от природы основного металла, от состава химических соединений и твердых растворов и от их толщины. Наряду с большим различием прочностных свойств окисных пленок (твердость, прочность, хрупкость и др.) следует также учитывать прочность соединения образующихся пленок с основным металлом детали, которая зависит в основном от изменения объема окисленного металла по отношению к неокисленному.

Для исследования вторичных структур, возникающих при окислительном износе металлов, и их влияния на процессы трения и износа было проведено три серии экспериментов [56].

В первой серии исследовали структуру и свойства окисных пленок различных металлов, образующихся в условиях окислительного вида износа, и изучили влияние этих пленок на интенсивность износа. Эксперименты проводились при сухом трении в атмосфере воздуха на испытательной машине КЕ-4 [41] при скорости скольжения 0,3 м/сек и удельном давлении 5 дан/см². При этом режиме трения износ испытуемых металлов сопровождался образованием вторичных структур, состоящих из различных окислов.

Во второй серии экспериментов были исследованы структуры и свойства окислов, образующихся при высокотемпературном окислении различных металлов в атмосфере печи. Результаты первой и второй серий опытов приведены в табл. 5.

В третьей серии исследовали свойства вторичных структур, образующихся на поверхностях трения различ-

ных металлов при износе их в среде воздуха, кислорода и аргона, а также влияние окисных пленок, образующихся на поверхностях трения при испытаниях в среде кислорода, на интенсивность износа. Испытания проводили на машине трения КЕ-2 при скорости скольжения 6 м/сек и удельном давлении 7 дан/см².

Таблица 5

Интенсивность износа и твердость окисных пленок различных металлов

Группа	Металл	Твердость металла (НВ), дан/мм ²	Приведенный износ, мм ³ /1000 м·см ²	Твердость окислов, образующихся на поверхностях трения (Н _{Р10}), дан/мм ²	Твердость окислов, образующихся при прокаливании металла в печи (Н _{Р10}), дан/мм ²
1	Fe	90	3,6	800	520
	Cu	80	1,5	325	230
	Al	45	4,0	1200	900
2	Sn	5	1,6	708	658
	Pb	4,5	18,0	49	48
3	Mg	25	34,2	525	516
	Sb	30	1,17	515	380
	Cd	20	2,37	295	200
4	Bi	9,3	8,0	180	—
	Ni	60	0,38	320	740

Результаты этой серии опытов представлены в табл. 6. Между интенсивностью износа и исходными механическими свойствами металлов прямой связи нет. Анализ результатов исследований подтвердил предположение о том, что интенсивность износа в основном зависит от свойств вторичных структур, образующихся в процессе изнашивания и, в частности, при износе в условиях окислительного трения от свойств окисных пленок, которые могут образовываться при трении всех металлов и сплавов. Однако связать износ только с одним каким-либо свойством окисной пленки, например с твердостью, нельзя, потому что окисные пленки могут быть очень твердыми

и в то же время очень хрупкими. Следовательно, только твердость окисной пленки не может быть основным критерием, определяющим износостойкость металлов. Например, при трении олова и магния о стальной эталонный

Таблица 6

Результаты испытаний металлов и сплавов на износ в различных газовых средах

Группа	Металл	Среда, в которой производилось испытание					
		Воздух		Кислород		Аргон	
		Приведенный износ, мм ³ /1000 м·см ²	Твердость поверхности трения (Н _{Р10}), дан/мм ²	Приведенный износ, мм ³ /1000 м·см ²	Твердость поверхности трения (Н _{Р10}), дан/мм ²	Приведенный износ, мм ³ /1000 м·см ²	Твердость поверхности трения (Н _{Р10}), дан/мм ²
1	Сталь 45	11,29	850	1,20	900	40,80	425
	Fe	214,00	450	52,07	567	298,80	388
	Cu	22	201	6,72	388	17,50	214
	Al	62,10	122	42,84	170	20,89	150
2	Бр 014	2,79	711	0,36	806	0,15	357
	Sn	2,66	711	12,34	700	0,54	13
	Б 83	2,50	711	4,53	711	0,15	22
	Pb	11,82	70	15,16	75	0,81	7
3	Mg	20,06	76	28,7	76	16,57	66
	Sb	114,90	163	1002,1	424	1,73	189
	Cd	11,26	53	542,4	225	1,34	28
4	Bi	1954,21	142	2176,87	160	28,04	15,5
	Ni	575,23	467	561,33	357	24,37	331

диск на поверхности трения этих металлов образуются пленки окислов, твердость которых отличается незначительно (табл. 5), а износ магния почти в 20 раз больше износа олова. Таких примеров можно привести много.

Таким образом, износостойкость металлов определяется комплексом свойств окисных пленок, образующихся в процессе трения, т. е. их прочностью, хрупкостью, твердостью, а также прочностью связи окисной пленки с основным металлом.

Исследования показали, что влияние вторичных структур на износ металлов может быть объяснено на основании классификации металлов по износостойкости. Как известно, согласно этой классификации 1 и 2-ю группы составляют металлы и сплавы, у которых окислы, образующиеся при трении, обладают высокой износостойко-

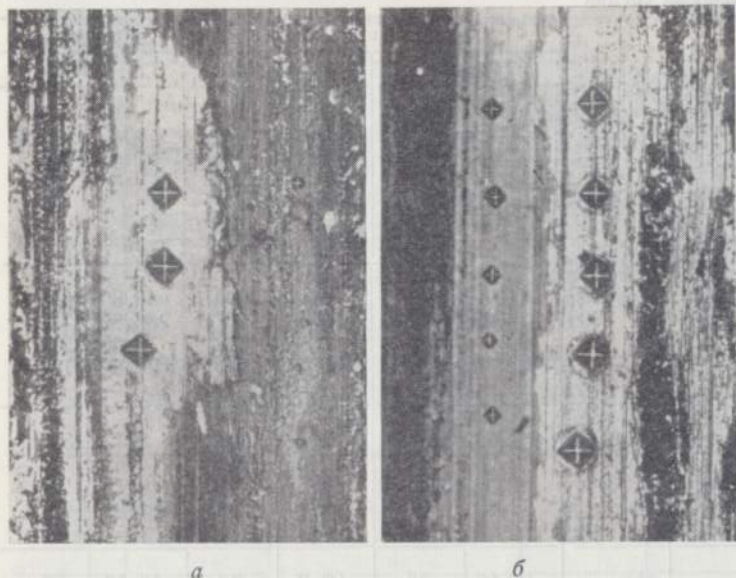


Рис. 36. Микрофотографии поверхностей трения образцов из олова, подвергавшихся испытанию, $\times 350$:
а — в среде воздуха; б — в среде кислорода.

стью, в 3 и 4-ю группы входят металлы и сплавы, окислы которых очень легко разрушаются и способствуют увеличению интенсивности износа.

Высокая износостойкость олова, относящегося ко 2-й группе металлов указанной классификации, объясняется тем, что при трении олова в широком диапазоне скоростей скольжения на поверхности контакта образуются пленки окислов, обладающие высокой износостойкостью. Эти пленки хорошо связаны с основным металлом, нехрупкие и обладают высокой твердостью ($H_{p_{10}} \approx 700 \text{ дан/мм}^2$).

На рис. 36 приведены микрофотографии поверхностей трения олова после испытания в атмосфере воздуха и

кислорода. Отпечатки индентора сделаны при нагрузке 10 г как на поверхностях, покрытых пленками окислов (меньшие отпечатки), так и на поверхностях, свободных от окислов (большие отпечатки).

Высокой износостойкостью обладают также сплавы, в состав которых входит олово (бabbиты) и оловянистые бронзы. Твердость поверхностей трения, покрытых пленками, у этих сплавов такая же высокая, как и чистого олова (см. табл. 6). Микрофотография поверхности трения образца из оловянистой бронзы после испытания в атмосфере кислорода приведена на рис. 37.

Свинец хотя и относится ко 2-й группе металлов, однако обладает недостаточно высокой износостойкостью, особенно в чистом виде, вследствие низкой твердости и повышенной хрупкости окисной пленки. Свинец в этой группе металлов по износостойкости занимает одно из последних мест.

Металлы 3-й группы, в частности магний, при окислительных условиях трения изнашиваются больше, чем при трении в среде аргона, когда износ происходит в результате развития явлений схватывания. Это объясняется тем, что в условиях окислительного износа на поверхности трения, например магния, образуются хотя и твердые ($H_{p_{10}} = 525 \text{ дан/мм}^2$), но очень хрупкие окислы, плохо связанные с основным металлом. Плохая связь с основным металлом объясняется тем, что окислы магния имеют меньший объем, чем сам металл. Такие окислы при трении превращаются в своеобразный абразивный порошок, в результате чего интенсивность износа увеличивается.

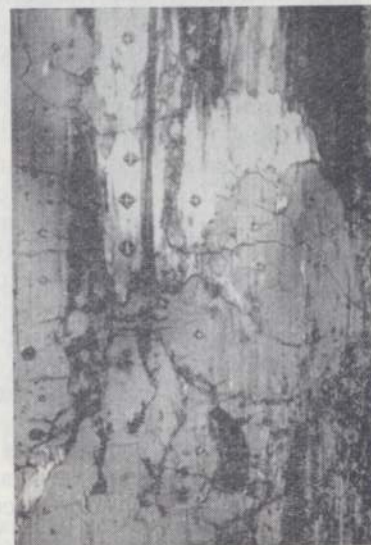


Рис. 37. Микрофотография трения образца Бр. 0114, подвергнутого испытанию в среде кислорода, $\times 350$.

Металлы 1-й группы (железо, медь, сталь и др.) в условиях окислительного износа так же, как и металлы 2-й группы, обладают повышенной износостойкостью вследствие образования при трении пленок окислов с прочностными характеристиками, способствующими снижению износа. Алюминий в этой группе металлов располагается последним, так как пленки его окислов имеют повышенную хрупкость. Для алюминия характерен также малый диапазон скоростей скольжения, в котором происходит процесс окисления.

Металлы 4-й группы так же, как и 3-й, при износе в условиях окислительного трения образуют хрупкие пленки окислов, поэтому при трении в атмосфере кислорода (см. табл. 6), когда процесс окисления этих металлов протекает очень интенсивно, износ достигает больших величин. При трении этих металлов в условиях окислительного износа при малых скоростях скольжения износ имеет небольшую интенсивность (см. табл. 5). Это объясняется тем, что режим окислительного износа при малых скоростях для этих металлов характеризуется малой интенсивностью процессов окисления (низкая температура).

Результаты микроанализа поверхностей трения металлов 3 и 4-й групп, испытывавшихся в условиях окислительного износа, полностью согласуются с объяснениями, которые приведены в гл. 3.

На рис. 38 приведены микрофотографии поверхностей трения металлов 3 и 4-й групп после испытания в условиях интенсивного окислительного износа. Как видно из фотографий, поверхности трения этих металлов покрыты хрупкими, мелко раздробленными окислами.

В результате исследования влияния вторичных структур, образующихся на поверхностях трения, на износ металлов установлено:

1. Износ не имеет прямой связи с исходными механическими свойствами металлов. Основными факторами, определяющими интенсивность износа, являются вторичные структуры, образующиеся на поверхностях трения. Износостойкость металлов и сплавов в этих условиях определяется комплексом свойств окисных пленок.

2. Пленки окислов образуются при трении всех металлов и сплавов в определенных диапазонах скоростей скольжения.

3. Влияние вторичных структур на износ металлов связано с классификацией металлов и сплавов по их износостойкости.

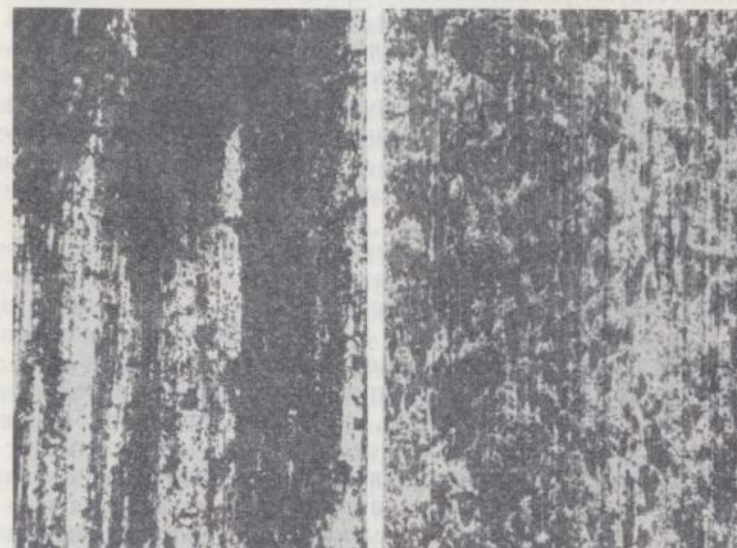


Рис. 38. Микрофотографии поверхности трения образцов, подвергавшихся испытанию в среде кислорода, $\times 350$:
а — олово; б — висмут.

Вторичные структуры и антифрикционность металлов и сплавов

Изменения в поверхностном слое зоны трения вследствие образования вторичных структур зависят от исходного состояния поверхностного слоя, условий трения и газовой среды. Максимальную скорость в зоне трения получает тот процесс, возникновение которого обусловлено исходным состоянием поверхностного слоя, а условия эксплуатации трущейся пары благоприятствуют развитию этого процесса. Так, например, недостаточная твердость и повышенная пластичность поверхностных слоев в исходном состоянии, особенно в том случае, когда материал контактирующих поверхностей однородный,

являются предпосылкой для возникновения процесса схватывания. Большие удельные нагрузки в зоне трения и малые скорости перемещения трущихся поверхностей способствуют развитию этого процесса.

При высокой твердости и ограниченной пластичности поверхностного слоя в исходном состоянии в первую очередь могут возникнуть окислительные процессы, особенно в том случае, когда материал трущихся поверхностей обладает повышенной химической активностью. Умеренные удельные нагрузки, относительно большие скорости скольжения контактирующих поверхностей, а также наличие в зоне трения среды, содержащей кислород, способствуют развитию окислительных процессов, приобретающих в этих условиях максимальную скорость и подавляющих все другие процессы.

Так как износостойкость и антифрикционность определяются характером ведущего процесса, который обуславливается рабочим состоянием поверхностей и поверхностных слоев узла трения, а формирование рабочего состояния поверхностных слоев в свою очередь зависит от исходных (первичных) свойств поверхностных слоев и условий эксплуатации узла трения, то становится очевидным, что первичной предпосылкой износостойкости и антифрикционности является исходное состояние поверхности и поверхностных слоев узла трения, формирование которого происходит под действием конструктивных и технологических факторов. При этом главная роль принадлежит свойствам материалов трущейся пары.

Формирование исходного состояния поверхностных слоев завершается при окончательной технологической обработке. Поэтому все свойства трущихся поверхностей металлов должны быть оценены с учетом влияния на них примененного комплекса методов технологической обработки.

Благоприятной первичной предпосылкой износостойкости и антифрикционности является такое исходное состояние поверхностных слоев элементов узла трения, при котором в конкретных условиях эксплуатации обеспечивается образование вторичных (рабочих) структур, обладающих высоким комплексом прочностных свойств.

Наиболее важная первичная предпосылка высокой износостойкости, антифрикционности и фрикционности обеспечивается применением таких материалов, которые

в исходном состоянии не склонны к схватыванию. Это обуславливается определенным комплексом механических, физических и химических свойств трущихся поверхностей.

Все виды термической и химико-термической обработки, приводящие к повышению твердости и предела текучести материала поверхностных слоев, а также виды химико-термической обработки, снижающие склонность трущихся поверхностей к схватыванию, являются важными мероприятиями, обеспечивающими первичные предпосылки высокой износостойкости и антифрикционности.

Вторичной предпосылкой, обуславливающей износостойкость и антифрикционность деталей машин, являются условия эксплуатации, при которых происходят определенные текущие изменения в зоне трения и соответственно им формируются вторичные структуры поверхностных слоев. Износостойкость и антифрикционность в конечном итоге определяются свойствами поверхностных слоев трущейся пары, находящихся в рабочем состоянии.

К факторам эксплуатации, влияющим на формирование рабочего состояния поверхностных слоев, относятся:

- 1) внешние механические воздействия (скорость перемещения и нагрузка на трущиеся поверхности);
- 2) газовая и жидкая среды, в которых работает узел трения;
- 3) температурный режим работы узла трения.

Под действием этих факторов с максимальной скоростью будут протекать такие процессы, для которых данные условия эксплуатации наиболее благоприятны, а следовательно, будет формироваться определенное рабочее состояние поверхностных слоев, обуславливающее износостойкость, антифрикционность или фрикционность.

В зависимости от сочетания конструктивных и эксплуатационных факторов узел трения будет иметь высокие или низкие показатели износостойкости и антифрикционности. Высокие показатели износостойкости и антифрикционности узел трения будет иметь тогда, когда он будет обладать благоприятными первичными и вторичными предпосылками для них. Это может быть в том случае, когда под действием определенных условий эксплуатации исходное состояние поверхности и поверхностных слоев узла трения будет изменяться в сторону упрочнения за

счет образования слоя, имеющего фазовый состав и структуру с большим сопротивлением разрушению при трении. В противном случае первичные предпосылки не являются гарантией для высоких показателей износостойкости и антифрикционности узла трения во время его работы.

Под износостойкостью, антифрикционностью или фрикционностью надо понимать состояние поверхностей трения и поверхностных слоев, определяющее поведение контактирующих деталей машин в процессе их трения. Износостойкость — общая характеристика такого состояния трущихся поверхностей деталей машин, при котором достигается наиболее высокое сопротивление разрушению этих поверхностей.

Антифрикционность и фрикционность являются частными случаями этого состояния, усложненного дополнительными условиями. Антифрикционность характеризуется высокой износостойкостью, хорошей прирабатываемостью и малым коэффициентом трения, а фрикционность — износостойкостью, а также большим и стабильным коэффициентом трения.

Исследования явлений износа деталей машин, работающих в различных условиях нагружения, лабораторные исследования трения и износа материалов при различных режимах и в разных газовых средах позволили сделать заключение о том, что износостойкость и другие частные случаи этого состояния деталей машин определяются характеристиками вторичных или эксплуатационных свойств их поверхностных слоев, формирование которых зависит от первичных, или исходных, свойств и условий эксплуатации машин.

Высокая износостойкость, обусловленная определенным сочетанием свойств вторичных структур поверхностных слоев, может быть обеспечена только в результате протекания определенных физико-механических процессов, зависящих от первичных свойств трущихся поверхностей, условий эксплуатации и наличия в газовой среде достаточного количества кислорода.

Остановимся более подробно на принципах получения антифрикционных сплавов с необходимыми для них первичными свойствами, закономерностях формирования их вторичных структур и роли газовой среды (кислорода) в этом процессе.

Согласно классификации металлов и сплавов по их износостойкости, ко 2-й группе этой классификации относятся все антифрикционные сплавы. Очевидно, свойства, которые являются основными критериями, определяющими 2-ю группу металлов в целом, являются также основными свойствами, обуславливающими антифрикционность этой группы металлов и сплавов.

Одни материалы могут проявлять себя как более антифрикционные при одних условиях трения, другие — при других. Металлы и сплавы, относящиеся ко 2-й группе, образуют при сухом трении и при смазке в атмосферных условиях на поверхности трения вторичные структуры, обеспечивающие антифрикционность этих металлов и сплавов. Этими вторичными структурами являются окисные пленки, возникающие и воспроизводящиеся в процессе трения.

Антифрикционность металлов так же, как и их износостойкость, определяется комплексом свойств этих пленок, т. е. их прочностью, хрупкостью, твердостью, прочностью связи окисной пленки с основным металлом, а также взаимодействием ее со смазкой. В состав подшипниковых антифрикционных сплавов входят такие металлы, которые не склонны к схватыванию, а при окислительном трении образуют износостойкие окисные пленки. Это металлы 2-й группы: олово, свинец и др.

Сплавление этих металлов с металлами 1-й группы приводит к образованию сплавов, обладающих антифрикционностью, потому что в широком диапазоне скоростей скольжения на поверхности трения этих сплавов образуются износостойкие окисные пленки.

Из металлов 1-й группы в состав антифрикционных сплавов чаще всего вводят медь, которая при трении образует защитные пленки окислов и обладает умеренной склонностью к схватыванию, а также высокой пластичностью и невысокой твердостью, обеспечивающей хорошую и быструю приработку.

Такие металлы как кадмий, сурьма, кобальт и другие, относящиеся к 3-й группе, также можно вводить в состав антифрикционных сплавов, так как эти металлы не склонны в определенных условиях трения к схватыванию.

Таким образом, антифрикционные сплавы получают сплавлением в определенных пропорциях металлов

различных групп, обладающих способностью образовывать при трении износостойкие пленки окислов и не проявлять склонности к развитию процессов схватывания.

Механические свойства антифрикционных сплавов зависят от структуры, свойств основных фазовых составляющих и наличия упрочняющих фаз. Антифрикционность этих сплавов проявляется при окислительном износе, который определяется внешними механическими воздействиями, характером смазки, газовой средой, температурой поверхностей трения и др.

В общей характеристике условий антифрикционности, данной М. М. Хрущовым [106], не указано на такое необходимое условие, как способность сплавов образовывать при трении износостойкие пленки.

По мнению автора, антифрикционные сплавы должны обладать:

- 1) способностью образовывать износостойкие окисные пленки и не иметь склонности к проявлению схватывания, что является функцией физико-химических свойств сплавов;

- 2) хорошей прирабатываемостью, определяющейся механическими свойствами сплава.

Однако в существующих теориях антифрикционности 1-е условие не находит отражения, в результате чего ни одна из них не дает полного ответа на вопрос, чем обуславливается антифрикционность.

Наиболее распространенная теория антифрикционности, известная как «Правило Шарпи» [127], сформулирована следующим образом: «Все сплавы, употребляемые в качестве антифрикционных, имеют один общий характер: они состоят из твердых зерен, распределенных среди пластической массы. Такое строение, а его мы находили почти во всех сплавах, признанных практически наилучшими, вполне отвечает тем двум условиям, которым должны удовлетворять сплавы для подшипников: давление передается на твердые зерна, дающие невысокий коэффициент трения и не имеющие способности задирать шейку вала; пластичность связывающего сплава позволяет подшипнику принять форму вала и тем уничтожает возможность появления местных избытков давления, что представляет главную причину порчи подшипников».

В результате исследований, проведенных М. М. Хрущовым с А. Д. Курицыной, а также Э. А. Матсиным [106], было установлено, что роль твердых зерен иная, чем предполагал Шарпи: она сводится к упрочнению пластичной основы. Кроме того, в этой теории ничего не сказано о роли физико-химических свойств металлов, составляющих антифрикционный сплав, поэтому совершенно безразлично, из какого металла будет состоять пластичная основа. Однако это не так. Сплав будет антифрикционным только в том случае, если в процессе трения на его поверхности будут образовываться износостойкие окисные пленки.

Теория, по которой антифрикционность металлов объясняется результатом образования на их рабочей поверхности оптимального микрорельефа, также не учитывает физико-химических свойств трущихся поверхностей. При проверке этой теории [106] установлено, что коэффициент трения достигает минимума при отсутствии какого-либо рельефа, заметного при исследовании поверхности микронтерферометром Линника. Такие результаты были получены как при исследовании баббита, так и оловянистой бронзы.

В 1942 г. Ф. Боуден [121] предложил теорию о механизме антифрикционного действия тонкой пленки пластичного металла на твердой основе. Эта теория объясняет антифрикционное действие однородного по структуре металла, нанесенного тонким слоем на поверхность подшипника, а также антифрикционность свинцовистой бронзы следующим образом: в условиях значительных местных нагрузок и пластического деформирования на каком-либо участке подшипника, когда пленка смазочного масла и граничный слой смазки разорваны, свинец выдавливается на поверхность трения и образует тонкую пленку на более твердой меди, чем временно обеспечивается малый коэффициент трения между валом и подшипником.

В этой теории не обращается внимание на то обстоятельство, что металлы, идущие для покрытия подшипников (олово, индий и др.), а также свинец, входящий в состав свинцовистой бронзы, при трении образуют весьма твердые износостойкие окисные пленки, которые и обуславливают антифрикционность.

Во всех этих теориях основному фактору, обуслови-

вающему антифрикционность—вторичной структуре, которая образуется в процессе трения, не уделяется внимания.

Для проверки того предположения, что композиции антифрикционных сплавов состояются из определенных групп металлов, а также выдвинутой автором гипотезы о том, что антифрикционными сплавами и металлами являются те, которые при трении образуют износоустойчивые пленки окислов и не проявляют склонности к схватыванию, были проведены исследования. Испытывали образцы металлов, относящихся к 1, 2 и 3-й группам классификации металлов по износоустойчивости, и образцы сплавов, полученные путем сплавления металлов этих групп. Из чистых металлов исследовали медь, алюминий, олово, свинец, кадмий, сурьму; из сплавов —

Al+10% Sn; Al+20% Sn; Al+30% Sn;

Cd+5% Sn; Cd+10% Sn; Cd+20% Sn; Cd+30% Sn;

Cd+20% Pb; Cd+30% Pb; Al+30% Pb

Испытания проводили при сухом трении на машине КЕ-2 при трении цилиндрических образцов диаметром 8 мм об эталонный диск из стали 45; нормальное давление — 10 и 5 *дан/см²*; скорость скольжения изменялась от 1,5 до 10,5 *м/сек*; измеряли силу трения и определяли произведенный износ. Проводили металлографический анализ поверхностей трения.

При сплавлении металлов 2-й группы, которые при трении не проявляют склонности к схватыванию и образуют износоустойчивые окисные пленки, с металлами 3-й группы, не склонными к схватыванию, но образующими неизносоустойчивые легко разрушающиеся окисные пленки, образуются износоустойчивые сплавы, имеющие свойства металлов 2-й группы. Эти сплавы антифрикционные, потому что при определенных скоростях скольжения они образуют на поверхностях трения износоустойчивые пленки окислов как при сухом, так и при трении со смазкой, в результате чего имеют малый коэффициент трения и малую интенсивность износа.

По структуре сплавы кадмия с оловом представляют собой механическую смесь почти чистых зерен этих металлов. На поверхности трения чистого кадмия окисные пленки отсутствуют (рис. 39, а). Поверхность трения

сплава Cd+20% Sn покрыта сплошными пленками окислов (рис. 39, б). Кривые зависимости износа от скорости скольжения и состава сплава приведены на рис. 40. Из графиков видно, что наиболее износоустойчивым является сплав, содержащий 20% Sn.

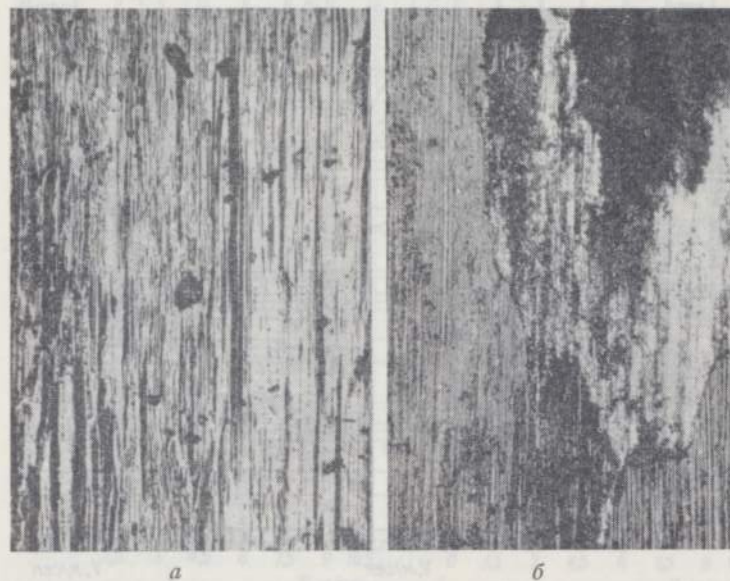


Рис. 39. Микрофотографии поверхностей трения образцов, подвергавшихся испытанию в среде воздуха, $\times 150$: а — кадмий; б — сплав кадмия с 20% олова.

При сплавлении кадмия со свинцом также получают антифрикционные сплавы, которые в определенном диапазоне скоростей скольжения образуют вторичные структуры, состоящие из износоустойчивых пленок окислов. Значительной износоустойчивостью обладает сплав, содержащий 30% Pb (рис. 41). Эта группа сплавов по структуре представляет собой механическую смесь. При сплавлении олова (2-я группа) с алюминием (1-я группа) образуется антифрикционный сплав, содержащий 30% Sn (рис. 42), так как только при таком количестве олова в определенном диапазоне скоростей скольжения развивается окислительный износ, сопровождающийся образованием пленок окислов.

Сплавы, содержащие меньшее количество олова, изнашиваются более интенсивно, чем чистый алюминий, и не являются антифрикционными, так как они не образуют при трении износостойких окисных пленок.

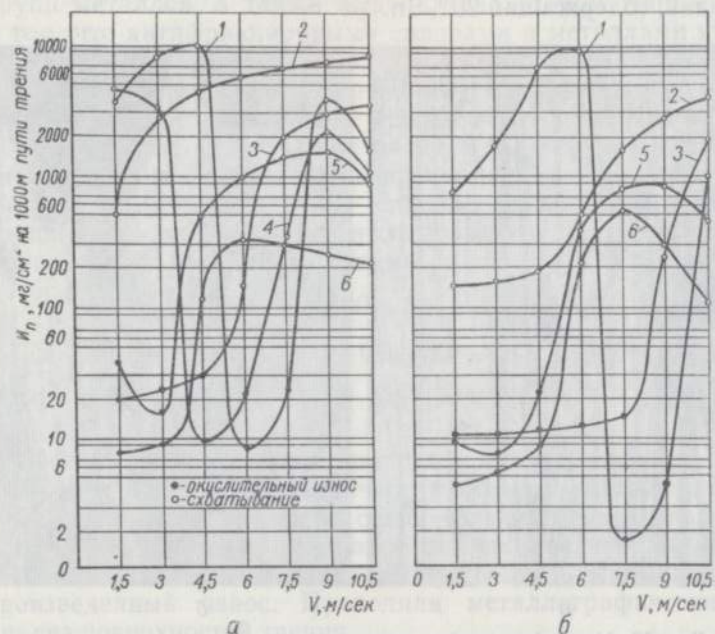


Рис. 40. Кривые зависимости приведенного износа от скорости скольжения и состава сплава:
а — нормальное давление 10 даН/см²; б — нормальное давление 5 даН/см²
(1—Cd+5% Sn; 2—Cd; 3—Sn; 4—Cd+10% Sn; 5—Cd+30% Sn; 6—Cd+20% Sn).

Сплавы системы медь — олово (бронзы), полученные путем сплавления металлов 1 и 2-й групп, являются также антифрикционными, так как образуют износостойкие пленки окислов в широком диапазоне скоростей скольжения.

При трении антифрикционных сплавов в условиях граничной смазки диапазоны окислительного изнашивания по сравнению с сухим трением расширяются как по скоростям скольжения, так и по удельным нагрузкам.

На основании результатов исследований можно утверждать, что антифрикционность в первую очередь надо связывать со способностью металлов при трении образо-

вывать износостойкие пленки окислов и не проявлять склонности к схватыванию. Эта способность обусловлена физико-химическими свойствами металлов, входящих в состав антифрикционного сплава. Механические же свой-

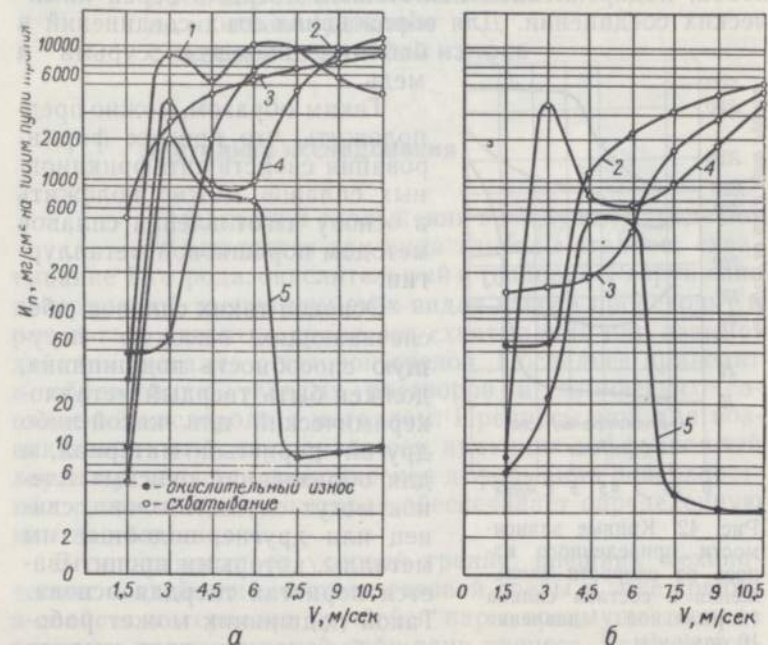


Рис. 41. Кривые зависимости приведенного износа от скорости скольжения и состава сплава:
а — нормальное давление 10 даН/см²; б — нормальное давление 5 даН/см²
(1—Cd+10% Pb; 2—Pb; 3—Cd; 4—Cd+20% Pb; 5—Cd+30% Pb).

ства антифрикционного сплава, определяющие несущую способность подшипников и способность их прирабатываться, зависят от механических свойств структурных составляющих сплавов.

Необходимые для антифрикционного сплава физико-химические свойства обеспечиваются в результате сплавления в определенных пропорциях металлов различных групп.

Механические свойства и прирабатываемость сплавов определяются структурой сплава и свойствами структурных составляющих. Так, например, в свинцовистых

бронзах механические свойства этого сплава определяют главным образом его основой — медью; в оловянистых бронзах — основным твердым раствором олова и меди; в баббитах — мягкой оловянистой или свинцовой основой, подкрепленной включением твердых зерен химических соединений. Для образования этих соединений в баббиты вводятся сурьма и медь.

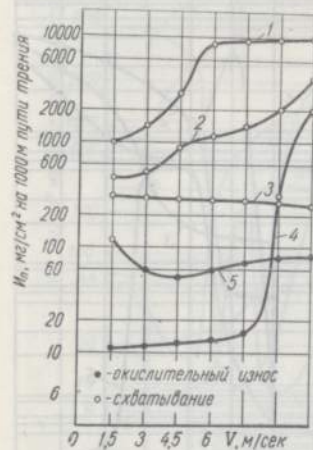


Рис. 42. Кривые зависимости приведенного износа от скорости скольжения и состава сплава (нормальное давление $10 \text{ да}/\text{см}^2$): 1—Al+10% Sn; 2—Al+20% Sn; 3—Al; 4—Sn; 5—Al+30% Sn.

твердой основы. Кроме того, определенный запас смазки может содержаться в порах такого материала.

На основании выдвинутых в настоящей работе гипотез об основной роли окисных пленок, определяющих свойство антифрикционности, представляется возможность объяснить причины, из-за которых антифрикционные сплавы имеют малый коэффициент трения и малую интенсивность износа.

Таким образом, можно предположить, что процесс формирования свойств антифрикционных сплавов можно положить в основу изготовления сплавов методом порошковой металлургии.

Основой таких сплавов, обеспечивающих высокую несущую способность подшипника, должен быть твердый металло-керамический или какой-либо другой пористый материал, а для образования окисных пленок могут служить олово, свинец или другие, подобные им металлы, которыми пропитывается пористая твердая основа. Такой подшипник может работать без смазки, роль смазки может играть пластичный металл, находящийся в порах

ГЛАВА 6

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ МЕТАЛЛОВ НА ИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ С ГАЗОВОЙ СРЕДОЙ ПРИ ИЗНОСЕ

Методика исследования

При трении скольжения в воздушной среде наблюдается три вида износа металлов: схватывание 1-го рода, окислительный и тепловой. Разрушение поверхностей трения при этих видах износа происходит в результате развития процессов схватывания или взаимодействия металла с газовой средой. Последнее приводит к образованию твердых растворов и химических соединений кислорода с металлом. Предпосылкой для возникновения этих двух процессов, имеющих диффузионный характер, является пластическая деформация поверхностных слоев металлов, которая обеспечивает определенную плотность вакансий.

В зависимости от условий трения, внешних механических воздействий, состава газовой среды в зоне трения и свойств материалов трущейся пары преимущественное развитие получает какой-либо один процесс. Если имеются условия для реализации диффузии атомов кислорода из газовой среды, то в пластически деформирующемся поверхностном слое развиваются окислительные процессы. Если таких условий нет, то происходит развитие процессов схватывания за счет взаимной диффузии атомов контактирующих металлов.

Важным производным от внешних механических воздействий фактором, влияющим на скорость процессов, является теплота трения, так как от количества тепла, выделяющегося при трении, зависит температура трущихся поверхностей слоев. Температура в очень большой степени влияет на интенсивность процессов диффузии, химическую активность поверхностных слоев и скорость химических реакций. Помимо этого, от температуры зависит процесс пластической деформации и другие процессы,

связанные с разупрочнением и упрочнением поверхностных слоев трущихся металлов.

Таким образом, температура поверхностей трения является одним из важных факторов, влияющих на интенсивность диффузионных потоков и скорость химических реакций. Изменение температуры поверхностных слоев металла при трении приводит не только к изменению интенсивности, но и вида износа.

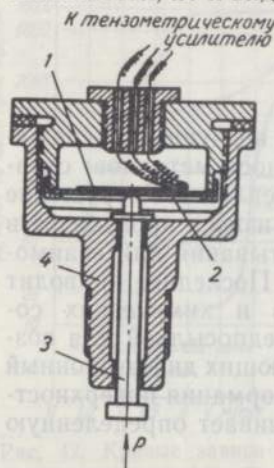


Рис. 43. Приспособление для замера силы трения: 1 — тензометрический датчик; 2 — плоская пружина; 3 — шток; 4 — корпус.

Исследованию подвергли образцы из нормализованной стали 45 диаметром 8 мм при сухом трении скольжения. Нормальное давление на образец во время испытания поддерживалось постоянным, равным 10 $\text{дан}/\text{см}^2$. Скорость скольжения изменялась от 0,5 до 20 $\text{м}/\text{сек}$, а температура образцов — от -50 до $+500^\circ\text{C}$. Испытания проводили в воздушной среде и в среде аргона. Диск, по которому осуществлялось трение образцов, также был изготовлен из нормализованной стали 45. При исследовании проводили металлографический анализ поверхностей трения и поверхностных слоев образцов, определяли микротвердость и приведенный весовой износ, а также измеряли силу трения, температуру образца на расстоянии 0,5 мм от поверхности трения и линейный износ образца. Эксперименты проводили на специальной установке, состоящей из модернизированной машины трения КЕ-2, системы замера и непрерывной регистрации силы трения, температуры и линейного износа образца, а также из системы подачи газа.

Силу трения измеряли при помощи проволочных тензометрических датчиков, которые наклеивали на плоскую пружину, уравновешивающую силу трения (рис. 43). Сис-

темой непрерывной регистрации силы трения в процессе испытания состояла из тензометрического усилителя и осциллографа (рис. 44). К этой системе подключали тензометрические датчики специального устройства для замера линейного износа образца (рис. 45).

Температуру образцов вблизи поверхности трения измеряли при помощи специальной термопары, вводимой через отверстие в образце (рис. 46). Температуру образцов вблизи поверхности трения измеряли при помощи специальной термопары, вводимой через отверстие в образце (рис. 46). Непрерывная регистрация изменения температуры образца во время испытания проводилась при помощи осциллографа.

Таким образом, при помощи этой установки можно дистанционно измерять силу трения, температуру, линейный износ образца и одновременно записывать эти параметры на одну осциллограмму. Это дало возможность получить функциональные зависимости между указанными параметрами во времени, что крайне важно для таких сложных процессов, как трение и изнашивание.

Для исследования влияния температуры на скорость процессов окисления и схватывания, происходящих при трении, были предусмотрены нагрев и охлаждение образцов во время испытания. Нагревали образцы при помощи специальной электрической печи 1 (рис. 46), а охлаждение осуществлялось прокачиванием по кольцевому кожуху этилового спирта, температура которого понижалась в термостате при добавлении сухого льда.

Перед началом испытания образцы нагревали до 150, 250, 350, 500 $^\circ\text{C}$. Во время испытания подогрев их не прекращался, т. е. количество тепла, отдаваемое образцу печью оставалось постоянным. Таким же образом испытывали образцы охлаждением до -50°C . Температура

температуру образцов вблизи поверхности трения измеряли при помощи специальной термопары, вводимой через отверстие в образце (рис. 46). Непрерывная регистрация изменения температуры образца во время испытания проводилась при помощи осциллографа.

Таким образом, при помощи этой установки можно дистанционно измерять силу трения, температуру, линейный износ образца и одновременно записывать эти параметры на одну осциллограмму. Это дало возможность получить функциональные зависимости между указанными параметрами во времени, что крайне важно для таких сложных процессов, как трение и изнашивание.

Для исследования влияния температуры на скорость процессов окисления и схватывания, происходящих при трении, были предусмотрены нагрев и охлаждение образцов во время испытания. Нагревали образцы при помощи специальной электрической печи 1 (рис. 46), а охлаждение осуществлялось прокачиванием по кольцевому кожуху этилового спирта, температура которого понижалась в термостате при добавлении сухого льда.

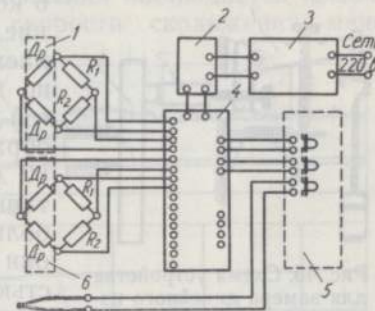


Рис. 44. Принципиальная схема системы замера и регистрации силы трения, линейного износа и температуры образца:

1 — тензометрические датчики, наклеенные на плоскую пружину, уравновешивающую силу трения; 2 — выпрямитель; 3 — стабилизатор напряжения; 4 — тензометрический усилитель; 5 — осциллограф; 6 — тензометрические датчики, наклеенные на плоскую пружину устройства замера линейного износа образца.

поверхностных слоев образца устанавливалась за счет суммирования тепла, сообщаемого образцу печью и образующегося вследствие трения образца о диск. На каждой скорости скольжения испытывали 3—5 образцов. Диск,

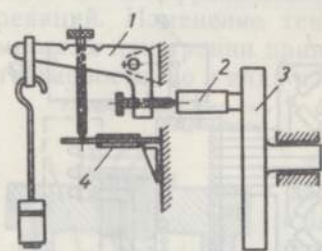


Рис. 45. Схема устройства для замера линейного износа образца:

1 — двуплечий рычаг; 2 — образец; 3 — эталонный диск; 4 — тензометрические датчики, наклеенные на плоскую пружину.

о который осуществлялось трение, и образцы перед испытанием шлифовали и окончательно доводили микронной бумагой М-20. Испытание каждого образца продолжалось 30—60 мин, за исключением испытаний в среде аргона, где на больших скоростях скольжения они регламентировались скоростью износа образца. Сначала была проведена серия опытов на образцах, имеющих нормальную температуру; результаты их были приняты за исходные. Затем при таких же условиях подготовки образцов и диска производили опыты с нагревом и охлаждением образцов.

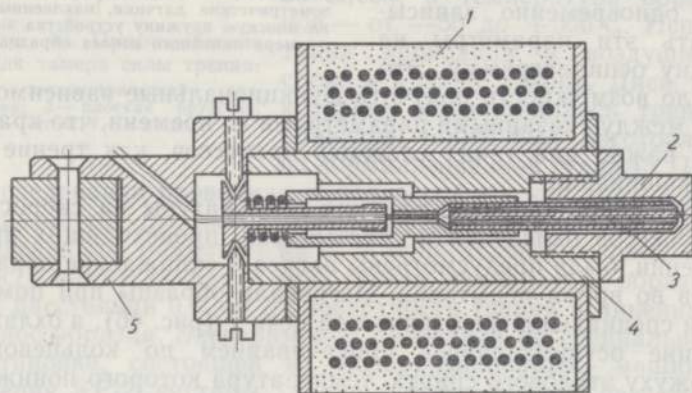


Рис. 46. Крепление термопары в образце:

1 — нагревательная печь; 2 — испытуемый образец; 3 — термопара; 4 — державка образца; 5 — шарнирная люлька.

Испытания при нормальных условиях

Испытания образцов на износ без предварительного подогрева или охлаждения показали, что в зависимости от скорости скольжения наблюдается изменение видов износа. При скорости скольжения менее

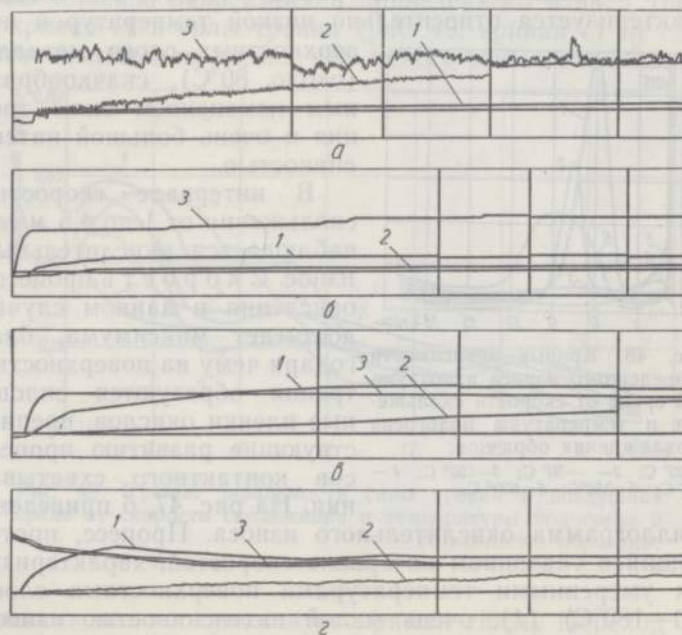


Рис. 47. Осциллограммы различных видов износа: а — схватыванием 1-го рода; б — окислительного; в — теплового; г — высокотемпературного окислительного.

1 м/сек наблюдается износ схватыванием 1-го рода. Максимальную скорость при этом виде износа имеет процесс контактного схватывания, в то время как скорость окислительных процессов приближается к нулю. Интенсивность износа очень высокая: при 0,5 м/сек равна 2660 мг на 1000 м пути трения. Металлографический анализ поверхности трения и поверхностных слоев образцов показал интенсивное развитие процессов пластической деформации, способствующей выходу на поверхность ювенильных участков металла и образованию очагов схватывания,

Окисные пленки на поверхностях трения при этом отсутствуют.

Осциллограмма протекания процесса износа схватыванием 1-го рода приведена на рис. 47, а. Здесь записано изменение с течением времени основных параметров процесса: температуры поверхностных слоев (1), линейного износа образца (2) и силы трения (3). Этот вид износа характеризуется относительно низкой температурой по-

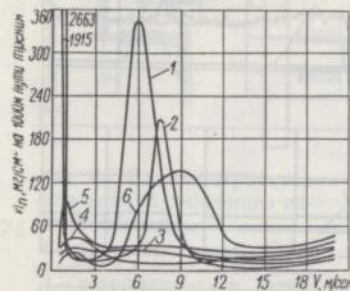


Рис. 48. Кривые зависимости приведенного износа в воздушной среде от скорости скольжения и температуры подогрева и охлаждения образцов: 1—25°С; 2—50°С; 3—150°С; 4—250°С; 5—350°С; 6—500°С.

верхностных слоев металла (около 80°С), скачкообразным изменением силы трения и очень большой интенсивностью.

В интервале скоростей скольжения от 1 до 4,5 м/сек наблюдается окислительный износ. Скорость процесса окисления в данном случае достигает максимума, благодаря чему на поверхностях трения образуются сплошные пленки окислов, препятствующие развитию процессов контактного схватывания. На рис. 47, б приведена

осциллограмма окислительного износа. Процесс, протекающий в указанном интервале скоростей, характеризуется умеренными температурами поверхностных слоев (100—180°С) (1), очень малой интенсивностью износа (2) и установившейся большой величиной силы трения (3).

При скоростях скольжения свыше 4,5 м/сек и до 7,5 м/сек наблюдается тепловой износ. Из осциллограммы (рис. 47, в) видно, что он характеризуется относительно высокой температурой поверхностных слоев металла (около 500°С) (1) и большой интенсивностью износа (2) вследствие большой скорости протекания процессов контактного схватывания.

При увеличении скорости скольжения более 7,5 м/сек тепловой износ переходит в высокотемпературный окислительный, который сохраняется до максимальной скорости скольжения 20 м/сек. Протекающий при этих скоростях окислительный износ (рис. 47, г) характеризуется

малой интенсивностью (2) благодаря большой скорости протекания процессов окисления на поверхностях трения, обеспечивающей образование сплошных пленок окислов. Наличие пленок исключает возможность схватывания; температура поверхностных слоев (1) ниже, чем при тепловом износе.

Из анализа зависимостей приведенного износа (рис. 48, кривая 1) и силы трения (рис. 49, кривая 1) от скорости скольжения видно, что между этими величинами

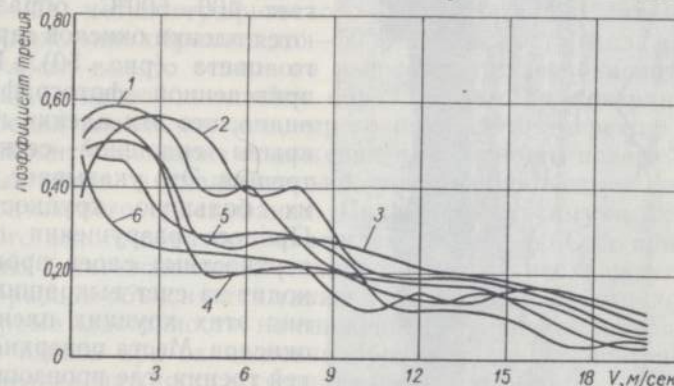


Рис. 49. Кривые зависимости силы трения в воздушной среде от скорости скольжения и температуры подогрева и охлаждения образцов:

1—25°С; 2—50°С; 3—150°С; 4—250°С; 5—350°С; 6—500°С.

и видами износа существует прямая связь. Переход от одного вида износа к другому сопровождается резким изменением интенсивности износа, температуры поверхностных слоев и значительным изменением силы трения.

Как показали исследования, температура поверхностных слоев является очень важным фактором, влияющим на скорость протекания процессов окисления и схватывания. Окислительный износ наблюдается в двух диапазонах скоростей скольжения. В диапазоне скоростей скольжения 1—4,5 м/сек он протекает при температурах поверхностных слоев металла 100—180°С, а в диапазоне 7,5—20 м/сек — при 400—500°С. При малых скоростях скольжения и низких температурах на поверхностях трения образуются преимущественно окислы коричневого цвета, а износ при трении происходит за счет превраще-

ния верхнего слоя этих окислов в порошок. По мере увеличения скорости скольжения и повышения температуры поверхностных слоев состав окислов на поверхностях трения меняется: постепенно уменьшается количество окислов коричневого цвета и образуются преимущественно окислы голубоватого цвета. При высокотемпературном

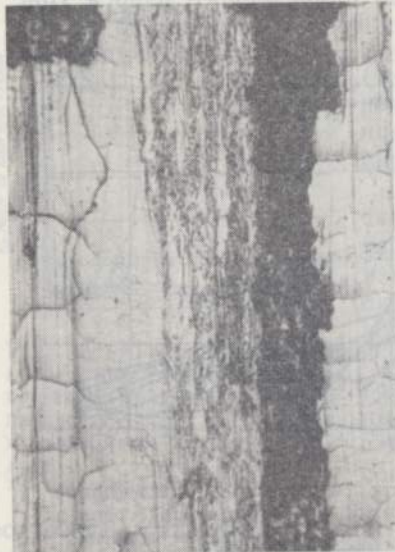


Рис. 50. Микрофотография поверхности трения образца из стали 45, подвергнувшегося испытанию в среде воздуха (скорость скольжения 14,3 м/сек), $\times 200$.

окислительном износе, когда температура поверхностных слоев достигает 400—500°C, образуются пленки окислов серого цвета (рис. 50). Из приведенной фотографии видно, что эти пленки покрыты сплошной сеткой трещин. Это указывает на их большую хрупкость. Процесс разрушения поверхностных слоев происходит за счет выкрашивания этих хрупких пленок окислов. Места поверхностей трения, где произошло выкрашивание пленки окислов, имеют черный цвет. Независимо от того, что состав и механизм разрушения окисных пленок в разных диапазонах скоростей скольжения различный, приведенный износ, как показали испытания, практически остается постоянным, а сила трения значительно изменяется. Сила трения в большей степени зависит от состава и механизма износа окисных пленок (рис. 49, кривая 1). При образовании коричневых пленок окислов (при малых скоростях скольжения) сила трения большая, а при появлении серых хрупких пленок окислов (при больших скоростях скольжения) сила трения невелика.

Испытания охлажденных образцов

Эти испытания показали, что понижение температуры поверхностных слоев до -50°C приводит к сдвигу критических скоростей перехода от окислительного износа к тепловому и теплового к высокотемпературному окислительному износу в сторону больших скоростей. Этот сдвиг хорошо виден по кривым приведенного износа (рис. 48, кривая 2) и силы трения (рис. 49, кривая 2).

Из металлографического анализа видно, что при охлаждении образцов до -50°C при скорости скольжения 6 м/сек вместо теплового износа протекает окислительный, сопровождающийся образованием на поверхности трения пленок окислов серого цвета. Этот переход происходит вследствие понижения пластичности поверхностных слоев, а следовательно, уменьшения возможностей контактного схватывания. Снижение максимума теплового износа образцов, охлажденных до -50°C по сравнению с интенсивностью теплового износа неохлажденных образцов объясняется также уменьшением пластичности. Кроме пластичности, на снижение интенсивности теплового износа при охлаждении образцов влияет повышение предела прочности материала образцов.

При охлаждении образцов наблюдается значительное снижение интенсивности износа при скорости скольжения 0,5 м/сек (рис. 48), когда происходит износ в результате атермического схватывания. Это также объясняется повышением предела прочности стали при охлаждении.

Таким образом, снижение интенсивности износа охлажденных образцов при износе атермическим схватыванием и при тепловом, когда износ происходит вследствие непосредственного разрушения поверхностных слоев металла, а не окисных пленок, обуславливается изменением механических свойств металла. Снижение температуры образцов до -50°C перед их испытанием на интенсивность окислительного износа практически не влияет.

Испытания нагретых образцов

Испытания нагретых образцов показали, что повышение температуры поверхностей трения оказывает очень большое влияние на скорость диффузионных

процессов и химическую активность трущихся слоев металла. При испытании образцов, нагретых до 150 и 250°C, во всем диапазоне скоростей скольжения наблюдается только окислительный износ. Скорость процессов окисления имеет максимальное значение, а скорость процессов схватывания равна нулю. Приведенный износ (рис. 48, кривые 3, 4) во всем диапазоне скоростей скольжения незначительный.

Подогретые образцы при скорости скольжения 0,5 м/сек изнашивались в 130 раз меньше, а при скорости скольжения 6 м/сек — в 15 раз меньше, чем образцы, испытывавшиеся без подогрева. Металлографический анализ поверхности трения показал, что при всех скоростях скольжения на поверхностях трения образцов образуются сплошные пленки окислов. При малых скоростях — это пленки преимущественно коричневого цвета, при больших — серого цвета со следами выкрашивания.

Осциллограммы, снятые при этих температурах, во всем диапазоне скоростей скольжения аналогичны осциллограммам с участков окислительного износа образцов, которые испытывали без подогрева.

При малых скоростях скольжения (до 3 м/сек) у образцов, подогретых до температур 150 и 250°C, силы трения имеют большую величину (рис. 49, кривые 3 и 4), а при увеличении скоростей скольжения они резко падают. Таким образом, наблюдается два участка на кривых сил трения: первый соответствует высоким значениям силы трения, второй — низким. Металлографический анализ показал, что эти участки связаны с образованием в процессе трения различных типов окисных пленок, имеющих различный механизм их разрушения. У образцов, испытывавшихся без подогрева, на кривых сил трения (рис. 49, кривые 1 и 2) имеется третий участок, соответствующий тепловому износу. Силы трения для этого участка имеют среднее значение.

При исследовании образцов, подогретых до 350°C, было установлено, что во всем диапазоне скоростей скольжения от 0,5 до 20 м/сек также наблюдается окислительный износ и лишь при скорости 1 м/сек появляется тенденция к развитию теплового износа.

Подогрев образцов до 500°C приводит к возникновению теплового износа в интервалах скоростей скольжения от 6 до 11 м/сек. Приведенный износ и температура по-

верхностей трения при этом сильно возрастают (рис. 48, кривая б), а силы трения остаются низкими (рис. 49, кривая б). Это объясняется тем, что в этом диапазоне скоростей скольжения сильно увеличиваются скорости процессов контактного схватывания, а при скоростях скольжения 9 и 10,5 м/сек они приобретают максимальное значение. При этих скоростях скольжения силы имеют

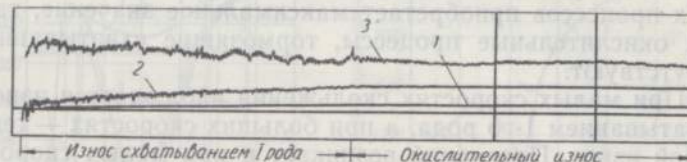


Рис. 51. Осциллограмма процесса износа образца, подогретого до 250°C:
1 — температура поверхностных слоев; 2 — линейный износ; 3 — сила трения.

малую величину вследствие того, что температуры поверхностей трения высокие и процессы контактного схватывания происходят в очень тонком, сильно размягченном слое металла. В диапазонах скоростей скольжения 0,5–6 м/сек и 11–20 м/сек при испытании подогретых до 500°C образцов наблюдается окислительный износ. Интенсивность окислительного износа в диапазоне скоростей 11–20 м/сек повышена вследствие очень энергичного окисления.

В результате исследований было установлено, что подогрев до 500°C образцов исключает возможность протекания установившегося износа схватыванием 1-го рода, который наблюдался при испытании образцов без подогрева на скорости скольжения 0,5 м/сек и способствует развитию окислительного износа. Однако, как видно из осциллограмм (рис. 51), в начале испытания подогретых образцов, т. е. в момент приработки, протекает процесс износа схватыванием и только после истечения некоторого времени он переходит в окислительный. Время перехода от износа схватыванием к окислительному зависит от температуры предварительного нагрева образцов. При нагреве образцов до 150°C переход происходит на 6-й минуте, при нагреве до 250°C — на 4-й минуте, при нагреве до 350°C — на 2-й минуте и при нагреве до 500°C — на 1-й минуте.

Испытания образцов в среде аргона

Испытания в среде аргона образцов без предварительного нагрева и нагретых до 150, 250, 350°C показали, что во всех случаях трения износ происходит за счет развития процессов контактного схватывания. Скорость этих процессов приобретает максимальное значение, так как окислительные процессы, тормозящие схватывание, отсутствуют.

При малых скоростях скольжения наблюдается износ схватыванием 1-го рода, а при больших скоростях — тепловой износ. Последний возникает и при малых скоростях скольжения при трении подогретых образцов. Из сравнения кривых, приведенных на рис. 52 и 48, видно, что интенсивность теплового износа в аргоне значительно выше интенсивности теплового износа в воздушной среде. Это объясняется тем, что в среде аргона при тепловом износе поверхности трения совершенно свободны от окислов.

Из графиков, приведенных на рис. 52, можно сделать вывод о том, что интенсивность износа при протекании процессов контактного схватывания в большой степени зависит от температуры поверхностей трения образцов и диска, так как от температуры зависят механические свойства поверхностных слоев образца и диска, а также глубина слоя металла, в котором протекают процессы контактного схватывания.

Одним из факторов, определяющих интенсивность износа, является прочность металла трущихся поверхностей. Исследования показали, что при трении в атмосфере аргона в результате протекания только процессов контактного схватывания между приведенным износом, температурой поверхностных слоев трущихся образцов и их прочностью существует прямая связь. Об этом свидетельствуют кривые 1 и 2 на рис. 53. Кривая 1 выражает зависимость предела прочности материала образца от температуры, а кривая 2 — зависимость приведенного износа от температуры.

Интенсивность износа и глубина разрушающихся при контактном схватывании поверхностных слоев образцов зависит не только от температуры образцов, но и от отношения между температурой поверхностных слоев

образцов и диска. Температура поверхностных слоев образцов резко возрастает по мере увеличения скорости скольжения (рис. 54); при больших скоростях скольжения она приближается к температуре плавления. Температура диска с увеличением скорости скольжения вслед-

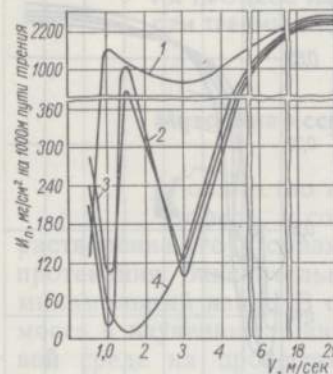


Рис. 52. Кривые зависимости приведенного износа в среде аргона от скорости скольжения и температуры подогрева образцов из стали 45: 1 — 350° С; 2 — 250° С; 3 — 150° С; 4 — 25° С.

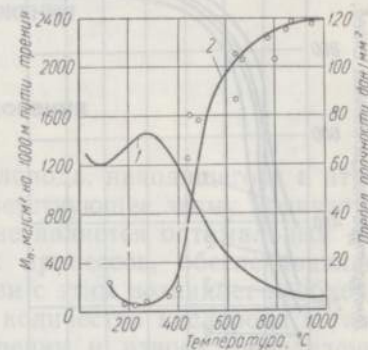


Рис. 53. Кривые зависимости предела прочности стали 45 и приведенного износа от температуры: 1 — предел прочности; 2 — приведенный износ.

ствие большой его массы изменяется незначительно, причем она не повышается выше 100°C. Поэтому при больших скоростях скольжения, когда разность температур образцов и диска очень большая, металл образца наохлаживается на относительно холодный диск, в результате чего образец интенсивно изнашивается, хотя глубина разрушающегося в результате контактного схватывания слоя небольшая.

При малых скоростях скольжения, когда температура поверхностей трения образца и диска невысокая, происходит износ образца и диска за счет развития процессов атермического контактного схватывания.

При определенных скоростях скольжения как при трении подогретых, так и неподогретых образцов наблюдается явление переноса металла от образца на диск и наоборот. Очевидно, это явление наблюдается в тех случаях, когда температуры поверхностей трения образца

и диска близки между собой. Приведенный весовой износ в этих случаях трения минимальный (см. рис. 52).

Таким образом, исследования изнашивания стали при подогреве в аргоне показали, что подогрев, как правило,

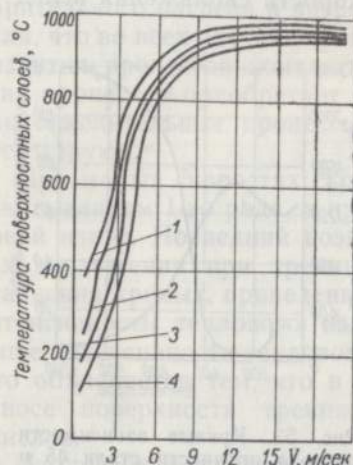


Рис. 54. Кривые зависимости температуры поверхностных слоев от скорости скольжения и подогрева образцов при трении в среде аргона: 1 — 350° С; 2 — 250° С; 3 — 150° С; 4 — 25° С.

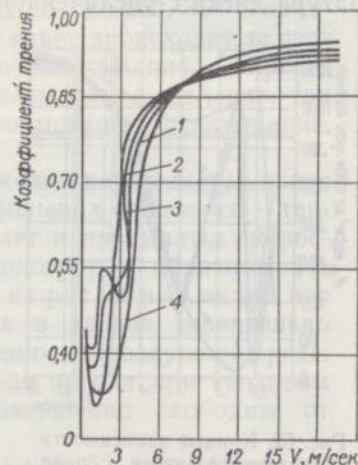


Рис. 55. Кривые зависимости коэффициента трения в среде аргона от скорости скольжения и подогрева образцов: 1 — 150° С; 2 — 350° С; 3 — 250° С; 4 — 25° С.

приводит к повышению интенсивности износа, так как при отсутствии кислорода повышение температуры способствует развитию процессов контактного схватывания. Однако интенсивность износа не пропорциональна температуре. Влияние температуры на коэффициент трения в среде аргона видно из рис. 55.

ГЛАВА 7

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА КИСЛОРОДА В ГАЗОВОЙ СРЕДЕ НА ПРОЦЕСС ИЗНОСА СТАЛИ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Методика исследования

Количество кислорода, находящегося в атмосфере, и соответствующее этому количеству растворение его в смазке не является оптимальным для протекания окислительных процессов, обеспечивающих минимальный износ. В связи с этим возникает необходимость в изучении влияния количества кислорода в газовой среде на процессы трения и износа, определении оптимального содержания кислорода при различных условиях трения и в разработке методов регулирования степени окисления поверхностей трения. Кроме этого, проблема трения и износа металлов в условиях вакуума имеет весьма актуальное самостоятельное значение. При работе трущихся пар в вакууме обычные смазочные материалы не применяют вследствие их испарения, а отсутствие достаточного для диффузии количества кислорода не создает условий для возникновения процессов окисления трущихся поверхностей, как это имеет место при нормальных режимах износа в воздушной атмосфере.

При трении даже в условиях незначительного вакуума (10^{-2} мм рт. ст.) вследствие отсутствия окисных пленок энергично развиваются процессы схватывания, приводящие к аварийному износу трущихся деталей машин.

Надежность и долговечность работы машин в условиях вакуума определяется в первую очередь износостойкостью материалов трущихся деталей, работающих при недостаточном количестве кислорода. Исследования закономерностей процессов трения и износа в этих условиях приобретают первостепенное значение, так как они позволяют создать теоретические предпосылки для решения практических вопросов по изысканию и созданию износостойких материалов и наиболее рационального их со-

четания в парах трения, работающих в условиях вакуума.

Для изучения влияния количества кислорода в газовой среде на процессы трения и износа сталей было исследовано [57, 58, 59]:

1) влияние степени разрежения воздуха (количества кислорода в зоне трения) на качественные и количественные характеристики износа;

2) влияние внешних механических воздействий (скорости скольжения и удельного давления) на процессы трения и износа в условиях вакуума;

3) влияние механических свойств сталей на процессы трения и износа в условиях вакуума.

Влияние количества кислорода на процессы трения и износа металлов исследовали путем уменьшения его содержания в газовой среде зоны трения за счет разрежения воздуха до глубокого вакуума. В процессе исследований проводили металлографический анализ поверхностей трения и поверхностных слоев образцов, определяли микротвердость поверхностных слоев, приведенный износ и измеряли силу трения. Оценку микрогеометрии поверхности проводили профилографом «Калибр-ВЭИ».

Исследования выполняли при сухом трении скольжения торцов кольцевых цилиндрических образцов, имеющих следующие размеры: внешний диаметр D — 45 мм; внутренний диаметр d — 36 мм; высота H — 6 мм. Образцы изготавливали из сталей марок 45, 60, У10; для получения определенной твердости их подвергали термической обработке. Рабочие поверхности образцов шлифовали на плоскошлифовальном станке до 7-го класса чистоты. После шлифования образцы размагничивались, и чистота рабочих поверхностей доводилась шлифованием микрокросной бумагой до 9—10-го класса.

Испытание образцов на износ проводили на специально сконструированной вакуумной машине трения, позволяющей вести испытания при скоростях скольжения от 0,06 до 6 м/сек, удельном давлении до 250 дан/см² и разрежении воздуха в рабочей камере машины от 760 до 10⁻⁷ мм рт. ст.

На рис. 56 приведена принципиальная схема установки с вакуумной машиной трения. Основной частью машины является металлическая геометрическая камера 1, в которой размещается трущаяся пара испытуемых образ-

цов и создается газовая среда желаемого состава. Через натекаль 22 в камеру 1 можно подавать любые газы, необходимые для проведения испытаний.

Вакуум в камере создается насосом предварительного разрежения ВН-2МГ 19 и вакуумным агрегатом ВА-05-1 12. Установка позволяет создавать вакуум в пределах от 760 до 10⁻² мм рт. ст. с помощью насоса ВН-2МГ 19.

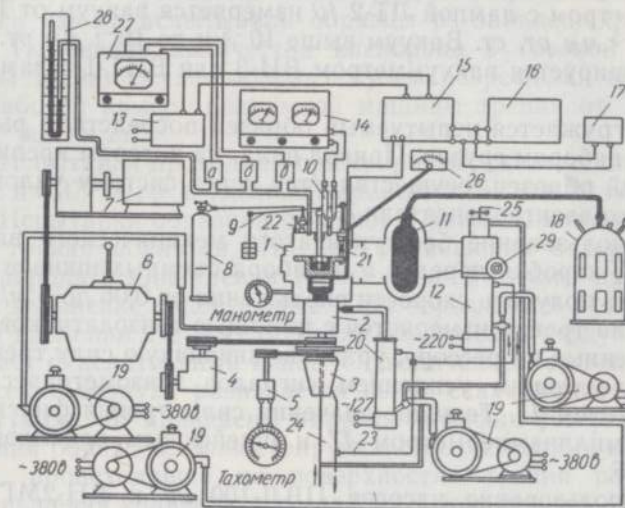


Рис. 56. Принципиальная схема установки с вакуумной машиной трения:

1 — герметическая камера; 2 — система уплотнения вала; 3 — сборник воды с форсункой для охлаждения вала; 4 — угловой редуктор; 5 — датчик счетчика оборотов; 6 — коробка передач; 7 — электродвигатель с вариатором; 8 — баллон с воздухом (газом); 9 — рычаг системы нагружения; 10 — лампы ЛТ-2, ЛМ-2; 11 — азотная ловушка; 12 — вакуумный агрегат ВА-05-1 с насосом Н-5; 13 — блок питания; 14 — вакуумметр ВИТ-1; 15 — тензометрический усилитель; 16 — шлейфовый осциллограф; 17 — микроамперметр; 18 — прибор КПЖ-30; 19 — вакуумный насос ВН-2МГ; 20 — диффузионный вакуумный насос ЦВЛ-100; 21 — тензодатчики; 22 — натекаль; 23 — слив воды; 24 — подача воды для охлаждения вала; 25 — перекрывной край; 26 — милливольтметр; 27 — вакуумметр магнитный; 28 — ртутный сызозометр; 29 — заслонка вакуумного агрегата.

Вакуум в пределах от 10⁻² до 10⁻⁵ мм рт. ст. создается вакуумным агрегатом ВА-05-1 с пароструйным насосом Н-5 12. Предварительное разрежение обеспечивает насос ВН-2МГ 19. Повышение вакуума до 10⁻⁷ мм рт. ст. достигается путем применения азотной ловушки 11 и использования жидкого азота из прибора КПЖ-30 18.

В зависимости от степени разрежения вакуум измеряется ртутным пьезометром 28, вакуумметром магнитным ВМ-1 27, вакуумметром термопарным и ионизационным (ВИТ-1) 14. Ртутный пьезометр 28 измеряет вакуум в пределах от 760 до 1—2 мм рт. ст. Магнитный вакуумметр с датчиками *a*, *b* и *в* дает наиболее точные замеры вакуума в пределах от 1 до 10^{-2} мм рт. ст. Термопарным вакуумметром с лампой ЛТ-2 10 измеряется вакуум от 10^{-1} до 10^{-3} мм рт. ст. Вакуум выше 10^{-3} и до 10^{-7} мм рт. ст. регистрируется вакуумметром ВИ-3 или ВИТ-1 с лампой ЛМ-2.

Нагружается испытуемый образец посредством рычага 9 с набором грузов. Привод вала, на котором крепится нижний образец, осуществляется через систему уплотнения 2 от электродвигателя 7.

Использование бесступенчатого механического варианта 7, коробки передач 6 и набора съемных шкивов позволяет получить скорости скольжения от 0,06 до 6 м/сек.

Сила трения измеряется с помощью тензодатчиков 21, наклеенных на рессору, уравнивающую силу трения, с последующим усилением сигналов тензометрическим усилителем 15. Текущие значения силы трения фиксируются миллиамперметром 17 и шлейфовым осциллографом 16.

Использование насосов ЦВЛ-100 20 и ВН-2МГ 19 обеспечивает длительную устойчивую работу системы герметизации вала.

С целью сокращения времени для получения высокого вакуума применяют насос ВН-2МГ 19 с кранами 25 и 29, которые изолируют работающий насос Н-5 от разреженной среды при смене испытуемых образцов. Эта система позволяет при развакуумировании рабочей камеры не выключать диффузионный насос Н-5 12, для охлаждения и последующего нагрева которого требуется около двух часов.

Система трубопроводов 24, 23 и водосборник с форсункой 3 обеспечивают охлаждение ведущего вала и диффузионных паромасляных насосов ЦВЛ-100 20 и Н-5 12 до температур, необходимых для нормальной работы этих агрегатов.

Влияние разрежения воздуха (количества кислорода в зоне трения) на качественные и количественные характеристики износа

Для исследования влияния количества кислорода в зоне трения на закономерности протекания процесса износа испытывали образцы из закаленной стали 45. Изменение количества кислорода в газовой среде зоны трения осуществлялось путем разрежения воздуха в рабочей камере вакуумной машины трения от 760 до 10^{-5} мм рт. ст.

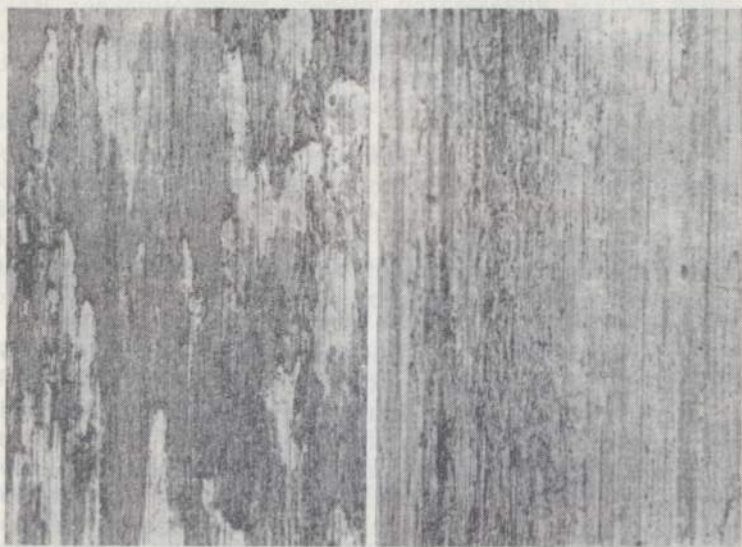
Испытания проводили при скоростях скольжения 0,06; 0,18 и 0,377 м/сек и удельных давлениях 5; 10 и 20 дан/см².

Испытания образцов на износ и анализ их поверхностей трения показали, что при уменьшении содержания кислорода в зоне трения (разрежение воздуха) происходит изменение видов износа. При нормальном атмосферном давлении и малых степенях разрежения воздуха протекает окислительный износ. С увеличением степени разрежения воздуха развивается износ схватыванием.

На рис. 57 приведены микрофотографии поверхностей трения образцов, иллюстрирующие качественные изменения, происходящие на поверхностях трения по мере уменьшения количества кислорода в зоне трения. Из этих фотографий видно, что с увеличением разрежения воздуха в зоне трения интенсивность окислительного износа постепенно уменьшается, а после достижения определенной степени разрежения получают развитие процессы схватывания. Качественные изменения процесса трения в связи с увеличением разрежения воздуха приводят к значительным количественным изменениям, которые зависят от скорости скольжения и удельного давления.

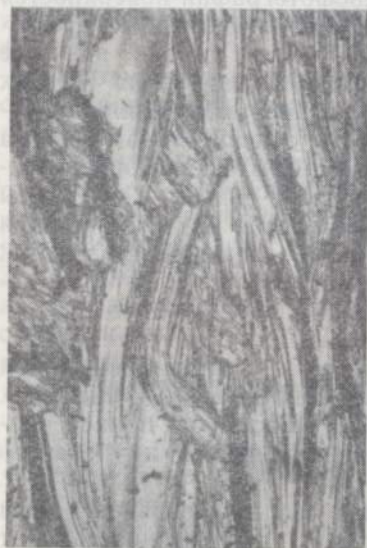
На рис. 58, 59 приведены кривые зависимости приведенного весового износа стали 45 от степени разрежения воздуха и скорости скольжения для различных удельных давлений, а на рис. 60 — кривые зависимости приведенного износа от степени разрежения воздуха и удельного давления.

Изменение видов износа и их интенсивности при уменьшении количества кислорода в зоне трения находят свое отражение и в микрогеометрических характеристиках поверхностей трения, что наглядно иллюстрируется



а

б



в

Рис. 57. Микрофотографии поверхности трения образца из стали 45, подвергавшегося испытанию при скорости скольжения 0,377 м/сек и давлении воздуха:

а — 760 мм рт. ст.; б — 10 мм рт. ст.; в — 10^{-5} мм рт. ст., $\times 150$.

графиками зависимостей средней высоты микронеровностей поверхностей трения от степени разрежения воздуха (рис. 61), а также профилограммами поверхностей трения образцов, испытывавшихся при различных степенях разрежения воздуха в зоне трения (рис. 62).

Как видно из рис. 58 и 59, наибольшая интенсивность окислительного износа наблюдается при давлении воздуха 760 мм рт. ст., когда процессы окисления протекают

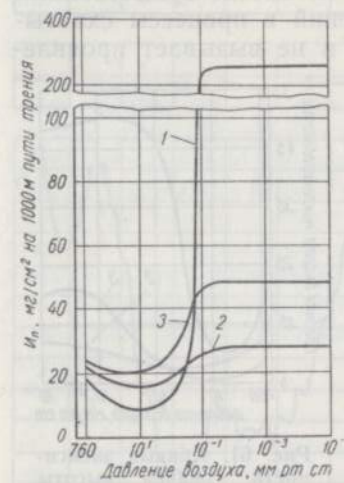


Рис. 58. Кривые зависимости приведенного износа закаленной стали 45 от степени разрежения воздуха при нормальном давлении 10 дан/см² и скорости скольжения:

1 — 0,377 м/сек; 2 — 0,18 м/сек; 3 — 0,06 м/сек.

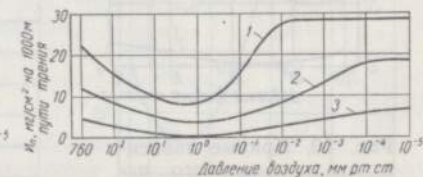


Рис. 59. Кривые зависимости приведенного износа закаленной стали 45 от степени разрежения воздуха при нормальном давлении 5 дан/см² и скорости скольжения: 1 — 0,377 м/сек; 2 — 0,18 м/сек; 3 — 0,06 м/сек.

очень энергично и на поверхностях трения образуются относительно толстые слои высших окислов железа, имеющих пониженные механические свойства. Слои такого типа окислов сравнительно легко разрушаются в процессе трения. При уменьшении количества кислорода в зоне трения интенсивность окис-

лительного износа снижается. Минимальный приведенный износ при удельном давлении 10 дан/см² соответствует давлению разреженного воздуха в зоне трения, равному 10 мм рт. ст. При таком давлении воздуха образуются очень тонкие пленки низших окислов железа, хорошо связанные с основным металлом и обладающие повышенными механическими свойствами (рис. 57, б). Эти пленки окислов менее интенсивно разрушаются при трении. Весьма вероятно, что при недостатке кислорода

процесс окисления поверхностей трения заканчивается только образованием тончайшего слоя твердого раствора кислорода в железе.

Уменьшение удельного давления приводит к смещению минимума приведенного износа в сторону больших степеней разрежения воздуха (рис. 60).

Разрежение воздуха выше 10^{-1} мм рт. ст. приводит к развитию процессов схватывания. Дальнейшее разрежение не вносит существенных изменений в процессы схватывания и не вызывает проявле-

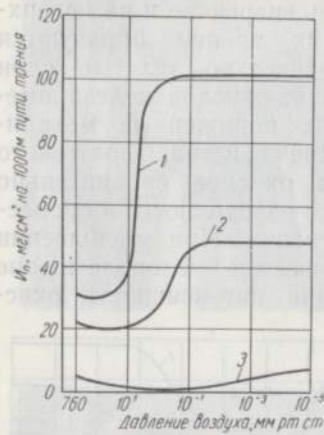


Рис. 60. Кривые зависимости приведенного износа закаленной стали 45 от степени разрежения воздуха при скорости скольжения 0,06 м/сек:

1 — нормальное давление 20 дан/см²; 2 — нормальное давление 10 дан/см²; 3 — нормальное давление 5 дан/см².

ния новых процессов. Интенсивность износа при разрежении воздуха более 10^{-2} мм рт. ст. становится весьма значительной и практически постоянной. Это обстоятельство позволяет сделать вывод о том, что при испытании металлов на износ в вакууме добиваться разрежения более 10^{-5} мм рт. ст. не имеет смысла.

Граница перехода от окислительного износа к износу схватыванием и его интенсивность зависят от удельного давления и скорости скольжения (рис. 58, 59, 60).

Характер изменения коэффициента трения в зависи-



Рис. 61. Кривые зависимости средней высоты микронеровностей поверхности трения стали 45 от степени разрежения воздуха при нормальном давлении 10 дан/см² и скорости скольжения:

1 — 0,377 м/сек; 2 — 0,18 м/сек; 3 — 0,06 м/сек.

мости от количества кислорода в зоне трения показан на рис. 63. Величина коэффициента трения с уменьшением содержания кислорода уменьшается и достигает минимума при давлении воздуха от 20 до 5 мм рт. ст. При дальнейшем разрежении воздуха коэффициент трения резко возрастает и при давлении воздуха 10^{-3} мм рт. ст. приобретает максимальное значение. Изменение коэффициента трения связано

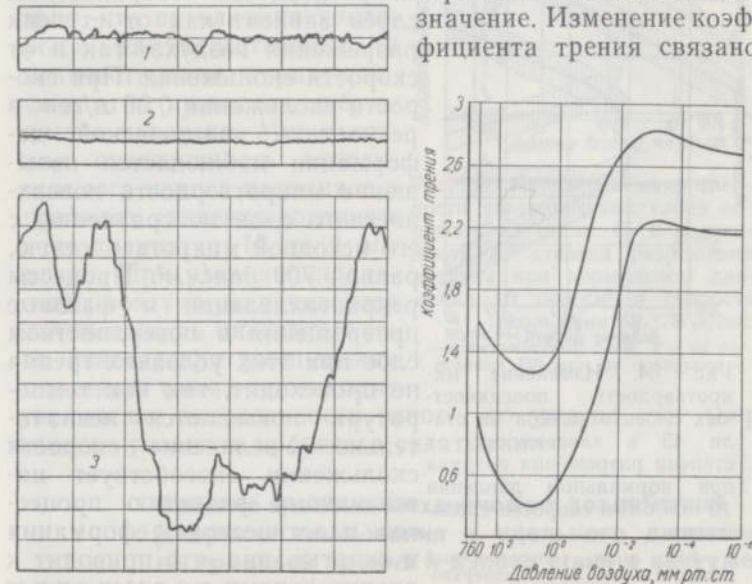


Рис. 62. Профилотрамы поверхностей трения образцов из стали 45 (скорость скольжения 0,377 м/сек):

1 — окислительный износ при давлении воздуха 760 мм рт. ст.; 2 — окислительный износ при давлении от 10 до 1 мм рт. ст.; 3 — износ схватыванием при давлении 10^{-5} мм рт. ст.; вертикальное увеличение $4 \cdot 10^3$, горизонтальное — 166.

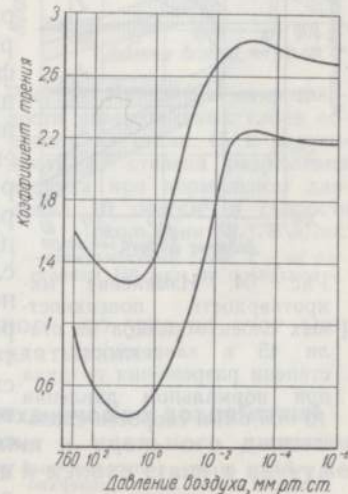


Рис. 63. Кривые зависимости коэффициента трения стали 45 от степени разрежения воздуха при нормальном давлении 10 дан/см² и скорости скольжения 0,337 и 0,18 м/сек.

с изменением характера процесса трения при уменьшении количества кислорода в зоне трения. При малых степенях разрежения снижение коэффициента трения происходит в результате изменения фазового состава и свойств окисных пленок, а при больших степенях разрежения — в результате развития процессов схватывания.

От характера процесса трения зависит работа сил

трения и количество выделяющегося тепла, а следовательно, и температура поверхностных слоев. Об изменении температуры поверхностных слоев можно судить по результатам замеров микротвердости поверхностных слоев испытывавшихся образцов (рис. 64, 65). Из приведенных графиков видно, что микротвердость поверхностных слоев зависит как от степени разрежения воздуха, так и от скорости скольжения.

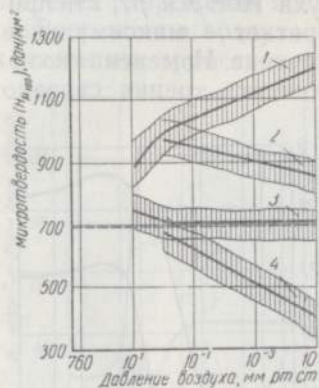


Рис. 64. Изменение микротвердости поверхностных слоев образцов из стали 45 в зависимости от степени разрежения воздуха при нормальном давлении 10 дан/см^2 и скорости скольжения:

1 — 0,06 м/сек (поверхностный слой); 2 — 0,18 м/сек (поверхностный слой); 3 — 0,06 м/сек (на расстоянии 150 мкм от поверхности); 4 — 0,18 м/сек (на расстоянии 150 мкм от поверхности).

Об этом свидетельствуют кривые микротвердости поверхностных слоев образцов, испытывавшихся при скорости скольжения 0,18 м/сек (рис. 64, кривые 2, 4) и 0,377 м/сек (рис. 65). При скорости скольжения 0,18 м/сек повышение температуры с увеличением степени разрежения воздуха приводит к снижению твердости пластически деформирующегося слоя в результате протекания процесса рекристаллизации, а также к значительному снижению твердости нижележащего слоя за счет фазовых превращений в нем (распада мартенсита). При скорости скольжения 0,377 м/сек и разрежении воздуха в зоне трения 10^{-5} мм рт. ст. температура поверхностных слоев превышает критическую (723°C), о чем свидетельствует сни-

жение твердости поверхностных слоев образцов до 250 дан/мм^2 . Это соответствует твердости отожженной стали 45 (рис. 65).

Исследование процесса трения и износа при разрежении воздуха в зоне трения от 760 до 10^{-5} мм рт. ст. показало, что во влиянии кислорода на качественные и количественные характеристики этих процессов наблюдается инверсия. Минимальная интенсивность окислительного износа находится в пределах давления воздуха в зоне трения от 10 до 1 мм рт. ст. При увеличении давления воздуха увеличивается интенсивность окислительного износа, при уменьшении давления также происходит увеличение интенсивности износа, но уже за счет энергичного развития процессов схватывания.

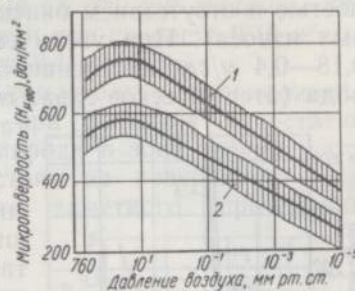


Рис. 65. Изменение микротвердости поверхностных слоев образцов из стали 45 в зависимости от степени разрежения воздуха при нормальном давлении 10 дан/см^2 и скорости скольжения 0,377 м/сек: 1 — поверхностный слой; 2 — на расстоянии 150 мкм от поверхности.

Влияние внешних механических воздействий (скорости скольжения и удельного давления) на процессы трения и износа стали в вакууме

Испытания проводились на образцах закаленных сталей 45 (HRC58) и У10 (HRC62). Степень разрежения воздуха при испытаниях равнялась 10^{-5} мм рт. ст. и оставалась постоянной. Удельные давления составляли 2; 5; 10; 20 и 25 дан/см^2 . Скорость скольжения образцов изменялась от 0,06 м/сек до критического значения, при котором образцы сваривались в первый момент испытания. Результаты испытаний представлены графиками и микрофотографиями поверхностей трения.

Из анализа кривых (рис. 66) видно, что при высокой степени разрежения воздуха в зоне трения наблюдается изменение интенсивности износа в зависимости от скорости скольжения и удельного давления. Более радикально влияет на износ изменение скорости скольжения. На кривых имеются участки с минимальной интенсивностью

износа. При малых скоростях скольжения развивается процесс схватывания, вызванный атермической пластичностью и отсутствием окисных пленок (левые ветви кривых износа). При увеличении скорости скольжения до 0,18—0,4 м/сек интенсивность износа схватыванием 1-го рода (атермическое схватывание) уменьшается в результате повышения температуры

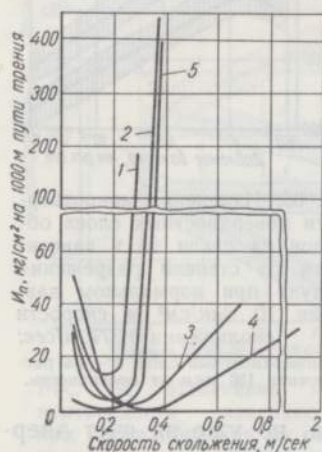


Рис. 66. Кривые зависимости износа закаленной стали от скорости скольжения в условиях разрежения воздуха до 10^{-5} мм рт. ст.:

1 — сталь 45, $P = 15$ дан/см²; 2 — сталь 45, $P = 10$ дан/см²; 3 — сталь 45, $P = 5$ дан/см²; 4 — сталь 45, $P = 2$ дан/см²; 5 — сталь У10, $P = 10$ дан/см².

в зоне контакта, что приводит к увеличению пластичности и снижению прочности тончайших поверхностных слоев металла, в связи с чем происходит локализация процесса разрушения в этих слоях. Кроме этого, надо учитывать то обстоятельство, что при вакууме 10^{-5} мм рт. ст. еще имеется определенное количество кислорода, которое при данных условиях трения и термическом состоянии поверхностных слоев металла может образовывать тончайшие пленки продуктов взаимодействия кислорода с металлом, в некоторой степени предохраняющих трущиеся поверхности от развития процессов схватывания.

При дальнейшем увеличении скорости скольжения еще больше выделяется теплоты трения и повышается температура в больших объемах металла. Таким образом, разупрочнение происходит в более толстых слоях металла. При трении закаленной стали наблюдается резкое изменение механических свойств в результате распада мартенситной структуры. При этом получают значительное развитие процессы схватывания 2-го рода (термические), приводящие к интенсивному увеличению износа, так как они протекают в более толстых слоях разупрочненного металла, и глубина разрушения металла в очагах схватывания увеличивается. При достижении критической скорости скольжения происходит сваривание трущихся образцов.

в зоне контакта, что приводит к увеличению пластичности и снижению прочности тончайших поверхностных слоев металла, в связи с чем происходит локализация процесса разрушения в этих слоях. Кроме этого, надо учитывать то обстоятельство, что при вакууме 10^{-5} мм рт. ст. еще имеется определенное количество кислорода, которое при данных условиях трения и термическом состоянии поверхностных слоев металла может образовывать тончайшие пленки продуктов взаимодействия кислорода с металлом, в некоторой степени предохраняющих трущиеся поверхности от развития процессов схватывания.

При дальнейшем увеличении скорости скольжения еще больше выделяется теплоты трения и повышается температура в больших объемах металла. Таким образом, разупрочнение происходит в более толстых слоях металла. При трении закаленной стали наблюдается резкое изменение механических свойств в результате распада мартенситной структуры. При этом получают значительное развитие процессы схватывания 2-го рода (термические), приводящие к интенсивному увеличению износа, так как они протекают в более толстых слоях разупрочненного металла, и глубина разрушения металла в очагах схватывания увеличивается. При достижении критической скорости скольжения происходит сваривание трущихся образцов.

Из рис. 66 видно, что с изменением удельного давления происходит смещение характерных минимумов интенсивности износа. При давлении 15 дан/см² минимум интенсивности износа наблюдается при скорости 0,18 м/сек, а при давлении 2 дан/см² — при 0,4 м/сек.

Анализ приведенных кривых позволяет предположить, что при большом недостатке кислорода в зоне трения и отсутствии на поверхности контакта заметного протекания

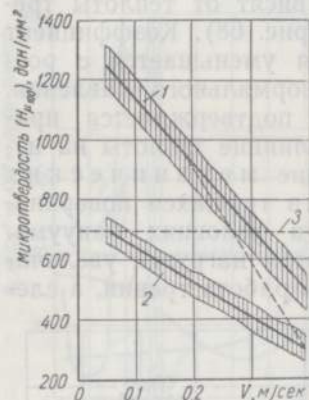


Рис. 67. Изменение микротвердости поверхностных слоев образцов из закаленной стали в зависимости от скорости скольжения при длительных испытаниях в вакууме 10^{-5} мм рт. ст.:

1 — микротвердость поверхностного слоя; 2 — микротвердость на расстоянии 150 мкм от поверхности; 3 — исходная микротвердость.

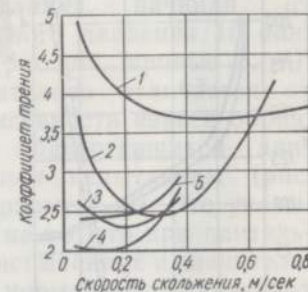


Рис. 68. Кривые зависимости коэффициента трения стали 45 от скорости скольжения в условиях разреженного до 10^{-5} мм рт. ст. воздуха при нормальном давлении:

1 — 2 дан/см²; 2 — 5 дан/см²; 3 — 10 дан/см²; 4 — 15 дан/см²; 5 — 10 дан/см² (сталь У 10).

химических процессов теплота, возникающая при трении, существенным образом влияет на изменение механических свойств трущихся поверхностей и развитие процессов схватывания.

При определенных условиях трения создаются такие оптимальные условия термического состояния поверхностных слоев и в связи с этим такое сочетание их механических свойств, при котором интенсивность износа приобретает минимальное значение. Об изменении механических свойств поверхностных слоев металла под действием теплоты трения при различной скорости скольжения можно в некоторой степени судить по микротвердос-

ти поверхностных слоев образцов (рис. 67). Надо иметь в виду, что в процессе трения твердость поверхностного слоя отличается от твердости этого слоя, замеренного после испытания.

Коэффициенты трения углеродистых закаленных сталей также в большой степени зависят от теплоты трения (рис. 68). Коэффициент трения уменьшается с ростом нормального давления. Этим подтверждается прямое влияние теплоты на изменение механических свойств трущихся поверхностей в условиях вакуума. С ростом нагрузки увеличивается работа трения, а сле-

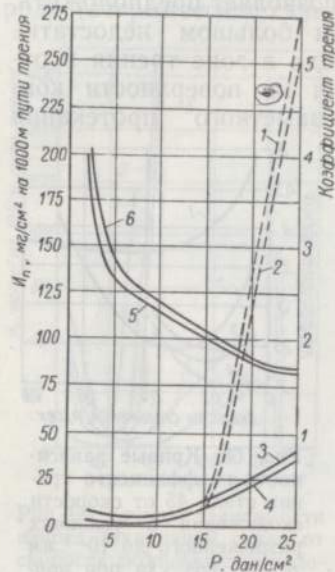


Рис. 69. Кривые зависимости приведенного износа и коэффициента трения углеродистых сталей от нормального давления в условиях разреженного до 10^{-5} мм рт. ст. воздуха (скорость скольжения 0,18 м/сек).

довательно, и температура поверхностных слоев металла, что приводит к снижению механических свойств поверхностных слоев металла и силы трения.

При недостатке кислорода одним из основных факторов, влияющим на процессы трения и износа, является теплота трения, которая обуславливает протекание в поверхностных слоях различных теплофизических процессов, оказывающих влияние на механические свойства этих слоев. Это подтверждается результатами исследования влияния нормального давления и продолжительности

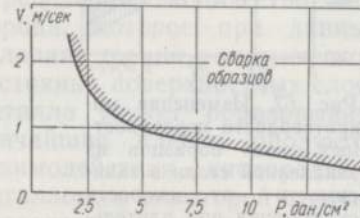


Рис. 70. Критические значения скорости скольжения и нормального давления, при которых происходит сварка образцов (давление воздуха 10^{-5} мм рт. ст.).

испытания на износ и коэффициент трения. Испытания проводили при постоянной скорости скольжения 0,18 м/сек, которой соответствует минимальный износ сталей при нормальном давлении 10 дан/см² (см. рис. 66). По продолжительности опыты разделяются на две серии: кратковременные (10 мин) и длительные (60 мин).

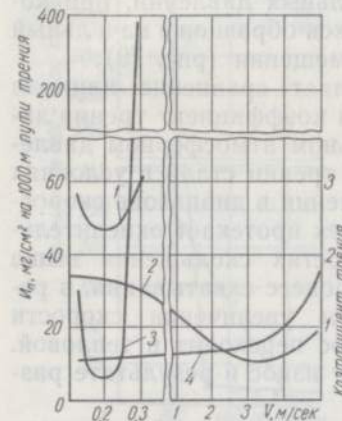


Рис. 71. Кривые зависимости приведенного износа закаленной стали 45 от скорости скольжения и степени разрежения воздуха (нормальное давление 10 дан/см²): 1, 2 — коэффициент трения при давлении воздуха соответственно 10^{-5} и 760 мм рт. ст.; 3, 4 — износ при давлении воздуха соответственно 10^{-5} и 760 мм рт. ст.

кратковременных испытаниях разупрочнение происходит в значительно меньшей степени и в более тонких поверхностных слоях.

При нормальных давлениях менее 15 дан/см² время испытания не оказывает существенного влияния на интенсивность износа, так как в этом случае благодаря меньшей работе трения температуры поверхностных слоев не достигают значений, при которых происходят фазовые превращения.

Коэффициент трения (рис. 69, кривые 5, 6) при увеличении нормального давления снижается в результате разупрочнения тончайшего поверхностного слоя. Разуп-

Из полученных в результате опытов данных видно, что интенсивность износа образцов при кратковременных испытаниях, начиная от удельного давления 15 дан/см² (рис. 69, кривые 3, 4), значительно отличается от интенсивности износа образцов, подвергавшихся длительным испытаниям (рис. 69, кривые 1, 2). Это указывает на то, что при длительных испытаниях и значительных нормальных давлениях вследствие большой работы трения развивается достаточно высокая температура, а продолжительное время действия этой температуры приводит к разупрочнению закаленных стальных образцов на большую глубину из-за фазовых превращений (высокого отпуска). При

рочнение вызывается локальным повышением температуры в этом слое. Продолжительность испытания на коэффициент трения практически не влияет.

Исследования влияния скорости скольжения и удельного давления на закономерности процессов трения в вакууме позволили установить критические величины скоростей скольжения и нормальных давлений, при которых происходит сварка трущихся образцов в начальный момент их относительного перемещения (рис. 70).

Большой интерес представляет сравнение влияния скорости скольжения на износ и коэффициент трения закаленной стали 45 при нормальном атмосферном давлении и в вакууме (рис. 71). При трении стали в условиях нормального атмосферного давления в диапазоне скоростей скольжения от 0,06 до 4 м/сек протекает окислительный износ и только при скоростях скольжения выше 4 м/сек начинает развиваться процесс схватывания, в результате чего при дальнейшем увеличении скорости скольжения окислительный износ переходит в тепловой. При трении в вакууме протекает износ в результате развития процессов схватывания.

Влияние механических свойств стали (твердости) на закономерности ее износа при трении в вакууме

Испытаниям на износ подвергали углеродистые стали 45, 65 и У10. Твердость образцов из этих сталей изменяли в пределах от 180 до 660 дан/мм^2 (НВ) путем термической обработки. Скорость скольжения и удельное давление на поверхности трения были постоянными, равными соответственно 0,18 м/сек и 10 дан/см^2 . Давление воздуха при испытаниях — 10^{-5} мм рт. ст. Результаты опытов представлены на рис. 72. Из этих кривых видно, что износ углеродистых сталей при постоянных внешних механических воздействиях и разрежении воздуха 10^{-5} мм рт. ст. находится в прямой зависимости от твердости (кривая 1).

При малом содержании кислорода с уменьшением твердости стали интенсивность износа увеличивается монотонно (без каких-либо заметных критических переходов) без изменения качественных параметров процесса.

В интервале исследованных твердостей интенсивность

изменения количественных характеристик износа определяется механическими свойствами трущихся металлов и в первую очередь их твердостью, так как в условиях большого недостатка кислорода химические процессы окисления трущихся поверхностей не получают заметного

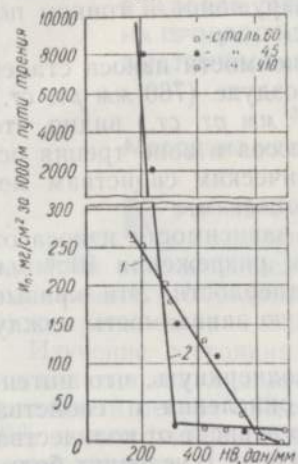


Рис. 72. Кривые зависимости приведенного износа углеродистых сталей от их твердости при давлении воздуха: 1 — 10^{-5} мм рт. ст.; 2 — 760 мм рт. ст.

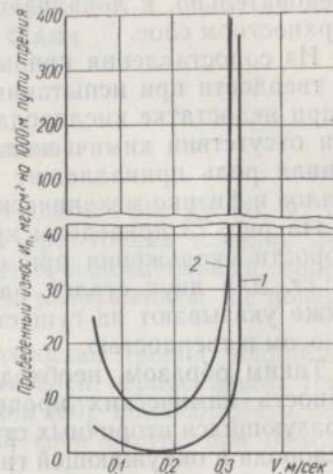


Рис. 73. Кривые зависимости приведенного износа углеродистой стали от твердости и скорости скольжения при разрежении воздуха до 10^{-5} мм рт. ст. и нормальном давлении 10 дан/см^2 : 1 — сталь У10 (HRC62); 2 — сталь 45 (HRC58);

развития. Интенсивность развития процессов схватывания пропорциональна снижению твердости сталей.

Для сравнения на рис. 72 приведена кривая 2 износа образцов из стали 45 и У10 в среде нормальной воздушной атмосферы (760 мм рт. ст.). В интервале твердости от 660 до 300 дан/мм^2 наблюдается окислительный износ. Влияние твердости на износ в этом интервале значительно меньше, чем при испытании в вакууме. Очевидно, что наличие кислорода уменьшает степень влияния механических свойств материалов на износ при трении.

При твердости 300 дан/мм^2 и ниже износ сталей, испытываемых в среде воздуха, резко возрастает и значительно превышает износ сталей, испытываемых в условиях глубо-

кого вакуума (при таких же значениях твердости). Пониженная интенсивность износа в глубоком вакууме объясняется тем, что при трении поверхностей, абсолютно свободных от окисных пленок, развивается большая сила трения, приводящая к повышению температуры, и следовательно, к локализации разрушения в тонком поверхностном слое.

Из сопоставления кривых зависимости износа сталей от твердости при испытаниях в воздухе (760 мм рт. ст.) и при недостатке кислорода (10^{-5} мм рт. ст.) видно, что при отсутствии химических процессов в зоне трения основная роль принадлежит механическим свойствам металлов и физико-механическим процессам.

На рис. 73 приведены кривые зависимости износа от скорости скольжения при степени разрежения 10^{-5} мм рт. ст. для двух сталей разной твердости. Эти кривые также указывают на существующую зависимость между износом и твердостью.

Таким образом, необходимо подчеркнуть, что интенсивность химических процессов окисления и свойства образующихся вторичных структур зависят от количества кислорода в окружающей газовой среде. В условиях большого недостатка кислорода основными факторами, обуславливающими процессы трения и износа при трении скольжения, являются физические и механические свойства сталей. Химические факторы здесь не имеют практического значения. Большое влияние на процессы трения и износа при недостатке кислорода оказывает теплота, возникающая в зоне трения. Характер развития этих процессов в условиях недостатка кислорода зависит прежде всего от механических, теплофизических свойств стали и тех изменений указанных свойств, которые вызваны тепловым воздействием, поскольку в этих условиях трения преимущественно взаимодействуют чистые поверхности металла, не покрытые пленками окислов.

ГЛАВА 8

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА КИСЛОРОДА В ГАЗОВОЙ СРЕДЕ НА ПРОЦЕСС ИЗНОСА СТАЛИ ПРИ ТРЕНИИ КАЧЕНИЯ

Методика исследования

В результате исследований [44, 49, 50, 60, 61] установлено, что при трении качения нормальным видом износа является окислительный, сопровождающийся образованием и разрушением на поверхности трения пленок окислов.

Изучение состояния поверхностей трения подшипников качения авиационных двигателей, отработавших установленный ресурс эксплуатации [60], показало, что 98—99% подшипников отработали свой ресурс при окислительном износе.

Закономерности протекания процесса окислительного износа при трении качения также определяются процессами взаимодействия между кислородом, входящим в состав газовой среды, и металлом поверхностей трения. В связи с этим возникла необходимость исследования влияния количества кислорода в газовой среде на процесс износа при трении качения [59]. При исследовании изучали: а) влияние количества кислорода на закономерности протекания окислительного износа шариковых подшипников и износа схватыванием; количество кислорода в газовой среде зоны трения изменяли за счет разрежения воздуха в диапазоне от 760 до 10^{-5} мм рт. ст.; б) влияние материалов сепаратора и покрытий рабочих дорожек колец на оптимальный режим работы деталей шариковых подшипников в вакууме. Кроме этого, определяли оптимальное количество кислорода, при котором наблюдается минимальный износ деталей шариковых подшипников.

Влияние количества кислорода в газовой среде на износ при трении качения исследовали при помощи разрежения воздуха в камере специальной машины трения в диапазоне от 760 до 10^{-5} мм рт. ст. Испытывали легкоразборные шариковые подшипники качения серии

ПЗ6203Е без покрытий беговых дорожек колец, сепараторы применяли из различных материалов: стальные, фторопластовые, текстолитовые, из магниевого сплава и из фторопласта с медно-графитовым наполнителем, а также подшипники качения этой же серии с покрытием рабочих дорожек колец оловом, цинком, медью. Сепараторы были из стали, фторопласта и фторопласта с медно-графитовым наполнителем. В процессе исследований определяли весовой износ деталей подшипников, изучали изменения структуры и свойств поверхностных слоев дорожек качения.

Стальные, магниевые, текстолитовые и фторопластовые сепараторы изготавливали обычными методами механической обработки. Для изготовления фторопластовых сепараторов с медно-графитовым наполнителем использовали порошок фторопласт-4 и мелкодисперсные порошки меди и графита. Количественное соотношение фторопласта и наполнителя 20 : 1. Подготовленную смесь прессовали в специальных пресс-формах с последующей термообработкой при температуре 375—400°C.

Число оборотов при испытаниях было постоянным и равнялось 1400 об/мин, количество циклов — 120 000. Осевая нагрузка была постоянной, равной 100 дан, за исключением исследований влияния на износ контактных напряжений.

Специально сконструированная установка для испытания подшипников в вакууме состоит из машины трения и вспомогательных устройств. Эта установка по своей конструкции аналогична установке для исследования процессов трения и износа металлов при трении скольжения в вакууме, описанной в гл. 7.

Влияние количества кислорода в зоне трения на износ деталей шариковых подшипников

Стандартные подшипники со стальными сепараторами испытывали при сухом трении в условиях изменения давления воздуха в зоне контакта от 760 до 10^{-5} мм рт. ст. Режим был подобран таким, чтобы при давлении воздуха 760 мм рт. ст. ведущим был окислительный износ. Результаты испытаний показали, что вид

износа зависит от давления воздуха. Так в камере машины в диапазоне давления воздуха от 760 до 10^{-1} мм рт. ст. протекает окислительный износ деталей подшипника, а в диапазоне давления от 10^{-1} мм рт. ст. и ниже — износ за счет развития процессов схватывания.

Наиболее интенсивно окислительный износ протекает при давлении воздуха 760 мм рт. ст. (рис. 74). При уменьшении количества кислорода в зоне трения (разрежение) интенсивность окислительного износа уменьшается, и минимальный износ наблюдается в диапазоне давления воздуха от 1 до 10^{-1} мм рт. ст. Из рис. 74 видно, что наиболее высокая интенсивность износа наблюдается у шариков подшипника и у сепаратора. Это, по-видимому, связано с наличием процесса трения скольжения между шариками и стальными сепараторами в дополнение к тем процессам, которые происходят при трении качения между шариками и кольцами подшипника.

Снижение интенсивности износа по мере разрежения воздуха и достижение его минимума при давлении воздуха от 1 до 10^{-1} мм рт. ст. объясняется тем, что в этом диапазоне давлений количества кислорода еще достаточно для образования поверхностных окисных пленок, способных предотвратить развитие процесса схватывания, но его не хватает для интенсивного образования вторичных хрупких, легко разрушающихся структур.

По-видимому, как при трении скольжения, так и при трении качения в условиях недостатка кислорода в поверхностных слоях образуются твердый раствор кислорода в металле и тончайшие пленки окислов, хорошо связанные с основным металлом.

На рис. 75 приведены микрофотографии поверхностей трения шариков подшипников после испытания их при

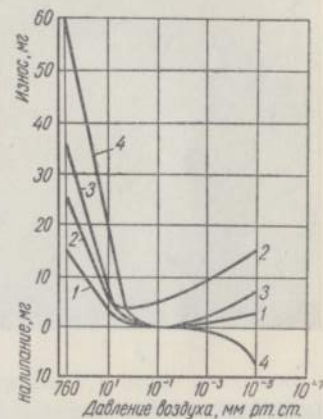
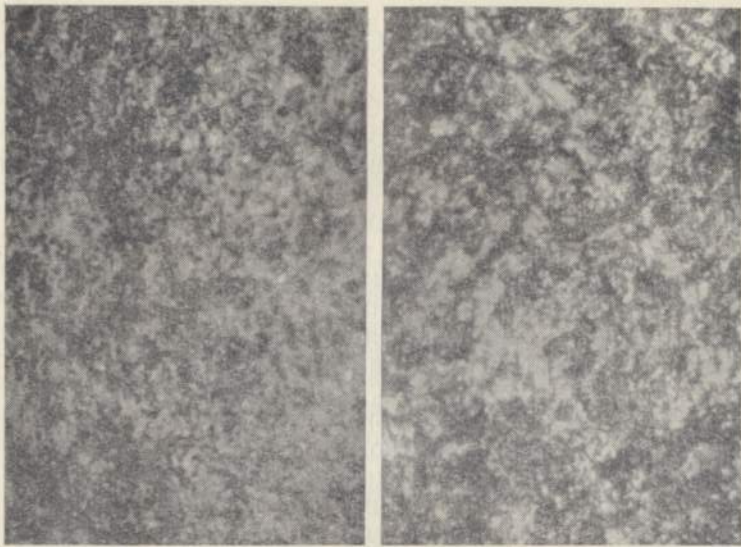
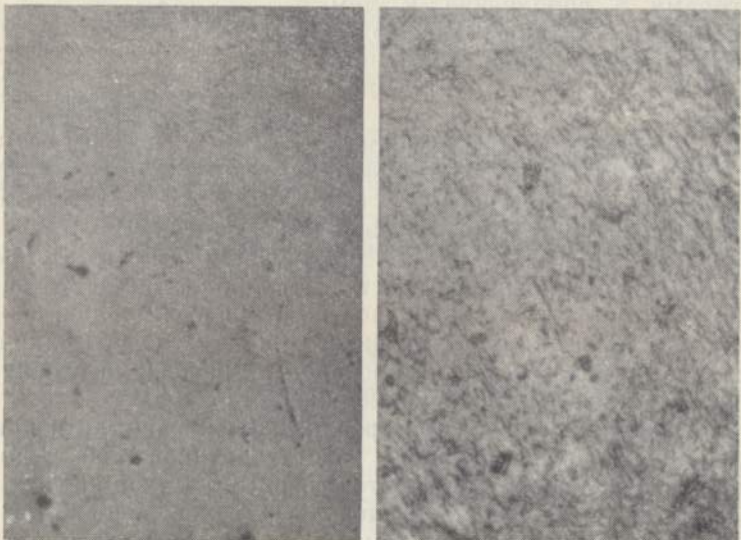


Рис. 74. Кривые зависимости износа деталей подшипника от давления воздуха (нагрузка на подшипник 100 дан): 1 — наружное кольцо; 2 — сепаратор; 3 — внутреннее кольцо; 4 — шарики.



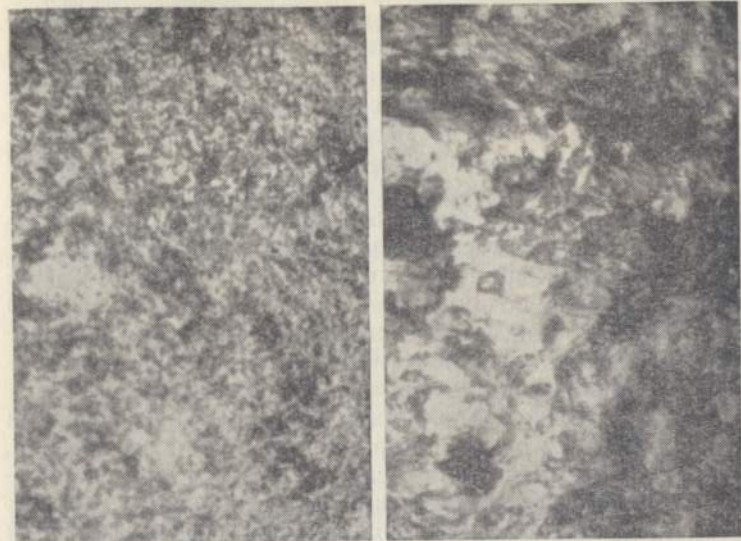
a

б



в

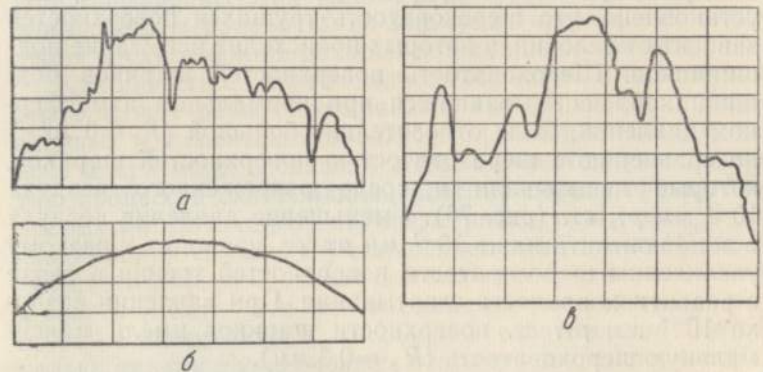
г



д

е

Рис. 75. Микрофотографии поверхности шарика после испытания подшипника при различном давлении воздуха (сепаратор подшипника стальной), $\times 450$:
a—760 мм рт. ст.; *б*—100 мм рт. ст.; *в*— 10^{-1} мм рт. ст.; *г*— 10^{-2} мм рт. ст.;
д— 10^{-3} мм рт. ст.; *е*— 10^{-5} мм рт. ст.



a

б

в

Рис. 76. Микрогеометрия поверхности шарика после испытания подшипника в воздухе при различных давлениях (сепаратор подшипника стальной), $\times 8000$:
a—760 мм рт. ст.; *б*— 10^{-1} мм рт. ст.; *в*— 10^{-5} мм рт. ст.

различных степенях разрежения воздуха. Из этих фотографий видно изменение состояния поверхностей трения деталей шариковых подшипников при уменьшении содержания кислорода в газовой среде. При уменьшении давления воздуха от 760 до 10^{-1} мм рт. ст. протекают процессы окислительного износа. При дальнейшем снижении давления воздуха ниже 10^{-1} мм рт. ст. на поверхностях трения начинают развиваться процессы схватывания. Материал колец и сепаратора налипают на шарики. Интенсивность этих процессов увеличивается по мере уменьшения давления воздуха. Начиная от давления воздуха 10^{-3} мм рт. ст. процесс схватывания развивается катастрофически и при давлении 10^{-5} мм рт. ст. происходит полное заедание подшипника.

Износ деталей подшипников в вакууме при давлении воздуха 10^{-5} мм рт. ст. по сравнению с износом деталей, которые испытывали при давлении 10^{-1} мм рт. ст. в 50—60 раз больше, в то время как по сравнению с износом деталей, испытывавшихся при давлении воздуха 760 мм рт. ст., — в 5—10 раз меньше (рис. 74). Относительно малый весовой износ деталей подшипников наряду с большой пластической деформацией поверхностных слоев в условиях разрежения воздуха в диапазоне от 10^{-3} до 10^{-5} мм рт. ст. объясняется значительным переносом металла с детали на деталь.

При изучении микрорельефа поверхностей трения установлено, что шероховатость трущихся поверхностей зависит от условий, в которых происходит испытание подшипников. Шероховатость поверхностей шариков подшипников, испытывавшихся при нормальном атмосферном давлении, была относительно большой ($R_z \approx 6$ мкм) по сравнению с шероховатостью поверхностей шариков, которые испытывали в среде разреженного воздуха 10^{-1} мм рт. ст. (рис. 76). Уменьшение давления воздуха в зоне контакта ниже 10^{-1} мм рт. ст. приводит к резкому увеличению шероховатости поверхностей трения в связи с развитием процесса схватывания. При давлении воздуха 10^{-5} мм рт. ст. поверхности шариков имели максимальную шероховатость ($R_z \approx 0,3$ мм).

Таким образом, оптимальное количество кислорода, обеспечивающее минимальный износ деталей подшипников, содержится в воздухе при разрежении его от 1 до 10^{-1} мм рт. ст.

Кислород воздуха может играть положительную роль, предотвращая процесс схватывания поверхностей трения при давлении воздуха в зоне трения ниже 1 мм рт. ст., и отрицательную в том случае, когда протекает интенсивное окисление поверхностей трения при давлении воздуха в зоне трения выше 1 мм рт. ст.

Интенсивность износа деталей подшипников уменьшается при создании условий, при которых расширяется зона минимального износа, соответствующая оптимальному содержанию кислорода в окружающей среде.

Влияние материала сепаратора и покрытий рабочих колец шариковых подшипников на износ их деталей при работе в вакууме

Для создания условий работы деталей подшипников, близких к условиям работы, соответствующим зоне минимального износа, были проведены опыты по снижению интенсивности окислительных процессов при давлениях воздуха в зоне трения, близких к атмосферному, и по замене окисных пленок, существующих в обычных условиях трения, поверхностными защитными металлическими пленками, не склонными к схватыванию в среде разреженного воздуха при давлении ниже 10^{-1} мм рт. ст. При проведении этих опытов подвергали исследованию три группы мероприятий по защите от чрезмерного окисления и схватывания деталей подшипников качения.

Как известно, пластические деформации и повышение температуры резко увеличивают интенсивность диффузионных и химических процессов при окислительном износе и при определенных условиях способствуют развитию процессов схватывания. Поэтому первая группа мероприятий по защите от чрезмерного окисления и от схватывания связана с уменьшением возможностей пластического деформирования металла поверхностных слоев в зоне контакта. Это так называемая механическая защита от интенсивного окисления и схватывания. С этой целью, наряду с увеличением исходной твердости поверхностей трения до максимально возможных значений (HRC62—64) и обеспечением высокого класса чистоты обработки рабочих поверхностей колец, было исследовано

влияние экранирования рабочих поверхностей колец тонким слоем пластичного металла (оловом, цинком, медью).

Ко второй группе относятся мероприятия, ограничивающие возможность развития процессов схватывания в вакууме:

а) покрытие дорожек качения металлами, не склонными к схватыванию с материалом шариков (Zn, Sn, Bi, Cu, Ag);

б) изготовление сепараторов подшипников из материалов, не склонных к схватыванию с материалом шариков (магний, фторопласт-4, фторопласт-4 с графитовым наполнителем, фторопласт-4 с медно-графитовым наполнителем, текстолит).

Третья группа мероприятий заключалась в сочетании покрытий поверхностей трения тонкими слоями экранирующего пластичного металла с применением для изготовления сепараторов материалов, которые в некоторой степени могут играть роль твердых смазок для трущихся деталей подшипников.

Испытания показали, что шарики, скользя о сепаратор подшипника, уносят некоторое количество материала и покрывают им рабочие дорожки колец подшипника. Таким образом, материал сепаратора может быть использован как твердое смазочное вещество. Прийти к таким выводам позволили испытания подшипников с магниевыми сепараторами (рис. 77). Магний при трении о стальные шарики легко переносится на рабочие дорожки колец и образует тонкую экранирующую пленку, которая предохраняет ювенильные поверхности контактирующих деталей подшипника от непосредственного соприкосновения, тормозя развитие процессов схватывания при трении в условиях глубокого вакуума (10^{-3} — 10^{-5} мм рт. ст.).

Однако при больших давлениях воздуха в зоне контакта (10^{-1} —760 мм рт. ст.) нанесенный на дорожки магний в процессе трения образует твердые и хрупкие окисные пленки, которые, разрушаясь и попадая в зону контакта, играют роль абразива и этим способствуют увеличению интенсивности износа деталей подшипника. Из рис. 77 видно, что магниевые сепараторы наиболее эффективны при работе подшипников в глубоком вакууме (выше 10^{-3} мм рт. ст.).

При испытании подшипников с текстолитовыми сепараторами установили, что при наличии такого сепаратора в глубоком вакууме тормозится развитие процессов схватывания. Текстолит, перенесенный на поверхность трения, играет роль твердой смазки и экрана, вследствие

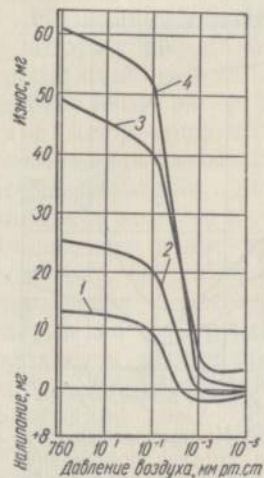


Рис. 77. Кривые зависимости износа деталей подшипника от разрежения воздуха (сепаратор подшипника из магниевых сплавов):

1 — наружное кольцо;
2 — внутреннее кольцо;
3 — сепаратор; 4 — шарики.

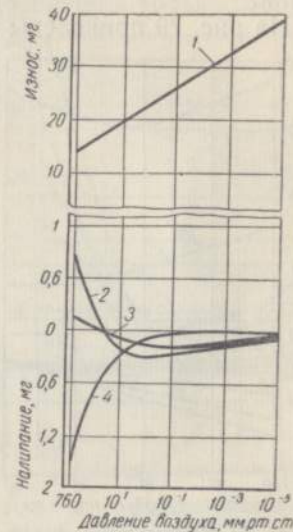


Рис. 78. Кривые зависимости износа деталей подшипника от разрежения воздуха (сепаратор подшипника текстолитовый):

1 — сепаратор; 2 — наружное кольцо; 3 — внутреннее кольцо; 4 — шарики.

чего, очевидно, и уменьшается износ стальных деталей подшипника, особенно в условиях глубокого вакуума (рис. 78).

Одним из наиболее эффективных материалов для сепараторов подшипников качения является фторопласт. Фторопластовая пленка, образующаяся в результате переноса его на трущиеся детали подшипника, может служить заменителем окисных пленок, необходимых для предотвращения процессов схватывания в глубоком

вакууме. Кроме этого, она может служить экраном, препятствующим доступу кислорода воздуха к трущимся поверхностям, и благодаря этому уменьшать интенсивность окислительного износа при работе подшипника в условиях малых разрежений и нормального атмосферного давления.

На рис. 79 приведены кривые износа деталей подшип-

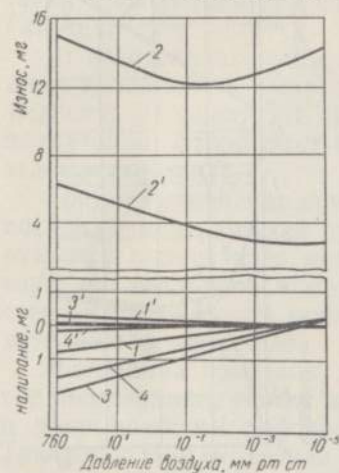


Рис. 79. Кривые зависимости износа деталей подшипника от разрежения воздуха:

1, 1' — наружное кольцо; 2 — сепаратор из фторопласта; 2' — сепаратор из фторопласта с медно-графитовым наполнителем; 3, 3' — внутреннее кольцо; 4, 4' — шарики.

ников, сепараторы которых изготовлены из фторопласта (кривые 1, 2, 3, 4) и из фторопласта с медно-графитовым наполнителем (кривые 1', 2', 3', 4').

Как видно из графика, налипание фторопласта на стальные детали подшипника с увеличением степени разрежения воздуха уменьшается, а незначительный износ их наблюдается только при давлении воздуха ниже 10^{-4} мм рт. ст. Если сепараторы изготовлены из фторопласта с медно-графитовым наполнителем, то незначительное налипание фторопласта происходит только на шарики в диапазоне давления воздуха от 760 до 10^{-1} мм

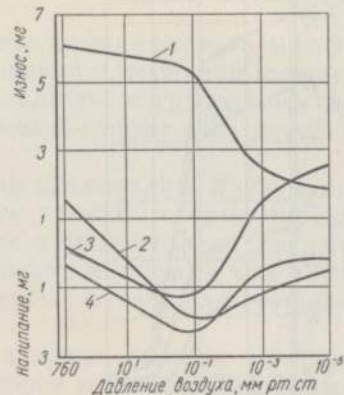


Рис. 80. Кривые зависимости износа деталей подшипника от давления воздуха (рабочая поверхность колец покрыта цинком, сепаратор подшипника из фторопласта с медно-графитовым наполнителем):

1 — сепаратор; 2 — наружное кольцо; 3 — внутреннее кольцо; 4 — шарики.

рт. ст. В этом же диапазоне наблюдается незначительный износ внутреннего и наружного колец подшипников.

При снижении давления воздуха ниже 10^{-1} мм рт. ст. заметного износа стальных деталей подшипников не происходит. Наличие налипшего слоя фторопласта на стальных деталях подшипника обнаруживается только при металлографическом анализе.

Испытания подшипников, у которых кольца были покрыты цинком, а сепараторы изготовлены из фторопласта с медно-графитовым наполнителем, показали, что во всем диапазоне изменения давления воздуха в основном происходит износ сепараторов (рис. 80). Материал сепараторов, перенесенный шариками на трущиеся поверхности, играет роль экраняющей смазочной пленки, благодаря чему тормозится развитие процессов окисления и схватывания.

Развитию процессов схватывания также препятствует слой цинка, нанесенный на рабочую поверхность колец.

Некоторое увеличение износа внутреннего кольца подшипника при давлении воздуха ниже 10^{-2} мм рт. ст. объясняется выкрашиванием цинка из-за непрочного соединения цинкового покрытия с рабочей поверхностью колец.

На рис. 81, 82 приведены кривые зависимости износа деталей подшипников от степени разрежения воздуха для следующих вариантов сочетания материалов сепараторов и покрытий рабочих дорожек колец:

а) рабочие дорожки колец подшипника покрыты оловом, а сепаратор стальной (1 — наружное кольцо; 2 — сепаратор; 3 — внутреннее кольцо; 4 — шарики);

б) рабочие дорожки колец подшипника покрыты оловом, а сепаратор фторопластовый с медно-графитовым наполнителем (полоса 7, в пределах которой располага-

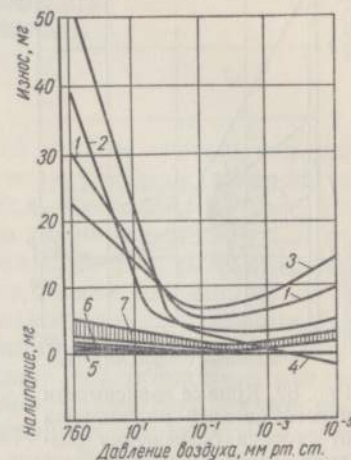


Рис. 81. Кривые зависимости износа деталей подшипника от степени разрежения воздуха при различных покрытиях поверхностей трения колец.

ются кривые износа всех деталей подшипника);
 в) рабочие дорожки колец подшипника покрыты медью, а сепаратор стальной (полоса *б* на рис. 81 и соответствующие кривые в большем масштабе на рис. 82);

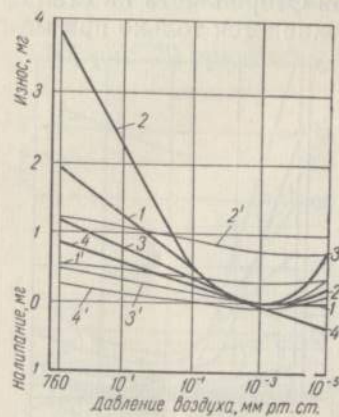


Рис. 82. Кривые зависимости износа деталей подшипника от степени разрежения воздуха (рабочая поверхность колец покрыта медью).

Сепаратор стальной:
 1 — наружное кольцо; 2 — сепаратор; 3 — внутреннее кольцо; 4 — шарики.

Сепаратор из фторопласта с медно-графитовым наполнителем:

1' — наружное кольцо; 2' — сепаратор; 3' — внутреннее кольцо; 4' — шарики.

Таким образом, это сочетание покрытий колец и материала сепаратора является наиболее удачным, так как при большом количестве кислорода в зоне трения (малые разрежения) исключается возможность интенсивного процесса окисления, а при высоком вакууме — процесса схватывания.

г) рабочие дорожки колец подшипника покрыты медью, а сепаратор фторопластовый с медно-графитовым наполнителем (полоса *б* на рис. 81 и соответствующие кривые в большем масштабе на рис. 82).

При сравнении износа деталей подшипников этих четырех вариантов сочетания материалов сепараторов и покрытий рабочих дорожек колец видим, что наибольший износ имеют детали подшипника, кольца которого покрыты оловом, а сепаратор изготовлен из стали, и наименьший, когда кольца подшипника покрыты медью, а сепаратор изготовлен из фторопласта с медно-графитовым наполнителем. В последнем случае разрежение воздуха (в диапазоне от 760 до 10^{-5} мм рт. ст.) на интенсивность износа практически не влияет.

ГЛАВА 9

РАЗВИТИЕ ПРОЦЕССОВ СХВАТЫВАНИЯ В МЕТАЛЛАХ С РАЗЛИЧНЫМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИМ СТРОЕНИЕМ ПРИ ОТСУТСТВИИ КИСЛОРОДА В ЗОНЕ ТРЕНИЯ

При трении деталей машин процесс схватывания металлов играет очень важную роль, так как развитие этого процесса обуславливает протекание теплового износа и износа схватыванием 1-го рода. Эти виды износа являются наиболее разрушительными, а следовательно, и наиболее опасными для машин.

Процессы схватывания, аналогичные по своему характеру процессам, происходящим при трении скольжения в деталях машин, протекают при обработке металлов резанием, при прокатывании, волочении, штамповке и других технологических операциях обработки металлов и отрицательно влияют на них. Явления схватывания имеют место во многих технологических операциях соединения металлов в твердом состоянии, где они играют важную положительную роль.

Явления схватывания металлов изучали многие советские ученые: В. Д. Кузнецов [70], Б. И. Костецкий [39, 44, 101], И. В. Крагельский [68], К. К. Хренов [101], В. А. Кислик [34], Н. Л. Голего [14, 15], С. Б. Айбиндер [2], А. П. Семенов [94], Г. Д. Полосаткин [82] и другие, а также зарубежные ученые: Г. Томлинсон [165], Ф. Боуден [122], Ф. Финч [134] и др. Однако до настоящего времени эти явления изучены еще недостаточно, в результате чего нет теории схватывания металлов, объясняющей все стороны этого явления.

Анализ работ, посвященных изучению сущности процесса схватывания, показал, что крайне недостаточно изучены вопросы взаимосвязи явлений схватывания и внутреннего строения металлов, а в существующих гипотезах о механизме схватывания реальное строение кристаллических тел вообще не учитывается.

Впервые применив теорию дислокаций к анализу процесса внешнего трения Б. И. Костецкий в 1963 г. пришел

к выводу о том, что схватывание и окисление при трении являются единым диффузионным процессом [52].

При обосновании дислокационной модели процессов схватывания и окисления при внешнем трении Б. И. Костецкий указывал на то, что пластическая деформация в результате движения и взаимодействия дислокаций увеличивает плотность точечных дефектов-вакансий и межузельных атомов, что благоприятствует протеканию диффузионных процессов. Протеканию диффузионных процессов также способствует текстурирование вследствие вполне определенного расположения дислокационных полей и их взаимодействия друг с другом. Взаимная диффузия атомов, контактирующих при трении металлов благодаря наличию вакансий в поверхностном пластически деформирующемся слое, приводит к возникновению процесса схватывания на ювенильных поверхностях кристаллов. Эта вакансионная концепция процесса схватывания может быть успешно проверена путем исследования процессов схватывания в металлах, имеющих кристаллические решетки различных типов (в первую очередь кубические и гексагональные), так как интенсивность возникновения дислокаций в металлах с этими типами кристаллических решеток различна.

Исходя из этих соображений, автор исследовал металлы с решетками центрированного и гранецентрированного куба и с гексагональной решеткой (табл. 7).

Для устранения влияния пленок окислов на процессы схватывания испытания образцов производили в глубоком вакууме.

Испытание осуществляли на вакуумной установке, описанной в гл. 7, путем трения скольжения цилиндрических образцов, имеющих внешний диаметр 45 мм, внутренний диаметр 36 мм, высоту 5 мм. Перед испытаниями образцы подвергали отжигу в вакууме для снятия внутренних напряжений и приведения металла к структурному равновесию. Нормальная нагрузка на поверхности трения была постоянной и равнялась 10 дан/см². Испытание проводили при двух скоростях скольжения: 0,06 (табл. 8) и 0,18 м/сек (табл. 9). В камере машины трения при испытании образцов давление воздуха равнялось 10⁻⁵ мм рт. ст. Было выполнено две серии опытов. В первой серии испытаниям подвергали пары трения одноименных металлов, а во второй — трение образцов из

испытываемых металлов осуществлялось по образцам из закаленной стали 45 (HRC58). При испытании замеряли

Таблица 7

Физико-механические свойства металлов, подвергавшихся испытаниям

Металл	Тип решетки	Удельный вес, г/см ³	Температура плавления, °С	Микротвердость (Н _{0,05}), дан/мм ²	Предел прочности, дан/мм ²	Чистота, %	Постоянные решетки, °А		Атомный радиус, А
							а	с	
Al	КГЦ	2,7	650	40	10	99,50	4,05	—	1,43
Cu	"	8,93	1083	103	22	99,50	3,61	—	1,28
Ni	"	8,8	1454	220	45	99,60	3,54	—	1,25
Pb	"	11,34	328	12	1,8	99,70	4,93	—	1,74
Ag	"	10,5	960	73	18	99,80	4,07	—	1,44
W	КЦ	19,1	3410	458	60	99,90	3,15	—	1,41
Fe	"	7,86	1539	180	28	99,80	2,86	—	1,26
Nb	"	8,5	2415	131	20	99,80	3,29	—	1,47
Ta	"	16,6	3030	390	90	99,90	3,29	—	1,49
Cr	"	7,1	1890	1005	—	99,90	2,87	—	1,30
Mo	"	10,2	2625	216	63	99,85	3,14	—	1,39
Cd	ГП	8,65	320	30	6	99,85	2,97	5,61	1,54
Mg	"	1,74	651	53	15	99,90	3,22	5,19	1,60
Ti	"	4,5	1660	245	55	99,70	2,95	4,72	1,47
Zn	"	7,14	419	88	8,5	99,70	2,65	4,93	1,37
Zr	"	6,53	1860	258	18	99,99	3,22	5,12	1,60
Co	"	8,8	1490	402	25	99,90	2,502	4,061	1,26
Bi	РЭ	9,8	271	15,4	—	99,50	4,74	—	1,82
Sb	РЭ	6,62	630	114	—	99,50	4,49	—	1,61
Sn	ТЦ	7,30	232	12	2	99,50	6,46	—	1,58

Примечание. Условные обозначения типа решетки: КГЦ — кубическая гранецентрированная; КЦ — кубическая объемноцентрированная; ГП — гексагональная плотная; РЭ — ромбоэдрическая; ТЦ — тетрагональная объемноцентрированная.

силу трения, микротвердость поверхностных слоев, определяли приведенный износ образцов, проводили металлографический анализ поверхностей трения и изучали микрорельеф поверхностей.

Результаты исследования приведены в табл. 8—11. Из табл. 8 и 9 видно, что трущиеся пары из металлов, имеющих кристаллические решетки центрированного и гранецентрированного куба, очень интенсивно изнашиваются за счет развития явления схватывания, при этом

повышение скорости скольжения, как правило, приводит к увеличению интенсивности износа этих металлов.

Таблица 8

Результаты испытаний на износ одноименных пар трения при $v = 0,06$ м/сек, $P = 10$ даН/см² и давлении окружающего воздуха 10^{-5} мм рт. ст.

Трущаяся пара		Коэффициент трения	Приведенный износ				Микротвердость поверхности трения (H_{μ}), даН/см ²	Относительное изменение микротвердости, %	
Нижний образец	Верхний образец		Нижний образец		Верхний образец				
			Весовой, мг/1000м.см ²	Объемный, мм ³ /1000м.см ²	Весовой, мг/1000м.см ²	Объемный, мм ³ /1000м.см ²			
Al	Al	5,70	+120	+45	-1489	-550	84	110	
Cu	Cu	5,50	+210	+24	-557	-63	258	150	
Ni	Ni	5,75	-8750	-950	+1200	+137	390	76	
Pb	Pb	2,50	-643	-56	-1120	-99	12	0	
Ag	Ag	3,35	-166	-16	-160	-15	200	166	
W	W	2,60	-2252	-112	-1621	-85	820	79	
Fe	Fe	2,90	-671	-85	-185	-24	1030	467	
Nb	Nb	4,60	-3998	-470	-2865	-337	223	70	
Ta	Ta	4,90	-3650	-220	-2100	-127	690	78	
Cr	Cr	3,00	-10	-1,4	-63	-8,9	1425	42	
Mo	Mo	3,25	-1618	-159	-1710	-168	970	347	
Cd	Cd	—	—	—	—	—	—	—	
Mg	Mg	2,2	-0,65	-0,4	-0,65	-0,4	57	9	
Ti	Ti	4,56	-29,0	-6,5	+22,5	+5,0	270	10,2	
Zn	Zn	3,70	+70,0	+9,8	-75,0	-10,5	58	0	
Zr	Zr	2,05	-2,0	-0,3	-63,0	-9,7	301	16	
Co	Co	0,85	-2,1	-0,23	-2,0	-0,23	410	2	
Bi	Bi	4,5	-1006	-103	+300	+30,6	18	16,9	
Sb	Sb	Схватывается в первый момент испытания							
Sn	Sn	5,0	-300	-11	+214	+30	13	8,3	

— износ, + налипание.

Трущиеся пары из металлов, имеющих гексагональные кристаллические решетки, изнашиваются незначительно, так как явления схватывания при трении образцов из этих металлов развития не получают, несмотря на то, что условия опыта были такими же благоприятными

для развития схватывания, как и в первом случае. В большинстве трущихся пар этих металлов увеличение скорости

Таблица 9

Результаты испытаний на износ одноименных пар трения при $v = 0,18$ м/сек, $P = 10$ даН/см² и давлении окружающего воздуха 10^{-5} мм рт. ст.

Трущаяся пара		Коэффициент трения	Приведенный износ				Микротвердость поверхности трения (H_{μ}), даН/мм ²	Относительное изменение микротвердости, %	
Нижний образец	Верхний образец		Нижний образец		Верхний образец				
			Весовой, мг/1000м.см ²	Объемный, мм ³ /1000м.см ²	Весовой, мг/1000м.см ²	Объемный, мм ³ /1000м.см ²			
Al	Al	4,2	-675	-250	+430	+159	79	97	
Cu	Cu	5,1	-880	-98,6	-722	-84,0	200	94	
Ni	Ni	4,85	-622	-70,9	+211	+24,0	420	91	
Pb	Pb	1,9	-512	-45,3	-618	-54,5	12	0	
Ag	Ag	2,9	-250	-23,8	-326	-31,0	185	164	
W	W	2,5	-2368	-124,0	-1923	-100,8	800	75	
Fe	Fe	1,85	-754	-95,5	-625	-79,5	890	395	
Nb	Nb	4,2	-4128	-486,0	-3263	-384,2	250	91	
Ta	Ta	4,7	-3892	-232,2	-3248	-190,0	700	79	
Cr	Cr	2,95	-331	-46,6	-175	-24,6	1350	34	
Mo	Mo	2,5	-2500	-245	-2658	-260	980	354	
Cd	Cd	—	—	—	—	—	—	—	
Mg	Mg	2,0	-1,6	-0,9	-3,2	-1,8	54	0,2	
Ti	Ti	4,2	+8,0	+1,8	-10	-2,2	280	14	
Zn	Zn	2,95	+6,1	+0,85	-10	-1,4	58	0	
Zr	Zr	1,45	-5,5	-0,84	-2,1	-0,32	280	8,5	
Co	Co	0,5	-3	-0,34	-2,4	-0,27	402	0	
Bi	Bi	1,1	-66	-6,7	+20,3	-2,0	16	3,9	
Sb	Sb	Схватывается в первый момент испытания							
Sn	Sn	То же							

— износ, + налипание

ти скольжения приводит к снижению интенсивности износа (Ti, Zn, Zr). Испытать на износ образцы из кадмия не удалось, так как они очень сильно деформировались, очевидно, потому что кадмий имеет низкую температуру кипения (767°C), а при трении по кадмию в вакууме образцы нагревались, и кадмий интенсивно испарялся.

Поверхности трения у этих двух групп металлов очень сильно отличаются. В металлах с кубическими кристал-

лическими решетками вследствие интенсивного развития явлений схватывания поверхности трения имеют высокую степень шероховатости. Металлы, имеющие гексагональную кристаллическую решетку, отличаются высокой чистотой поверхностей трения. На поверхностях трения этих металлов очень мало следов схватывания и шероховатость их весьма малая (рис. 83).

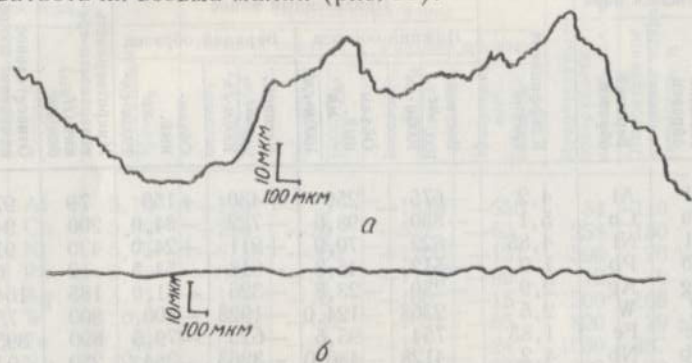


Рис. 83. Профилотграммы поверхностей трения после испытания в воздухе при давлении 10^{-5} мм рт. ст. (скорость скольжения 0,06 м/сек):

а — при трении алюминия по алюминию; б — при трении магния по магнию.

Из табл. 8 и 9 видно, что между величинами коэффициентов трения металлов, имеющих кубические и гранецентрированные решетки, нет такой большой разницы, как по износу.

При второй серии опытов (табл. 10 и 11) установили, что в случае трения о закаленную сталь 45 нет такой большой разницы в износе между металлами, имеющими кубические и гексагональные кристаллические решетки, как это наблюдалось в первой серии опытов при трении одноименных пар металлов. Что касается коэффициентов трения, то здесь наблюдается картина, близкая первой серии опытов.

В результате металлографического анализа поверхностей трения образцов, испытывавшихся во второй серии опытов, установлено, что интенсивность процессов схватывания при трении о закаленную сталь 45 значительно меньшая, чем в случае трения одноименных металлов с кубическими кристаллическими решетками.

Наиболее высокой чистотой отличаются поверхности трения большинства металлов, имеющих гексагональную кристаллическую решетку.

Таблица 10

Результаты испытаний на износ при трении металлов о закаленную сталь 45 при $v = 0,06$ м/сек, $P = 10$ даи/см² и давлении окружающего воздуха 10^{-5} мм рт. ст.

Нижний образец	Верхний образец	Коэффициент трения	Приведенный износ						Микротвердость поверхности трения (Н ₁₀₀) даи/мм ²	Относительное изменение микротвердости, %
			Нижний образец			Верхний образец				
			Весовой, мг/1000 м. см ²	Объемный, мм ³ /1000 м. см ²	1000 м. см ²	Весовой, мг/1000 м. см ²	Объемный, мм ³ /1000 м. см ²	1000 м. см ²		
Сталь 45	Al	5,0	+20	+7,4	-70	-30,5	88	120		
"	Cu	3,45	+138	+15,4	-173	-19,4	270	162		
"	Ni	4,5	+29	+3,3	-41	-4,7	395	80		
"	Pb	1,85	-4,2	-0,4	-17	-1,5	12	0		
"	Ag	2,45	-3,2	-0,3	-15	-1,43	198	170		
"	W	1,95	+3,0	+0,16	-12	-0,6	800	75		
"	Fe	2,6	-22	-2,8	-23	-2,9	1484	780		
"	Nb	3,9	+46	+5,4	-218	-25,7	280	114		
"	Ta	3,4	+62	+3,7	-680	-410	710	82		
"	Cr	2,3	-12	-1,7	-103	-14,5	1412	39		
"	Mo	1,45	-6,6	-0,6	-19,1	-1,9	797	270		
"	Cd	2,85	0,0	0,0	-2,46	-0,28	31	3,3		
"	Mg	1,85	0,0	0,0	-3,0	-1,7	53	0		
"	Ti	4,4	+136	+30,2	-144	-32	300	22		
"	Zn	3,4	+0,5	+0,07	-9,5	-1,3	58	0		
"	Zr	1,64	+27	+4,1	-30	-4,6	315	20		
"	Co	0,8	+2,3	+0,26	-8,0	-0,9	440	9		
"	Bi	0,56	0,0	0,0	0,0	0,0	15,4	0		
"	Sb	1,2	-0,3	-0,04	-17	-2,1	179	57		
"	Sn	4,6	-4	-0,55	-456	-62,5	13	8		

— износ, + налипание.

Анализ проведенных исследований показывает, что наиболее интенсивно процессы схватывания протекают в том случае, когда трению подвергаются одноименные металлы, имеющие кубические кристаллические решетки. Эти металлы имеют износ на несколько порядков больше, чем металлы с гексагональными решетками. Результаты исследований позволяют предположить, что главная причина этого обстоятельства заключается в различии возможностей возникновения точечных дефектов

в металлах с кубическими и гексагональными пространственными решетками.

Таблица 11

Результаты испытаний на износ при трении металлов о закаленную сталь 45 при $v = 0,18$ м/сек, $P = 10$ дан/см² и давлении окружающего воздуха 10^{-5} мм рт. ст.

Трущаяся пара		Коэффициент трения	Приведенный износ						Микротвердость поверхности трения ($H_{\text{тр}}^{\text{Ф}}$), дин/мм ²	Относительное изменение микротвердости, %
Нижний образец	Верхний образец		Нижний образец			Верхний образец				
			Весовой, мг 1000м·см ²	Объемный, мм ³ 1000м·см ²	1000м·см ²	Весовой, мг 1000м·см ²	Объемный, мм ³ 1000м·см ²	1000м·см ²		
Сталь 45	Al	3,8	+40	+14,8	-240	-88,9	84	110		
"	Cu	4,2	+40	+4,9	-98	-10,1	280	172		
"	Ni	5,3	+82	+9,3	-242	-27,6	395	80		
"	Pb	1,7	+0,06	+0,006	-45	-3,96	12	0		
"	Ag	0,85	-1,1	-0,1	-9	-0,86	201	166		
"	W	2,0	+4,0	+0,21	-14	-0,79	740	62		
"	Fe	2,1	-69	-8,8	-31	-3,9	1100	510		
"	Nb	4,1	+70	-8,24	-285	-33,5	260	98		
"	Ta	3,8	+93	+5,6	-816	-49,2	720	84		
"	Cr	1,7	-13	-1,8	+4,3	+0,6	1412	39		
"	Mo	1,5	-15	-1,43	-25	-2,45	825	280		
"	Cd	1,88	0,0	0,0	-10	-1,14	30	0		
"	Mg	1,9	0,0	0,0	-1,6	-0,9	54	0,2		
"	Ti	3,6	+171	+38	-171	-38	270	10,2		
"	Zn	3,0	+0,8	+0,1	-25	-3,5	58	0		
"	Zr	1,9	+89	+13,6	-99	-15,2	295	20		
"	Co	0,63	0,0	0,0	-2,5	-0,3	420	4,5		
"	Bi	0,55	+1,7	+0,2	-1,7	-0,2	17,4	13		
"	Sb	1,9	+1,0	+0,015	-46	-7,0	233	104		
"	Sn	4,8	+27	+3,7	-114	-16	13	8		

— износ, + налипание.

Как известно, точечные дефекты возникают в результате движения дислокаций и реализации различных механизмов их взаимодействия [8, 161, 136]. Плотность точечных дефектов обуславливается, в первую очередь, плотностью самих дислокаций.

Плотность дислокаций, образующихся при пластической деформации при прочих равных условиях, зависит от количества плоскостей скольжения в кристаллах. В кристаллах, ориентированных для множественного скольжения, реализуется наиболее высокая плотность

дислокаций. Наибольшие возможности для взаимодействия между дислокациями создаются в том случае, когда дислокации двигаются по пересекающимся плоскостям скольжения [62].

В металлах с гексагональными пространственными решетками скольжение идет, как правило, только в одной системе плоскостей скольжения, параллельных плоскостям основания, так что, пока кристалл принудительно не изогнут или не образует двойник или перегиб, его естественная деформация будет близка к идеальному ламинарному течению [62]. В результате этого плотность дислокаций будет малой, на что указывает малая степень наклепа металлов с этим типом решетки. Как видно из табл. 8—11, относительное изменение микротвердости поверхностей трения металлов, имеющих гексагональную пространственную решетку, незначительно.

Наибольшие возможности для реализации большой плотности дислокаций имеются в металлах с кубическими решетками, в которых с кристаллографической точки зрения скольжение возможно в нескольких плоскостях. Эти металлы наиболее сильно упрочняются при деформации, так как возникает большое количество препятствий вследствие взаимодействия между движущимися дислокациями по пересекающимся плоскостям [62]. Об этом свидетельствует значительное увеличение относительного изменения микротвердости поверхностей трения металлов, имеющих кубические кристаллические решетки (табл. 8—11).

Таким образом, возможностей для образования точечных дефектов типа вакансий и межузельных атомов у металлов с кубическими решетками значительно больше, чем у металлов с гексагональной решеткой. Увеличение плотности дефектов решетки и текстурирование, являющееся также результатом одновременного скольжения по многим системам скольжения, приводит к повышенной диффузионной подвижности у металлов с кубическими кристаллическими решетками. Поэтому если трению подвергаются ювенильные поверхности одноименных металлов, имеющих кубические пространственные решетки, то происходит энергичное развитие процессов схватывания в результате взаимной диффузии атомов контактирующих металлов вследствие наличия большой плотности вакансий и других точечных дефектов.

При трении одноименных пар металлов с гексагональными кристаллическими решетками процессы схватывания развития не получают. Эти выводы очень хорошо согласуются с результатами проведенных экспериментов.

В случае трения металлов с кубическими решетками о закаленную на мартенсит сталь 45 (табл. 10, 11) явления схватывания получают значительно меньшее развитие, вследствие чего износ уменьшается по сравнению с износом при трении одноименных пар металлов (табл. 8, 9) в десятки, а для некоторых металлов в сотни раз. Исключение составляют только медь и хром, у которых износ уменьшается в 2—3 раза.

Интенсивность процессов схватывания при трении металлов с гексагональными решетками о закаленную сталь 45 практически не изменяется, и износ по величине остается таким же, как и при трении одноименных пар этих металлов. Все это также свидетельствует о диффузионной природе процесса схватывания металлов. Как известно, мартенсит имеет очень ограниченную возможность пластической деформации, а следовательно, и реализации какой-либо значительной плотности дислокаций. Эти обстоятельства сильно ограничивают возможности возникновения достаточного количества точечных дефектов, обеспечивающих развитие явления схватывания. Поэтому при трении о закаленную сталь образцов из металлов, имеющих кубические решетки, их износ резко снижается, а при трении образцов металлов с гексагональными решетками износ не изменяется.

При сравнении поверхностей трения видно, что наименьшую шероховатость имеют поверхности трения металлов с гексагональной решеткой. Особенно высокой чистотой поверхностей трения и малым износом отличаются пары трения: кадмий по стали 45, магний по стали 45, кобальт по стали 45.

На рис. 84 приведены кривые зависимости приведенного износа от скорости скольжения образцов из одноименных металлов: бронзы Бр.ОЦС-6-6-3, закаленной стали 45 и магния при давлении воздуха в рабочей камере машины 10^{-5} мм рт. ст. Из рисунка видно, что очень малый износ во всем диапазоне скоростей скольжения имеет магний. Один из лучших антифрикционных сплавов — бронза имеет малый износ только в узком диапазоне скоростей скольжения. Сталь 45 изнашивается наи-

более интенсивно, а при скорости скольжения, близкой 0,4 м/сек, происходит сварка образцов в первый момент их относительного перемещения при трении. При трении в глубоком вакууме подобно магнию ведут себя и другие металлы, имеющие гексагональные кристаллические решетки.

Таким образом, результаты изучения процесса схватывания металлов с различными кристаллическими решетками, и следовательно, с различными особенностями

в изменении тонкой структуры при пластической деформации, в частности при образовании вакансий, подтверждают точку зрения о диффузионном характере процесса схватывания, раскрывают большие возможности для разработки теории схватывания металлов и могут быть основой для решения практических вопросов в проблеме схватывания. Как показали исследования, наибольшую склонность к схватыванию при трении проявляют металлы, имеющие кубические пространственные решетки, у которых в результате пластической деформации поверхностных слоев реализуется большая плотность дислокации. Взаимодействие последних приводит к образованию большого числа дефектов типа вакансий и межузельных атомов.

При трении металлов с гексагональными пространственными решетками в их деформирующихся поверхностных слоях не образуется достаточного количества точечных дефектов, поэтому эти металлы не проявляют склонности к схватыванию.

Испытание металлов с ромбоэдрической и тетрагональной объемноцентрированной решеткой показали, что они проявляют большую склонность к схватыванию при

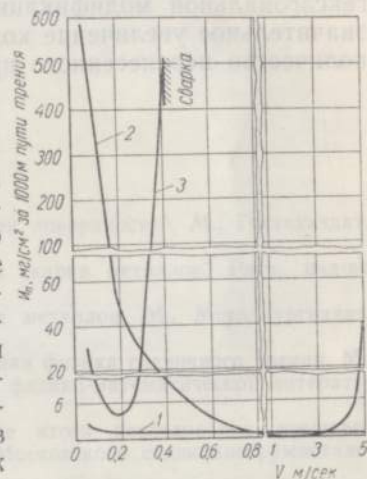


Рис. 84. Кривые зависимости приведенного износа различных металлов от скорости скольжения в разреженном воздухе при давлении 10^{-5} мм рт. ст.: 1 — магний; 2 — бронза (Бр. ОЦС-6-6-3); 3 — закаленная сталь 45.

трении одноименных пар. При трении этих металлов по закаленной стали 45 только у висмута процессы схватывания не получают развития.

Исследователи процессы схватывания не изучали с изложенной автором позиции, однако Д. Буклей и Р. Джонсон [124] заметили, что у металлов, обладающих аллотропическими превращениями, при переходе из гексагональной модификации в кубическую происходит значительное увеличение коэффициента трения, износа и количества перенесенного при трении металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Адам Н. К., Физика и химия поверхностей, М., Гостехиздат, 1947.
2. Айбиндер С. Б., Холодная сварка металлов, Рига, изд-во АН ЛССР, 1957.
3. Архаров В. И., Окисление металлов, М., Metallurgizdat, 1943.
4. Ахматов А. С., Молекулярная физика граничного трения, М., Государственное издательство физико-математической литературы, 1962.
5. Ахматов А. С., Некоторые итоги исследования внешнего трения твердых тел. Труды Московского станкоинструментального института, М., 1939.
6. Ахматов А. С., Проблемы граничного трения. Сб. «Развитие теории трения и изнашивания», М., изд-во АН СССР, 1957.
7. Боуден Ф. П., Тейбор Д., Трение и смазка, М., Mashgiz, 1960.
8. Ван Бюрен, Дефекты в кристаллах, М., Изд-во иностр. лит., 1962.
9. Виноградов Г. В., Новые пути исследования смазок, «Вестник Академии наук СССР», 1961, № 1.
10. Виноградов Г. В., Некоторые новые пути получения и исследования смазочных материалов. Сб. «Труды третьей всесоюзной конференции по трению и износу», т. III, М., Изд-во АН СССР, 1960.
11. Виноградов Г. В., Архарова В. В., Павловская Н. Т., Безбородько М. Д., Противоизносные и антифрикционные свойства расплавов солей. Сб. «Труды третьей всесоюзной конференции по трению и износу», т. III, М., Изд-во АН СССР, 1960.
12. Виноградов Г. В., Коренова И. В., Подольский Ю. Я., Павловская Н. Т., Влияние окислительных процессов на граничное трение стали в углеводородных средах и критические режимы трения, при которых развиваются процессы холодного и горячего заедания (или сварки). Сб. «Новое о смазочных материалах», М., «Химия», 1967.

13. Герцрикен С. Д., Дехтяр И. Я., Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе, М., Госиздат физико-математической литературы, 1960.
14. Голего Н. Л., Технологические мероприятия по борьбе с износом в машинах, Киев, Машгиз, 1961.
15. Голего Н. Л., Схватывание в машинах и методы его устранения, Киев, «Техніка», 1965.
16. Гребенщиков И. В., Роль химии в процессах полировки, «Сорена», 1935, № 2.
17. Давиденков Н. Н., Динамическое испытание металлов, М., ОНТИ, 1936.
18. Данков П. Д., Игнатов Д. В., Шишаков Н. А., Электрографические исследования окисных и гидроокисных пленок на металлах, М., изд-во АН СССР, 1953.
19. Дерягин Б. В., Что такое трение? М., Изд-во АН СССР, 1963.
20. Дерягин Б. В., Лазарев В. П., Новый закон трения, его экспериментальная проверка и применение к трению минеральных дисперсиондов, «Коллоидный журнал», т. 1, вып. 4, 1925.
21. Демкин Н. Б., Фактическая площадь касания твердых поверхностей, М., Изд-во АН СССР, 1962.
22. Дьяченко П. Е., Применение метода микротвердости для определения глубины наклепанного слоя. Труды совещания по микротвердости, М., Изд-во АН СССР, 1951.
23. Елин Л. В., Износ металлов в машинах при неполной смазке. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин», М., изд-во АН СССР, 1960 г.
24. Епифанов Г. И., О двучленном законе трения. Сб. «Исследования по физике твердого тела», М., Изд-во АН СССР, 1957.
25. Епифанов Г. И., Минаев Н. И., Исследование зависимости силы трения от истинной площади трения и нормальной нагрузки. Сб. «Известия вузов. Физика», № 1, Изд-во Томского университета, 1959.
26. Епифанов Г. И., Зависимость силы трения от нормальной нагрузки. Сб. «Сухое трение», Рига, Изд-во АН ЛССР, 1961.
27. Епифанов Г. И., Влияние адгезии на процесс внешнего трения чистых поверхностей. Сб. «Сухое трение», Рига, Изд-во АН ЛССР, 1961.
28. Зайцев А. К., Основы учения о трении, износе и смазке машин, ч. II и III, М., Машгиз, 1947.
29. Замоторин М. И., Износ углеродистых сталей в зависимости от условий термической обработки и твердости, М., «Наука», 1965.
30. Иванова В. С. и др., Роль дислокаций в упрочнении и разупрочнении металлов, М., «Наука», 1965.
31. Иноземцев Н. В., Курс специальной термодинамики, М., Изд. МАИ, 1938.
32. Кашеев В. К., Исследование наростов, образующихся при трении сплавов, Труды СФТИ, вып. 24, Томск, 1947.
33. Киселев В. И., Абразивный износ металлов при разных температурах, Труды СФТИ, вып. 26, 30, Томск, 1948, 1950.
34. Кислик В. А., Износ деталей паровозов, М., Трансжелдориздат, 1948.
35. Конвисаров Д. В., Трение и износ в машинах, М., Машгиз, 1947.

36. Конторович И. Е., Термическая обработка стали и чугуна, М., Metallurgizdat, 1950.
37. Костецкий Б. И., Износостойкость деталей машин, М., Машгиз, 1950.
38. Костецкий Б. И., Износ металлов и масштабный фактор, Доклады АН УССР, № 2, Киев, 1951.
39. Костецкий Б. И., Схватывание при трении металлов. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин», Киев, Машгиз, 1953.
40. Костецкий Б. И., Основные вопросы теории трения и изнашивания деталей машин, Киев, Машгиз, 1955.
41. Костецкий Б. И., Прейс Г. А., Елисеев В. Д., Испытание металлов на износ, Киев, Машгиз, 1955.
42. Костецкий Б. И., Голего Н. Л., Топеха П. К., Химический анализ поверхностных слоев металла при разных видах износа, Труды первой научно-технической конференции института ГВФ, М., Редиздат Аэрофлота, 1956.
43. Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Износостойкость и антифрикционность деталей машин, Киев, «Техніка», 1965.
44. Костецкий Б. И., Сопrotивление изнашивания деталей машин, Киев, Машгиз, 1959.
45. Костецкий Б. И., Колесниченко Н. Ф., Исследование физического рельефа и структуры поверхностей трения. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин», вып. 1, Киев, Изд-во НТО, Машпром, 1966.
46. Костецкий Б. И., Основные задачи теории внешнего трения. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин», вып. 1, Киев, Изд-во НТО Машпром, 1966.
47. Костецкий Б. И., Стойкость режущих инструментов, Киев — Москва, Машгиз, 1949.
48. Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Топеха П. К., Тронцк О. И., Карета Н. Л., Рентгеновское исследование структуры поверхности трения. «Физика металлов и металловедение», т. 7 вып. 1, Свердловск, Metallurgizdat, 1959.
49. Костецкий Б. И., Едигарян Ф. С., Классификация основных видов износа и элементы теории износа при трении качения. Сб. «Трение, смазка и износ деталей машин», КИ ГВФ, вып. IV, Киев, 1964.
50. Костецкий Б. И., Филипчук И. К., Окислительное изнашивание поверхностей при трении второго рода, «Вестник машиностроения», 1962, № 6.
51. Костецкий Б. И., Основные вопросы теории трения и изнашивания деталей машин, Киев, Машгиз, 1953.
52. Костецкий Б. И., Ивженко И. П., Исследование диффузионных процессов в поверхностных слоях металлов при трении и построении дислокационных моделей. Тезисы докладов III Межвузовской конференции по проблеме прочности и пластичности металлов, Изд. Петрозаводского университета, Петрозаводск, 1963.
53. Костецкий Б. И., Ивженко И. П., Дислокационная модель процессов схватывания и окисления при внешнем трении металлов, Труды КИ ГВФ, вып. I, Киев, 1964.
54. Костецкий Б. И., Ивженко И. П., Дислокационная мо-

- дель процесса холодной сварки металлов, «Автоматическая сварка», 1964, № 5.
55. Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Голего Н. Л., Топеха П. К., Классификация металлов и сплавов по их износостойкости. Сб. «Труды третьей Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах», т. I, М., Изд-во АН СССР, 1960.
 56. Костецкий Б. И., Топеха П. К., Носовский И. Г., Вторичные структуры на поверхностях трения и износ металлов. Сб. «Труды третьей Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах», т. I, М., Изд-во АН СССР, 1960.
 57. Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Никитин Л. В., О роли кислорода при трении скольжения, «Машиноведение», 1965, № 6.
 58. Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Никитин Л. В., Процессы трения и износа при различном содержании кислорода в зоне контакта, «Физико-химическая механика материалов», 1965, № 6.
 59. Костецкий Б. И., Носовский И. Г., Никитин Л. В., Мамин Г. Н., Влияние кислорода на процессы трения и износа. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин», вып. I, Киев, Изд-во НТО Машпром, 1966.
 60. Костецкий Б. И., Филипчук И. К., Сущность и механизм разрушения поверхности трения при трении второго рода в связи с физическими, химическими и механическими процессами. Сб. «Трение, смазка и износ деталей машин», вып. III, Киев, КИ ГВФ, 1962.
 61. Костецкий Б. И., Едигорян Ф. С., Износ подшипников качения в газовых средах различной активности, «Вопросы машиноведения», 1964, № 6.
 62. Котрелл А. Х., Дислокация и пластическое течение в кристаллах, М., Металлургиздат, 1958.
 63. Коффин Л. Ф., Исследование трения металлов в различных средах, «Машиностроение», 1957, № 11.
 64. Крагельский И. В., Щедров В. С., Развитие науки о трении, М., Изд-во АН СССР, 1956.
 65. Крагельский И. В., Трение и износ, М., Машгиз, 1962.
 66. Крагельский И. В., Швецова Е. М., Влияние скорости скольжения на изнашивание одноименных металлов. Сб. «Трение и износ в машинах», вып. X, М., Изд-во АН СССР, 1955.
 67. Крагельский И. В., Современное состояние науки о сухом трении и пути ее развития. Сб. «Труды третьей Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах», т. II, М., Изд-во АН СССР, 1960.
 68. Крагельский И. В., Молекулярно-механическая теория трения. Сб. «Труды 2-й Всесоюзной конференции по трению и износу», т. III, М., Изд-во АН СССР, 1949.
 69. Кузнецов В. Д., Физика твердого тела, т. IV, Томск, «Красное знамя», 1947.
 70. Кузнецов В. Д., Наросты при резании и трении, М., Гостехиздат, 1956.
 71. Лазаренко В. К., Прейс Г. А., Износостойкость металлов, Киев, Машгиз, 1960.
 72. Ле Клер А. Д., Успехи физики металлов, т. I, М., Металлургиздат, 1956.
 73. Львов П. Н., Абразивный износ и защита от него, М., ВНИИстройдормаш, 1959.
 74. Мак Лин Д., Механические свойства металлов, М., Металлургиздат, 1965.
 75. Маталин А. А., Качество поверхности и эксплуатационные свойства деталей машин, М., Машгиз, 1956.
 76. Мовчан Б. А., Фазовый рентгеновский анализ, «Заводская лаборатория», 1956, № 6.
 77. Наумов С. Л., Исследование сопротивления абразивному изнашиванию, Сб. «Труды КИ ГВФ», Киев, 1960.
 78. Некрасов В. В., Курс общей химии, М., Гостехиздат, 1954.
 79. Носовский И. Г., Исследование изнашивания стали 45 в воздухе, аргоне и кислороде. Сб. «Развитие теории трения и изнашивания», М., Изд-во АН СССР, 1957.
 80. Носовский И. Г., Исследование изнашивания металлов в различных газовых средах. Сб. «Труды Киевского института ГВФ», М., Редиздат Аэрофлота, 1956.
 81. Носовский И. Г., Влияние температуры контакта на скорости процессов окисления и схватывания при износе металлов. Сб. «Труды КИ ГВФ», вып. II, Киев, 1961.
 82. Полосаткин Г. Д., Материалы по физике износа и трения, «ЖТФ», т. XVI, вып. 12, 1946.
 83. Прейс Г. А., Повышение износостойкости деталей оборудования предприятий пищевой промышленности, Киев, Машгиз, 1963.
 84. Пустоварова Н. П., Влияние пластической деформации на процессы, происходящие при трении металлов, КИ ГВФ, 1960.
 85. Ребиндер П. А., Физико-химическая механика, М., «Советская наука», 1958.
 86. Ребиндер П. А., Епифанов Г. И., Влияние поверхностно-активной среды на граничное трение и износ металлов. Сб. «Развитие теории трения и изнашивания», М., Изд-во АН СССР, 1957.
 87. Ребиндер П. А., Петров Н. Н., Физико-химические основы явлений износа трущихся поверхностей. Сб. «Труды I Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах», т. I, М., Изд-во АН СССР, 1939.
 88. Ребиндер П. А., Венстрем Е. К., Влияние физических и адсорбционных слоев на пластическое течение металлов, № 4—5, М., Изд-во АН СССР, 1937.
 89. Ребиндер П. А., и др., Физико-химия флотационных процессов, М.—Л., ОНТИ, 1933.
 90. Рид В. Т., Дефекты в кристаллах, М., Изд-во иностр. лит., 1962.
 91. Савицкий К. В., Абразивный износ металлов и сплавов, Труды СФТИ, вып. 28, Томск, 1949.
 92. Савицкий К. В., Влияние условий трения на абразивный износ металлов, Труды СФТИ, вып. 31, Томск, 1952.
 93. Савицкий К. В., Приходько Е. М., Влияние структуры на абразивный износ стали, Труды СФТИ, вып. 30, Томск, 1950.
 94. Семенов А. П., Схватывание металлов, М., Машгиз, 1958.
 95. Топеха П. К., Основные виды износа металлов, Киев, Машгиз, 1952.
 96. Трепнел Б., Хемосорбция, М., Изд-во иностр. лит., 1958.
 97. Трусков П. Ф., Физико-химические изменения в машинах при трении. Сб. «Труды КИ ГВФ», вып. 3, Киев, 1962.

98. Филиппчук И. К., Исследование изнашивания подшипников качения авиационных двигателей. Сб. «Труды КИ ГВФ», вып. 11, Киев, 1961.
99. Френкель Я. И., Собрание избранных трудов, т. 3, М., Изд-во АН СССР, 1959.
100. Уманский Я. С., «Известия АН СССР», СФХА, 1948.
101. Хренов К. К., Костецкий Б. И., Сахацкий Г. П., Холодная сварка металлов сдвигом, Киев, Изд-во АН УССР, 1954.
102. Хрущов М. М., Классификация условий и видов изнашивания деталей машин. Сб. «Трение и износ в машинах», т. VIII, М., Изд-во АН СССР, 1963.
103. Хрущов М. М., Бабичев М. А., Исследование изнашивания металлов, М., Изд-во АН СССР, 1960.
104. Хрущов М. М., Бабичев М. А., Сопротивление абразивному изнашиванию чугунов различного состава и структуры, Сб. «Трение и износ в машинах», т. X, М., Изд-во АН СССР, 1955.
105. Хрущов М. М., Бабичев М. А., Сопротивление абразивному изнашиванию и твердость металлов, Доклады АН СССР, т. 88, 1953.
106. Хрущов М. М., Современные теории антифрикционности подшипниковых сплавов, Сб. «Трение и износ в машинах», вып. VI, М., Изд-во АН СССР, 1950.
107. Чертавских А. К., Рысева В. И., Влияние окислов на внешнее трение металлов, М., Metallurgizdat, 1955.
108. Чертавских А. К., Каи К. Н., О влиянии природы окисла и смазки на внешнее трение металлов при их пластической деформации. Сб. «Трение и смазка при обработке цветных металлов», М., Изд-во АН СССР, 1945.
109. Чертавских А. К., Рысева В. И., Влияние окислов на внешнее трение металлов. Сб. «Трение и износ в машинах», т. III, М., Изд-во АН СССР, 1949.
110. Честнов А. Л., Износостойкость калибров, М., Изд-во АН СССР, 1957.
111. Чичинадзе А. В., Трояновская Г. Н., Температурное поле, коэффициент трения и износ фрикционных пар. Филлал ВИНТИ, М., Изд-во АН СССР, 1957.
112. Швецова Е. И., Крагельский И. В. Классификация видов разрушения поверхностей деталей машин в условиях сухого и граничного трения. Сб. «Трение и износ в машинах», т. VIII, М., Изд-во АН СССР, 1953.
113. Щедров В. С., Температура на скользящем контакте. Сб. «Трение и износ в машинах», т. X, М., Изд-во АН СССР, 1955.
114. Barwell F. F., Relationship between surface condition, friction and wear. "Effect Surface Behaviour metals" London, Iliffe and Sons Ltd; New York, Philos. Libi., 41—68, 1958.
115. Bowden F. P., Tabor D., Friction and Lubrication of Solids, Oxford, 1954.
116. Bowden F. P. and Tabor D., The Friction and Lubrication of Solids, part II, Oxford, 1964.
117. Bowden F. P. and Tabor D., Friction and Lubrication of Solids, Oxford, 1950.
118. Bowden F. P. and Hughes T. P., The Friction of Clean Metals, Proc. of the Amer. Soc., Mech. Eng., Oxford, 1939.
119. Bowden F. P. and Uoung I. E., "Proc. of the Royal Society", vol. 208, № 1094, 1951.
120. Bowden F. P., Hughes T. P., The Friction of clean metals and the influence of adsorbed gasses. "Proc of the Royal Society", A, 172, p. 263—269, 1939.
121. Bowden F. P., Tabor D., The Friction of thin metallic film. Bull. of Council for Scient. a. Ind. Res., № 145, 1942, Melbourne.
122. Bowden F. P. and Leben L., The Nature of Sliding and the Analysis of Friction, "Proc. of the Royal Society", vol. 169, № 938, 1939.
123. Burwell J. T. and Strang C. D., "Proc. of the Royal Society", 212 A, 1952.
124. Buckley Donald H., Johnson Robert L., Effect of inert, reducing, and oxidizing atmospheres on friction and wear of metals to 1000 degrees. F. Nat Aeronaut and Space Administr. Washington, D. C., 1961.
125. Buckley Donald H., Johnson Robert L., Influence of crystal structure on friction characteristics of rare-earth and related metals in vacuum to 10^{-10} mm of mercury, "ASLE Trans.", 8, № 2, 123—131, 1965.
126. Campbell W. E., Studies of Boundary Lubrication Am. Soc. Mech. Eng — Frans, v. 61, n. 7, Oct., 1939.
127. Charpy G., Les alliages blancs, dit antifricition. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Ind Nationale, 1898.
128. Dies K., Arch. f. Eisenhüt, 10, 339, 1943.
129. Ernst H. und Merchant M., Chip Formation, Friction and High Quality Machined Surfaces. Surface Treatment of Metals Soc. of Metals, 1941.
130. Evans U., Journ. Chem., Sos. 5, 1029, 1927.
131. Fink M., Wear Oxidation a New Component of Wear, "Trans of the Amer. Soc. for Steel Treating", v. 17, n. VIII, 1930.
132. Foley R. T., Peterson M. B., Lapi S., Frictional characteristics of cobalt, nikel and iron as influenced by their surface oxide films. "ASLE Trans", 6, № 1, 29—38, 1963.
133. Finch G. I., Proc. Phys. Soc. London, B63, 465, 1950.
134. Finch G. I., "The Sliding Surface. "Proc. Physic. Soc." B, vol. 63, part 7, N 367 B, 1950.
135. Freundlich H., Patschek G., Zocher H. U. Z., Phys. Chem., 128, 321, 1927; 130, 289, 1927.
136. Friedel J., Les dislocations, Paris, 1956.
137. Gunbel L., Reibung U., Schmierung im Maschinenbau, Berlin, 1925.
138. Hardy W. B., Hardy J. K., Phil. Mag. 38, 32, 1919.
139. Holm R., Electrical Contact, H. Gerbers, Stockholm, 1946.
140. Holm R., Kirschstein B., Über das Haften Zweier Metallflächen an einander in Vakuum und die Herabsetzung des Haftens durch gewisse Gase. „Wissenschaftliche Veröffentlichungen aus den Siemens—Werken“, XII Band, Erstes Haft (abgeschlossen am 31 Dezember 1936).
141. Jimori T., Nature, 140, 278, 1937.
142. Johnson W. A., Trans. Amer. Inst. Min. Met. Engrs. 143(1941) 107—11.
143. Lee H. T., Maddin R., Trans. Met. Soc AIME, 215, 397, 1959.
144. Lunn B., Trans. Danisch. Acad. Techn. Sei., N 2, 27, 1952.

145. Lunn B., Lubricat. Engng. 2, 259, 1955.
146. Mailander R. and Dies K., Arch. f. Eisenhüt., 10, 385, 1943.
147. Manintveld I., Nature, Lond., 169, 623, 1952.
148. Miley H., Evans U., J. Chem. Soc, 15, 1937.
149. Mijake S., Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Ass. Tokyo, 49, 962, 1927.
150. Miyoshi Eiji, Nippon Kinzoku gakkai-si, Journ. Japan Inst. Metals, 23, N 1, 12—22, 1959.
151. Miyoshi Eiji, Nippon Kinzoku gakkai-si, Journ. Japan Inst. Metals, 22, № 12, 644—648, 1958.
152. Miyoshi Eiji, Nippon Kinzoku gakkai-si, Journ. Japan Inst. Metals, 23, № 2, 83—86, 1959.
153. Mott N. F., Pros. Phys. Soc. B. 64, 729—41, 1951.
154. Nakamura Fumitoshi, Transient phenomena of wear in vacuum. "Technol. Repts Kansai Univ." № 5, 35—50, 1963.
155. Nakamura Fumitoshi, Trans. Japan. Soc. Mech. Engrs., 28, N 190, 683—692, 1962.
156. Nakamura Fumitoshi, G. Japan Inst Metals, 28, N 8, 465—470, 1964.
157. Nelson H., Journ. Chem. Physics, 5, 252, 1937.
158. Nowick A. S., Greep and Recovery, A. S. M. Symposium, p. 146, 1957.
159. Nowick A. S., Phys. Rev., 82, 551, 1951.
160. Pfeil L. B., Journ., Iron Steel Inst. 119, 1929.
161. Seitz F., Phys. Rev. 80, 239, 1950.
162. Seeger A., Phil. Mag., 46, 1194, 1955.
163. Shaw P. E. und Leaveg E. W., On the friction of dry solids in vacuo. "Phil. Mag", 10, p. 809, 1930.
164. Smigelkas A. and Kirkendall E., Trans. AIME, 171, 130, 1947.
165. Tomlinson G. A., Molecular Theory of Friction, "Phill Mag.", Series 6, vol 7, № 46, Suppl. June, 1929.
166. Tonn W., "Zeitschrift für Metallkunde", v. 29, n. 6, pp. 196—198, June 1937.
167. Transtad L., Hoverstad T., Phys., Chem., 170, 172, 1934.
168. Welsh N. C., The dry wear of Steels. "Philos. Trans. Roy Soc. London", A 257, № 1077, 51—70, 1965.

ОГЛАВЛЕНИЕ

		Стр.
	Предисловие	5
<i>Глава 1.</i>	Газовая среда и износ металлов	8
	Теории трения и износа и оценка роли газовой среды в этих теориях	8
	Влияние пластической деформации на процесс окисления металла	20
	Исследования влияния газовой среды на процессы трения и износа металлов	26
<i>Глава 2.</i>	Физические, химические и механические процессы в зоне трения	34
	Возникновение процессов в поверхностных слоях металла при внешнем трении	34
	Поверхностные связи при трении	36
	Процессы в зоне трения и их скорости	41
	Влияние процесса трения на состояние поверхностей и поверхностных слоев металла	43
	Модели строения поверхностных слоев металла узлов трения при различных видах износа	45
<i>Глава 3.</i>	Исследование влияния состава внешней газовой среды на возникновение и развитие основных видов износа деталей машин	58
	Методика исследования и результаты испытания стали в различных средах	58
	Влияние газовой среды на процессы трения и износа железа Армко	73
	Рентгеноструктурный анализ поверхностей трения	74
	Роль кислорода в процессах трения и износа металла	78
	Влияние газовой среды на изменение видов износа	84
<i>Глава 4.</i>	Влияние газовой среды на процессы трения и износа в связи с природой металлов трущихся пар	89
	Принципы классификации металлов по износостойкости	89
	Влияние скорости скольжения на изменение видов износа у различных групп металлов и сплавов	93
<i>Глава 5.</i>	Вторичные структуры и роль газовой среды в их формировании	96
	Влияние вторичных структур на износ металлов	96
	Вторичные структуры и антифрикционность металлов и сплавов	103

Глава 6.

Влияние температуры поверхностей трения металлов на их взаимодействие с газовой средой при износе	115
Методика исследования	115
Испытания при нормальных условиях	119
Испытания охлажденных образцов	123
Испытания нагретых образцов	123
Испытания образцов в среде аргона	126

Глава 7.

Влияние количества кислорода в газовой среде на процесс износа стали при трении скольжения	129
Методика исследования	129
Влияние разрежения воздуха (количества кислорода в зоне трения) на качественные и количественные характеристики износа	133
Влияние внешних механических воздействий (скорости скольжения и удельного давления) на процессы трения и износа стали в вакууме	139
Влияние механических свойств стали (твердости) на закономерности ее износа при трении в вакууме	144

Глава 8

Влияние количества кислорода в газовой среде на процесс износа стали при трении качения	147
Методика исследования	147
Влияние количества кислорода в зоне трения на износ деталей шариковых подшипников	148
Влияние материала сепаратора и покрытий рабочих колец шариковых подшипников на износ их деталей при работе в вакууме	153

Глава 9.

Развитие процессов схватывания в металлах с различным кристаллическим строением при отсутствии кислорода в зоне трения	159
Литература	171

Игорь Георгиевич Носовский,
канд. техн. наук

**Влияние газовой среды
на износ металлов**

Редактор издательства инж. М. Г. Ведмеденко. Переплет художника П. М. Палаюка. Художественный редактор Н. Ф. Соловьева. Технический редактор Л. П. Дзяд. Корректор Г. Н. Захарченко.

Сдано в набор 7.XII 1967. Подписано к печати 16.V 1968. Формат бумаги 84×108¹/₂. Объем: 5,65 физ. л.; 9,45 усл. л.; 9,85 уч.-изд. л. Тираж 2900. Зак. № 1290. БФ 04801. Цена 90 коп.

Издательство «Техніка», Киев, 4, Пушкинская, 28.
Книжная ф-ка «Октябрь» Комитета по печати при Совете Министров УССР,
Киев, Артема, 23 а.

Замеченные опечатки

Страница	Строка	Напеча- тано	Следует читать
47	Табл. 2	МК	МКМ
•	10-я снизу	•	•