

621.89
И. 37

АКАДЕМИЯ НАУК СССР

ИНСТИТУТ МАШИНОВЕДЕНИЯ

ТРУДЫ ТРЕТЬЕЙ ВСЕСОЮЗНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ
ПО ТРЕНИЮ И ИЗНОСУ В МАШИНАХ

Том I

ИЗНОС
И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ.
АНТИФРИКЦИОННЫЕ
МАТЕРИАЛЫ

621.89
16819

РСФСР
Машиностроительный институт
Финансовый университет
Библиотечная

ИЗДАТЕЛЬСТВО АКАДЕМИИ НАУК СССР
Москва 1960

ОТВЕТСТВЕННЫЙ РЕДАКТОР
проф. М. М. ХРУЩОВ

ПРЕДИСЛОВИЕ

В апреле 1958 г. Институтом машиноведения АН СССР была проведена III Всесоюзная конференция по трению и износу в машинах.

Первые две Всесоюзные конференции были также организованы и проведены Институтом машиноведения: первая в 1940 г., вторая в 1949 г. Каждая конференция способствовала дальнейшему развитию в СССР исследовательских работ в области трения и износа, повышению качественного уровня этих работ, обмену информацией о достижениях науки в этой области и о практических результатах в борьбе с износом машин.

Работа III Всесоюзной конференции была сосредоточена на определении задач, выдвигаемых машиностроением перед наукой, на обсуждение путей их решения, на дискуссионных вопросах теории трения и изнашивания и на некоторых важных разделах этой проблемы, по которым еще не было тематических совещаний.

Публикуемые труды по трению и износу в машинах включают доклады, прочитанные на секциях III Всесоюзной конференции, и вводные доклады, сделанные руководителями секций. Несколько докладов было опубликовано ранее в журналах и других изданиях, поэтому в трудах конференции они не помещаются, дается только ссылка на издание, в котором их можно найти.

Труды III Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах выходят в трех томах:

том I. Износ и износостойкость. Антифрикционные материалы;

том II. Сухое и граничное трение. Фрикционные материалы;

том III. Гидродинамическая теория смазки. Опоры скольжения. Смазка и смазочные материалы.

Некоторые авторы при подготовке к печати своих докладов изменяли их заглавие, вводили изменения в содержание. Поэтому возможно известное расхождение между «Тезисами докладов III Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах» опубликованными в начале 1958 г. и докладами, помещенными в трудах конференции.

Резолюция конференции, данные о ее составе и алфавитный перечень авторов помещены в III томе.

Акад. А. А. Благонравов

ВСТУПИТЕЛЬНОЕ СЛОВО

Трение, износ и смазка принадлежат к числу проблем, над которыми наука и техника работают уже немало лет. Однако в связи с техническим прогрессом требуется все более углубленное их изучение.

Применительно к новым машинам, работающим с большой напряженностью, часто в очень высоких температурных условиях, в усложненных условиях влияния внешней среды и к новым материалам, появляющимся в технике, встают задачи более тонкого исследования физических основ трения, закономерностей и механизма процесса износа в машинах, а вместе с тем и разработки практических мероприятий, обеспечивающих долговечность, надежность и стабильность работы.

В существующих машинах сроки «морального» износа, как правило, намного превышают сроки их фактического материального износа, поэтому задача повышения сроков службы машин приобретает большое экономическое значение.

Эта задача представляет собой одну из важных сторон проблемы экономии металла. Расход металла в нашей стране, связанный с преждевременным выходом из строя машин и с изготовлением большого количества запасных частей к ним, в денежном выражении исчисляется десятками миллиардов рублей. Поэтому решение этой проблемы имеет важное народно-хозяйственное значение для нашей страны.

Одной из главных задач прогресса в машиностроении является понижение износа и уменьшение сил трения рабочих органов машин. В других случаях существенно и повышение сил трения. Так, например, в последние годы для работы многих машин и конструкций решающей становится проблема торможения. Отсутствие достаточно надежных, эффективных тормозных устройств ставит препятствия к переходу к более высоким скоростям движения всех видов транспорта, в особенности авиации, и ограничивает производительность и эффективность ряда машин, используемых на строительстве, по добыче нефти, угля (экскаваторы, буровые лебедки, краны и т. д.).

Подобные задачи требуют безотлагательного решения. III Всесоюзная конференция по трению и износу в машинах, созванная через 8 лет после II коференции, должна не только оценить достигнутые за истекший период важные научные результаты по решению ряда указанных задач, но главным образом наметить новые пути, которыми следует развивать науку о трении, износе и смазке машин для того, чтобы наиболее

полно и плодотворно помочь нашей промышленности решить задачи, поставленные перед ней партией.

Работа конференции будет проходить по следующим секциям:

- 1) гидродинамическая теория смазки и опоры скольжения;
- 2) смазка и смазочные материалы;
- 3) сухое и граничное трение;
- 4) износ и износостойкость;
- 5) фрикционные и антифрикционные материалы.

Такое построение работы конференции обусловлено сложившейся структурой науки о трении и изнашивании. Не перечисляя основные результаты и задачи по этим разделам науки, поскольку в ходе Конференции они получат детальное освещение, ограничусь некоторыми примерами.

ПО ГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ СМАЗКИ

За последние годы значительно продвинулась теория гидродинамического расчета поршневых двигателей.

Большие успехи достигнуты в решении задачи устойчивости движения шипа на смазочном слое с учетом и без учета инерционных сил последнего. Успешно решается задача создания подшипниковых опор для мощных гидрогенераторов.

Дальнейшую работу специалистов по гидродинамической теории смазки надо сосредоточить на расчете температурного поля смазочного слоя, на создании более совершенных гидродинамических опор мощных агрегатов (прокатных станков и гидротурбин), на расчете нестационарных режимов смазки.

ПО СМАЗКЕ И СМАЗОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ

В связи с освоением советской нефтяной промышленностью восточных районов за истекшее десятилетие расширилась и качественно изменилась сырьевая база смазочных материалов. Успешно завершается переход на чисто нефтяные консистентные смазки взамен жировых.

Значительно расширился ассортимент присадок, облагораживающих смазочные материалы. Начинает все шире применяться «легирование» смазочных материалов при помощи обширного ассортимента смазок специального назначения.

Нашли применение синтетические масла. В дальнейшем в широких масштабах должны развиваться работы по исследованию противозадирных и антифрикционных свойств нефтяных и не нефтяных смазочных материалов.

Особое значение приобретает развитие работ, в которых должно учитываться влияние смазочного материала на физико-химическую природу и структуру поверхностных слоев металлов, а также влияние металла на химическое изменение смазочных материалов.

ПО ТЕОРИИ СУХОГО И ГРАНИЧНОГО ТРЕНИЯ И ФРИКЦИОННЫМ МАТЕРИАЛАМ

Значительно уточнен механизм сухого трения. Ценным является выявление влияния температурного градиента на коэффициент внешнего трения. Получены интересные результаты по тепловому моделированию при трении. В развитии тормозной техники шагом вперед является создание новых энергоемких тормозов.

Дальнейшее развитие работ следует сосредоточить на создании теплостойких фрикционных материалов, обеспечивающих стабильный тормозной момент при высоких температурах.

Важно вести изыскания по созданию неметаллических фрикционных и антифрикционных материалов. Весьма перспективными являются пластмассы, металлопластмассы, пористые графитовые материалы, пропитанные металлами.

Дальнейшее развитие теории сухого и граничного трения должно базироваться на применении теории пластичности, тонкого металловедческого анализа и современных достижений в области физико-химии высокополимеров.

ПО ИЗНОСУ И АНТИФРИКЦИОННЫМ МАТЕРИАЛАМ

В настоящее время разработан и внедрен целый комплекс новых методов испытаний и приборов для оценки свойств поверхностей, позволяющих изучать процесс изнашивания. К ним нужно отнести приборы для определения микротвердости, шероховатости, волнистости и износа деталей машин методом искусственных баз. Некоторые положительные результаты получены при применении метода радиоактивных изотопов и изучении закономерностей отдельных видов изнашивания, именно абразивного и при схватывании металлов. За эти годы разработаны и внедрены новые материалы с особыми свойствами, в частности антифрикционные сплавы на алюминиевой основе в тракторостроении. Выполнены капитальные исследования изнашивания деталей типовых машин, в частности, паровозов и станков.

В области изнашивания следует развивать работы применительно к изучению закономерностей основных его видов. Перспективными являются исследования влияния микронапряжений в сплавах на износ при различных условиях трения. Возникает потребность в разработке антифрикционных материалов применительно к условиям высоких скоростей и высоких температур трущихся поверхностей. Следует шире развивать работы по применению пластмасс в деталях, работающих с трением.

* * *

Наука о трении, износе и смазке успешно развивается в СССР и различных странах мира. За последние годы этой проблеме были посвящены крупные международные конференции. В Советском Союзе наука о трении, износе и смазке развивается в научных учреждениях ряда городов — Москвы, Киева, Ленинграда, Томска, Харькова и др. Отдельные задачи, связанные с проблемой трения и износа, решались в многочисленных научно-исследовательских институтах различных отраслей промышленности. Назрела потребность в широком обобщении накопленного при этих исследованиях опытного материала.

Для решения вопросов борьбы с износом и повышения износостойкости деталей машин в нашей стране вырос большой коллектив способных работников. На настоящей конференции собрались работники многих заводов и научно-исследовательских организаций Советского Союза. Такой большой коллектив квалифицированных специалистов имеет полную возможность широко и обстоятельно обсудить современную постановку основных проблем в области трения, износа и смазки и наметить дальнейшие пути их наиболее эффективного решения.

ИЗНОС И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ТЕОРИИ ИЗНАШИВАНИЯ. ВЛИЯНИЕ НА ИЗНОС РАЗНЫХ ФАКТОРОВ. ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

М. М. Хрущов

СОВРЕМЕННЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В РАЗВИТИИ НАУКИ ОБ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАТЕРИАЛОВ

В послевоенные годы отмечено возрастающее внимание к проблеме износостойкости машин. Это повышение внимания отчетливо проявилось сначала в СССР и позднее в западных капиталистических странах. Возросшая актуальность проблемы связана, во-первых, с непрерывным развитием конструкций машин в сторону повышения механической и тепловой напряженности их подвижных сопряжений; во-вторых, с важностью для народного хозяйства продления жизни машин, так как это ведет не только к уменьшению амортизационных расходов, но и к увеличению парка действующих машин.

Прежде чем перейти к рассмотрению направлений в развитии науки об износостойкости материалов, следует указать на ее место в общей науке о трении и износе в машинах. Последняя включает следующие четыре раздела:

- 1) трение и износ материалов (сюда входит наука об износостойкости материалов);
- 2) жидкостная смазка;
- 3) трение, износ и смазка машин;
- 4) смазочные материалы.

Содержание этих разделов было намечено в статье автора, посвященной развитию учения об износостойкости, в сборнике по конструированию машин [1].

В учение о трении и износе материалов входят вопросы: взаимодействия соприкасающихся тел при трении (при наличии смазки и без нее); воздействия на детали рабочей среды или обрабатываемых материалов; закономерностей зависимости изнашивания металлов от разных факторов; теории изнашивания; методов испытания материалов деталей на трение и изнашивание.

Строго говоря, это не вопросы, а группы многих вопросов.

По каждому из них ведутся исследования и могут быть различные направления в их разработке. Наибольший интерес представляют те из них, по которым наметились серьезные расхождения мнений наших ученых или по которым ведется дискуссия. К таким относятся: схваты-

вание металлов; изменения свойств поверхностных слоев металлов, происходящие при трении; влияние напряженного состояния поверхностного слоя материалов на изнашивание при трении скольжения; механизм абразивного изнашивания; расчеты на изнашивание.

Ниже приведено в сжатом виде содержание определившихся мнений по каждому из вопросов.

1. ТЕОРИЯ СХВАТЫВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Схватыванием мы называем явление прочного соединения металлов при трении или пластическом деформировании при отсутствии нагрева или при нагреве ниже температуры рекристаллизации. При трении это явление нежелательно, так как служит причиной сильного изнашивания, часто нарастающего в своей интенсивности. Схватывание проявляется в виде переноса металла с одной детали на поверхность другой; сильно выраженный перенос металлов называют наволакиванием; при очень сильном переносе может возникнуть нарушение подвижности, сопряжения, или заедание. Частицы металла, приставшие к поверхности, производят на поверхности другой детали повреждение, называемое задиром. Схватывание лежит в основе новых технологических процессов соединения металлов. Сохранение цельности и прочности металлической заготовки, подвергаемой пластическому деформированию без нагрева, можно объяснить способностью металла к самозалечиванию образующихся нарушений кристаллической решетки, в основе чего лежит явление схватывания.

По представлениям проф. Бодена одной из главных причин трения металлов является сопротивление срезу металлических связей, образующихся на субмикроскопических участках их взаимного соприкосновения; вопрос о механизме возникновения этих связей еще не уточнен. По-видимому, это можно было бы отнести к проявлению схватывания.

Таким образом, явление схватывания обще многим процессам, встречающимся при производстве и эксплуатации машин.

Следует подчеркнуть принципиальное отличие схватывания от других видов соединения металлов. Сварка при расплавлении (например, дуговая или газовая) характеризуется доведением до начала плавления соединяемых металлов. Прессовая сварка (например, кузнечная) характеризуется соединением металлов при значительном давлении и одновременном нагреве выше температуры рекристаллизации. Спекание является соединением металлов при нагреве также выше температуры рекристаллизации (обычно в восстановительной среде). Во всех этих технологических процессах соединения металлов большое значение имеет явление диффузии. При соединении схватыванием образование металлических связей происходит, по-видимому, без объемной диффузии или же она имеет второстепенное значение.

На базе явления схватывания разных металлов при совместном пластическом деформировании разработаны и нашли применение в промышленности новые технологические процессы (соединение однородных и разнородных металлов без нагрева, производство различных биметаллов путем прокатки и т. п.).

Поскольку схватывание едино по своей природе для трения и для технологии соединения металлов, то общей для них должна быть и теория этого явления. Но как это видно из изложенного ниже, гипотезы, объясняющие явление схватывания, расходятся между собой.

А. П. Семеновым [2, 3] в 1952 г. была предложена так называемая «энергетическая гипотеза». Основой ее является утверждение, что для проявления схватывания необходимо, кроме непосредственного контакта совершенно чистых поверхностей металла, повышение энергии кристаллической решетки до определенного уровня — энергетического порога схватывания. Различные виды энергии могут заменять друг друга.

Гипотезы, основанные на энергетических представлениях о схватывании, были выдвинуты позднее также и за границей.

В других гипотезах не предусматривается необходимость преодоления какого-либо энергетического порога для проявления схватывания на том основании, что свободная энергия системы при соединении уменьшается.

Б. И. Костецкий [4] считает, что при совместном деформировании, наблюдающемся и при трении, одинаковые кристаллографические плоскости располагаются параллельно друг другу (текстурирование) и затем самопроизвольно соединяются.

Уайтхед [5] высказал предположение, что способность металлов к схватыванию при трении определяется соотношением механических свойств (твердостей) окисных пленок и основного металла. Это предположение было распространено на технологические процессы соединения металлов Хьюджем [6] и Тейликотом [7].

С. Б. Айнбиндер и Э. Ф. Клокова [8, 9] учитывали в своих работах не только окисные пленки, но и поверхностные слои металла, наклепанные в процессе предварительной очистки, например, металлической щеткой.

Из изложенного видно, что имеющиеся гипотезы схватывания выдвинуты главным образом в связи с изучением технологии соединения металлов; изучение схватывания при трении отстает.

Таким образом, необходимы дальнейшие экспериментальные исследования для уточнения теории схватывания при пластическом деформировании и для освещения схватывания как одной из возможных причин возникновения силы трения при непосредственном соприкосновении металлов, при наличии и при отсутствии регистрируемого переноса.

На настоящей конференции в докладах С. Б. Айнбиндера и Э. Ф. Клоковой, с одной стороны, и А. П. Семенова — с другой, представлены две различные точки зрения по вопросу о механизме схватывания.

Различия в теоретических объяснениях явления схватывания не препятствуют его успешному применению в практических целях, хотя возможности эти еще далеко не использованы.

Следовало бы, чтобы в дальнейших работах по теории схватывания приняли участие также и специалисты физико-химии, которые до сих пор этим вопросом не занимались.

2. ТЕОРИЯ ИЗМЕНЕНИЙ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ ПРИ ТРЕНИИ

Многочисленными исследованиями выявлены существенные изменения в свойствах поверхностных слоев металлов вследствие трения. Одни из этих изменений находят объяснение в явлениях пластического деформирования, другие — в явлениях, связанных с процессами нагрева

и охлаждения, трети — в изменениях состава поверхностных слоев, происходящих в результате взаимодействия трущихся металлов со средой, диффузии элементов внутри сплава за счет высоких градиентов температуры или явлений переноса.

Из бесконечного множества разнообразных условий, в которых эти явления протекают, следует выделить специфические, характерные для работы металлов при трении:

локальность поверхностного нагрева, что ведет к возникновению в отдельных участках металла высоких объемных напряжений;

возможность высоких мгновенных температур на поверхности;

обеспеченность особо быстрого охлаждения нагретых объемов;

наличие высоких градиентов температур;

высокие степени пластического деформирования поверхностного слоя.

Наличие и возможное влияние приведенных выше специфических условий можно считать установленным.

В Советском Союзе выполнены с применением новейших методов ценные исследования, посвященные изучению изменений в свойствах поверхностных слоев стали при трении.

Однако еще слишком мало накоплено данных для того, чтобы можно было судить о всех процессах, происходящих при трении. Этим объясняется появление многих гипотез о происхождении «белой фазы» в поверхностном слое стали. Теперь уже твердо установлено, что белая слаботравящаяся фаза, обладающая высокой твердостью, часто бывает вызвана явлением, так называемой «вторичной закалки» стали. Но, по-видимому, возможны и другие условия возникновения белой фазы, похожей на первую по виду и свойствам.

Известны три гипотезы образования белой фазы в результате обогащения поверхностного слоя элементами за счет их диффузии из внешней среды: гипотеза окисления, гипотеза обогащения азотом и гипотеза цементации.

Окисление стали при трении было описано Финком в 1929 г., Розенбергом в 1930 г.; затем это явление было подтверждено многими исследователями, в том числе А. Л. Честновым.

Оригинальную гипотезу процесса обогащения поверхностного слоя стали при трении кислородом воздуха предложил Б. И. Костецкий [10, 11].

В ряде работ [12, 13], выполненных в Германии, было отмечено обогащение азотом поверхностного слоя стали при трении. Однако были высказаны большие сомнения в том, можно ли появление белой фазы приписать обогащению стали азотом.

Гипотезу цементации выдвинул Сэкман [14], предполагая возможным местное обогащение поверхностного слоя стали углеродом при разложении нагретого **смазочного масла**.

Вопрос об изменении строения и свойств поверхностного слоя стали при трении в результате диффузии элементов извне еще не решен и требует проведения систематических и тонких экспериментов.

Оксидная теория изменения свойств поверхностного слоя металлов при трении отражена в докладе Б. И. Костецкого, П. К. Толеха и И. Г. Носовского.

3. ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МАТЕРИАЛА НА ИЗНАШИВАНИЕ ПРИ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

В результате обработки поверхностный слой у деталей машин обычно бывает в напряженном состоянии, которое характеризуется наличием остаточных макронапряжений (или напряжений первого рода), остаточных напряжений второго рода или межкристаллитных напряжений, искажением кристаллической решетки.

Вопрос о влиянии напряженного состояния поверхностного слоя на изнашивание практически важен, так как с ним связаны выбор методов поверхностного упрочнения, объяснение эффективности этих методов и разработка новых.

При рассмотрении выполненных исследований, для освещения этого вопроса, видно, что они проводились исключительно в СССР. В. А. Кислик [15] явился, по-видимому, пионером в деле исследования влияния напряженного состояния на изнашивание; А. А. Маталин [16] впервые очень широко поставил в своем исследовании определение всех видов внутренних напряжений поверхностного слоя в зависимости от режима шлифования; П. Е. Дьяченко [17] и Т. В. Смушкова [18] показали, что в процессе изнашивания начальные напряжения значительно изменяются. Влияние остаточных напряжений на износ изучали также Д. А. Драйгор и В. А. Шевчук [19], В. С. Рысцова [20], М. А. Бабичев, Ю. С. Терминасов, П. И. Игнатенко и др.

Слабым местом большинства опубликованных исследований являются недостаточное внимание к выбору методики испытания на изнашивание и более широкие выводы из проделанной работы, чем это допускают полученные результаты. Эти выводы у разных исследователей противоречивы.

При детальном исследовании влияния напряжений первого рода на сопротивление абразивному изнашиванию стали, проведенном М. А. Бабичевым в Институте машиноведения АН СССР, было установлено, что никакого влияния на износостойкость эти напряжения не оказывают.

Дальнейшее освещение вопроса о влиянии напряженного состояния металла на его износостойкость требует постановки фундаментальных экспериментальных работ. При этом основное внимание должно быть обращено в сторону выявления влияния микронапряжений.

4. МЕХАНИЗМ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

По вопросу о механизме абразивного изнашивания мнения специалистов расходятся. Положим, что речь идет об изнашивании металла под действием твердых минеральных частиц — абразивных зерен. Эти частицы, вдавливаясь в металл детали, перемещаются под нагрузкой параллельно ее поверхности; на металлической поверхности остаются следы в виде царапин, иногда весьма глубоких. Вследствие изнашивания вес детали уменьшается. К таким деталям относятся например, лемех плуга, нож грейдера, шейка вала подшипника при загрязненной смазке. Предположим также, что в рассматриваемом случае заведомо отсутствует значительное влияние на изнашивание металла среды и нагрева.

Автор считает, что главным процессом, обуславливающим абразивное изнашивание, в таких условиях является микрорезание, т. е. снятие абразивными зернами микроскопически малой стружки с поверхностью

го слоя металла. При лабораторном испытании сталей на изнашивание путем трения о наждачную шкурку получается витая стружка очень малого сечения. Несомненно, что режут не все абразивные зерна, а только те, которые случайно благоприятно ориентированы своими гранями. Большинство зерен оставляет выдавленный след. Следует предполагать, что износ обусловлен в основном действием абразивных зерен, снимающих стружку.

По предположению И. В. Крагельского, основным процессом, вызывающим изнашивание в рассматриваемом случае, является повторное деформирование поверхностного слоя абразивными зернами, в результате чего в одних и тех же объемах вследствие «передеформирования» возникают усталостные трещины и происходит хрупкое отделение частиц металла. Экспериментальных подтверждений этой гипотезы пока нет.

Третья точка зрения высказана П. Н. Львовым, который нашел, что уже при однократном производстве абразивным зерном выдавленной царапины материал по ее краям становится настолько предразрушенным, что легко отделяется другими абразивными зернами, так что основной процесс разрушения при этом изнашивании состоит в производстве выдавленных царапин, а не в резании. Гипотеза П. Н. Львова основана на его наблюдениях над изношенной поверхностью рабочих деталей дорожных машин, упрочненных наплавками, содержащими весьма твердые сложные карбиды железа и марганца, и на его испытаниях на микротвердость отдельных участков изношенной поверхности.

Возможно, что все три предположения реализуются на практике.

Задачей дальнейших экспериментальных исследований является выяснение условий, в которых изнашивание происходит по каждой из изложенных схем.

5. МЕТОДЫ РАСЧЕТА НА ИЗНАШИВАНИЕ

До сего времени детали машин не рассчитываются на изнашивание ни в Советском Союзе, ни за рубежом, хотя для некоторых деталей и условий их работы такие расчеты, надо полагать, возможны. Известно несколько наметившихся направлений в разработке этой задачи.

Работы Б. Я. Гинцбурга [21] и А. С. Проникова [22] исходят из следующего. Если известен элементный закон изнашивания, который связывает интенсивность линейного изнашивания с внешними условиями трения (удельная нагрузка, скорость) и параметрами, характеризующими свойства материалов сопряженных деталей, то можно определить распределение удельных нагрузок и линейного износа через разные периоды работы сопряжения. Такая схема применена Б. Я. Гинцбургом для расчета долговечности поршневых колец и А. С. Прониковым для расчета деталей станков.

Существенно для развития таких методов расчета знание элементных законов изнашивания. Для некоторых условий трения и видов изнашивания эти законы удалось найти: например, для зависимости интенсивности изнашивания от удельной нагрузки при трении о закрепленные абразивные частицы [23]. Дальнейшие изыскания в этом направлении для других видов изнашивания необходимы.

В. Н. Трейер [24] предложил рассчитывать долговечность деталей машин, исходя из предположения, что интенсивность изнашивания пропорциональна работе трения. Это предположение оправдывается

только в случае чисто абразивного изнашивания, как это было пояснено ранее [23].

Методы расчета на изнашивание развиваются очень слабо. Можно предположить, что это связано с неясностью путей, по которым возможна целесообразная разработка задачи, и отсутствием требований на такие методы расчета со стороны конструкторов, создающих машины.

К этой же группе вопросов можно было бы отнести и расчет, обеспечивающий гидродинамическую смазку в сопряжении деталей, так как это пока единственный вид расчета на отсутствие изнашивания и минимальное трение.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведенный выше краткий обзор излагает лишь некоторые, основные стороны проблемы износостойкости материалов. Наличие разных мнений по одним и тем же вопросам говорит о том, что эти вопросы недостаточно освещены и что они еще разрабатываются.

Нужно дополнительно упомянуть еще об одном общем вопросе — о терминологии в области трения и износа. Некоторые специалисты с большой легкостью применяют свои собственные новые термины и определения известных понятий, не считаясь с другими мнениями или ранее принятыми положениями. В результате получается не только разнобой в литературе, но, что хуже, сомнительные и неправильные положения попадают в учебники. Нужно считать своевременным установление твердых терминов для ряда новых понятий, уже получивших право гражданства в научной и технической литературе, и дать ряду общепринятых терминов строгие определения. Иначе возникнет положение, когда мы начнем плохо понимать друг друга.

В заключение следует отметить, что советская наука об износостойкости материалов развивается в общем успешно и имеет за период, прошедший со времен II Всесоюзной конференции, большие и серьезные достижения.

Дальнейшее ее развитие связано с решением задач, выдвигаемых машиностроением завтрашнего дня. Необходимо изучение явлений трения и изнашивания материалов при высоких скоростях скольжения, высоких температурах, особо низких температурах, — вообще, в экстремальных условиях службы. Необходимо создание новых материалов для службы с трением в этих условиях. Изучение свойств пластмасс должно открыть новые возможности применения этих материалов в машинах. Нужно продолжать и углублять изучение явлений и закономерностей изнашивания при трении материалов в обычных условиях службы.

Все эти задачи требуют всестороннего усиления экспериментально-исследовательских работ, а также развития и применения новых методов исследования.

ЛИТЕРАТУРА

1. М. М. Хрущов. Развитие учения об износостойкости деталей машин. Сб. «Теоретические основы конструирования машин», Машгиз, 1957.
2. А. П. Семенов. ДАН СССР, 1952, 86, № 1.
3. А. П. Семенов. Исследование схватывания металлов при совместном пластическом деформировании. Изд-во. АН СССР, 1953.
4. Б. И. Костецкий. Схватывание при трении металлов. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, Укр. отд., 1953.

5. J. R. Whitehead. Proc. Roy. Soc., A, 1950, 201.
6. J. E. Hughes. «Metallurgia», 1954, 49, N 291.
7. R. F. Tylecote. Brit. Weld. J., 1954, 1, N 3.
8. С. Б. Айнбиндер и Э. Ф. Клокова. Изв. АН Латв. ССР, 1955, № 10(87).
9. С. Б. Айнбиндер и Э. Ф. Клокова. ЖТФ, 1955, 25, вып. 13.
10. Б. И. Костецкий. Сущность явлений трения и износ в деталях машин. Труды II Всес. конф. по трению и износу в машинах, т. IV. Изд-во АН СССР, 1951.
11. Б. И. Костецкий. Износостойкость деталей машин. Машгиз, Укр. отд., 1950.
12. R. Mailänder u. K. Dies. Arch. Eisenhüttenwesen, 1943, 16, H. 9.
13. K. Dies. Über die Vorgänge beim Verschleiß bei rein gleitender und trockener Reibung. Сб. «Reibung und Verschleiß», VDJ—Verlag, Berlin, 1939.
14. В. W. Sakmann. J. Appl. Mech., 1947, 14, N 1.
15. В. А. Кислик. Влияние деформаций на износ стали. Сб. II «Трение и износ в машинах». Изд-во АН СССР, 1946.
16. А. А. Маталин. Качество поверхности и эксплуатационные свойства деталей машин. Машгиз, 1956; «Вести. машиностр.» 1954, № 10.
17. П. Е. Дьяченко и Т. В. Смушкова. Изв. АН СССР, ОТН, 1954, № 4.
18. Т. В. Смушкова. Влияние остаточных напряжений на износ стальных поверхностей при несовершенной смазке. Сб. «Качество обработанных поверхностей». Докл. II Ленингр. конф. Машгиз, 1954.
19. Д. А. Драйгор и В. А. Шевчук. Исследование влияния внутренних напряжений в поверхностном слое стали на ее сопротивление изнашиванию. Сб. «Повышение износостойкости деталей машин». Изд-во АН СССР, Киев, 1956.
20. В. С. Рысцова. Изменение состояния поверхностного слоя шлифованных образцов в процессе износа. Сб. «Качество поверхности и долговечность деталей машин». Труды Ленинградского инженерно-экономического института им. Молотова, вып. № 13, НИС—ЛИЭН, 1956.
21. Б. Я. Гинцбург. Теория и расчет поршневых колец. Машгиз, 1945; К вопросу разработки методов расчета деталей на износ. «Повышение износостойкости и сроков службы машин». Машгиз, Киев, 1953.
22. А. С. Проников. Классификация и расчет сопряжений деталей машин на изнашивание. Сб. XI «Трение и износ в машинах». Изд-во АН СССР, 1956; Износ и долговечность станков. Машгиз, 1957.
23. М. М. Хрущов. Развитие теории абразивного изнашивания. Сб. «Развитие теории трения и изнашивания». Изд-во АН СССР, 1957.
24. В. Н. Трейер. Расчеты деталей машин на долговечность. Машгиз, 1956.

*Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский,
Н. Л. Голего, П. К. Топеха*

КЛАССИФИКАЦИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПО ИХ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Несмотря на обширную и разнообразную классификацию металлических материалов, применяемых в машиностроении, по различным признакам, до сих пор отсутствует классификация по свойствам, определяющим их износостойкость. Отсутствие такой классификации затрудняет правильное использование металлов и сплавов для изготовления деталей машин на производстве, приводит к ошибкам при выборе их для изготовления деталей проектируемых машин и усложняет дальнейшую разработку и изыскание износостойких металлических материалов.

В результате большого цикла исследований по изучению процесса изнашивания деталей машин и дальнейших лабораторных исследований [1, 2, 3] была разработана классификация видов изнашивания; обосно-

вано положение об основных видах изнашивания, определяющих износостойкость деталей машин, и о сопутствующих процессах, мало влияющих на работу трения.

Согласно этой классификации при трении скольжения основными видами износа являются: износ схватыванием первого рода; окислительный; тепловой, или износ схватыванием второго рода; абразивный.

Возникновение первых трех видов износа коренным образом связано с характеристиками свойств трущихся материалов и взаимодействием трущихся поверхностей с кислородом воздуха.

Эти виды износа могут возникать при сухом трении и проявляться при граничной смазке.

Четвертый вид износа — абразивный зависит от наличия абразивной среды и ее свойств.

В первый трех основных видах износа при широком диапазоне изменения условий трения (внешних механических воздействий, среды, материалов) отчетливо обнаруживаются два сложных процесса [4]:

1) схватывание металла, возникающее в результате взаимодействия поверхностей трения при определенном пластическом состоянии поверхностных слоев, обусловленном скоростью деформации, напряженным состоянием и температурой активных объемов металла;

2) окисление пластически деформируемых поверхностных слоев с образованием твердых растворов и химических соединений кислорода с металлом.

Каждый из этих процессов характеризуется резко отличными проявлениями силы трения и величиной износа, имеет определенные стадии, схему развития и механизм разрушения поверхностных слоев. Проявление одного из процессов устраняет другой. Это объясняет чередование видов износа схватыванием первого рода, окислением и схватыванием второго рода и преобладание одного из них в зависимости от условий трения.

Лабораторными исследованиями было установлено, что разные металлы и сплавы, в зависимости от их обработки (механической, термической, химикотермической и др.), по-разному проявляют способность к схватыванию и окислению.

Так же была обоснована возможность устранения нежелательных видов износа схватыванием первого и второго рода путем перехода к окислительному, как наиболее благоприятному, виду износа [5]. В практике производства и обработки деталей машин большинство мероприятий по борьбе с износом имеет именно такое направление.

В зависимости от того, как проявляется в металлах способность к схватыванию первого и второго рода и окислению при трении, а также в зависимости от свойств окисных пленок, образующихся на поверхностях трения, металлы и сплавы следует классифицировать по износостойкости, которая определяет сроки службы и качество работы машин.

Способность металлов к схватыванию наиболее целесообразно изучать в таких условиях, при которых схватывание может проявляться в чистом виде и не сопровождаться другими процессами. Такие условия создаются при сухом трении в среде инертного газа — аргона.

Способность металла к окислению и свойства окисных пленок, образующихся при трении, лучше всего изучать при сухом трении в среде кислорода.

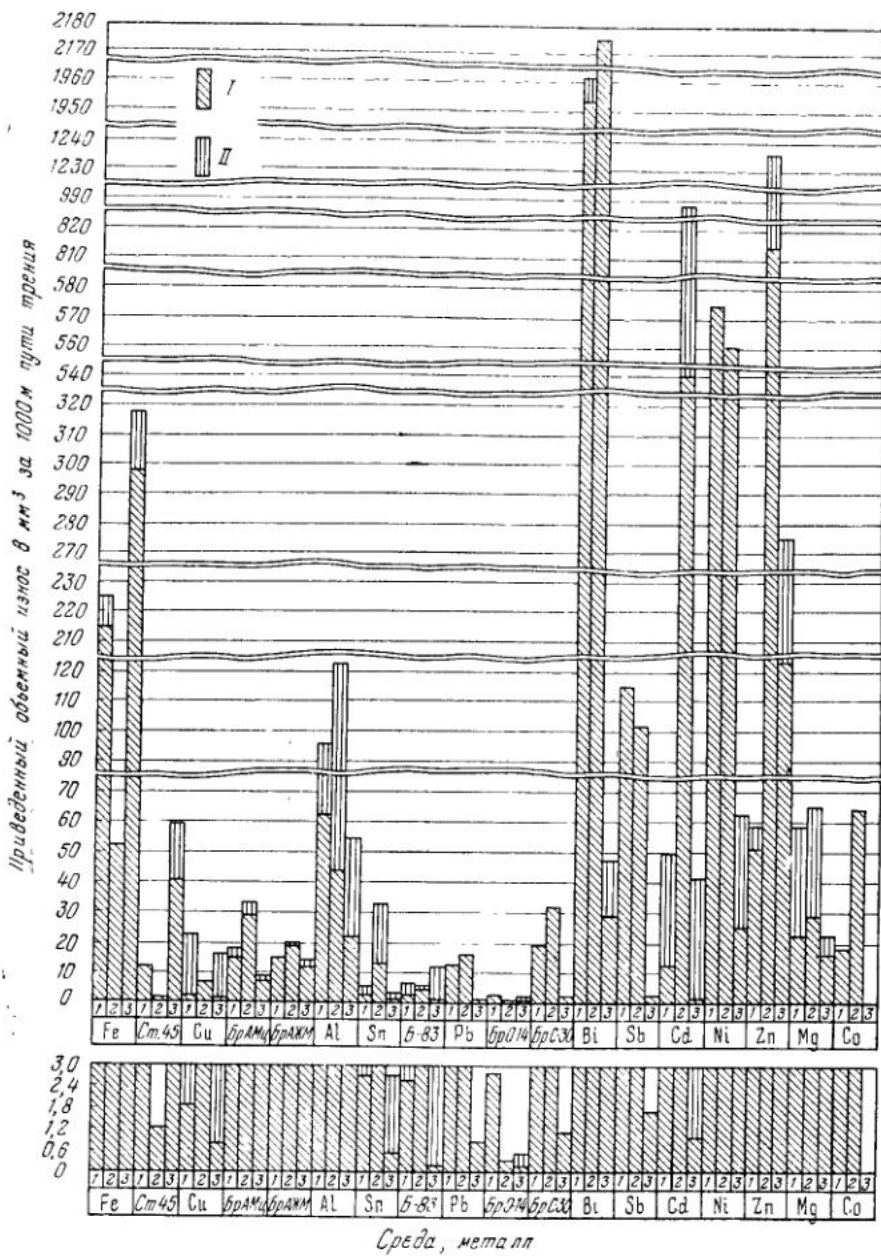


Рис. 1. Диаграмма износа различных металлов в различных газовых средах.

Приведенный объемный износ: I — без учета деформации образцов; II — в результате деформации образца. Среда, в которой производилось испытание: 1 — воздух; 2 — кислород; 3 — аргон

Р С Ф С Р
 Баш. обанархээ
 Фирмский химзавод
 ническая библиотека

Трение и износ металлов и сплавов

Металл	Воздух						Приведен	
	Приведенный износ				Сила трения Р, кг	Твердость поверхности трения Н ₁₀₀ , кгс/мм ²	без учета деформации образца	
	без учета деформации образца		с учетом деформации образца				весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²
	весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²	весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²	весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²		
Fe	1 690,00	214,00	1 773,44	224,30	6,7	450	411,83	52,07
Ст. 45	88,77	11,29	88,77	11,29	2,6	850	9,42	1,20
Cu	16,00	1,79	201,00	22,40	3,4	201	60,16	6,72
Бр. АМц	126,33	16,41	139,55	18,13	3,2	357	225,55	29,29
Бр. АЖМц	112,42	14,41	112,42	14,41	2,85	388	146,15	18,74
Al	167,66	62,10	258,00	95,50	5,6	122	115,66	42,84
Sn	19,44	2,66	34,93	4,79	3,2	711	90,12	12,34
Б-83	17,74	2,50	29,00	5,50	2,0	711	32,14	4,53
Pb	134,00	11,82	—	—	3,2	70	171,90	15,16
Бр. О—14	24,58	2,79	24,58	2,79	3,2	711	3,21	0,36
Бр. С-30	184,06	19,04	184,06	19,04	1,1	150	304,55	31,51
Ві	19 063,00	1 954,21	19 265,18	1 962,50	1,0	142	21 333,33	2 176,87
Sb	760,66	114,90	760,66	114,90	2,45	163	6 634,10	1 002,1
Cd	97,22	11,26	426,00	49,25	3,4	53	4 690,66	542,40
Ni	5 119,55	575,23	5 119,55	575,23	6,9	467	4 995,83	561,33
Zn	367,92	51,54	418,00	58,60	4,3	106	5 832,20	846,95
Mg	38,33	22,06	103,70	59,59	2,8	76	50,00	28,77
Co	151,72	17,54	151,72	17,54	3,0	555	572,44	66,19

Первая серия опытов, доказывающая возможность создания классификации металлов и сплавов по характеристикам их способностей к схватыванию и окислению, произведена на машине трения КЕ-2, которая имеет герметическую камеру и позволяет вести испытания в различных газовых средах. Испытанию при сухом трении в воздухе, кислороде, аргоне и последующему металлографическому исследованию были подвергнуты образцы следующих металлов и сплавов: Fe, Ст. 45, Бр. АМц, Бр. АЖМц, Al, Sn, Б-83, Рв, Бр. О—14, Бр. С-30, Ві, Sb, Cd, Ni, Zn, Mg, Co.

Трение этих образцов осуществлялось о вращающийся диск из стали 45. Скорость перемещения трущихся поверхностей во время испытаний была 6 м/сек, а удельное давление на образец — 7,5 кг/см².

При испытаниях измерялись: сила трения и температура на расстоянии 1 мм от поверхности трения и определялись приведенные весовой и объемный износы образцов. При металлографическом анализе исследовалась поверхность трения образцов и определялась микротвердость.

Результаты этой серии опытов и исследований представлены в табл. I и на рис. 1.

Исследованиями установлена различная способность металлов и сплавов к схватыванию, к окислению при трении и к образованию

Таблица 1

при их испытаниях в разных средах

Кислород				Аргон							
ный износ		Сила трения Р, кг	Твердость поверхности трения Н ₁₀₀ , кг/мм ²	Приведенный износ				Сила трения Р, кг	Твердость поверхности трения Н ₁₀₀ , кг/мм ²	Группа металлов	
с учетом деформации образца				без учета деформации образца		с учетом деформации образца					
весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²			весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²	весовой, мг/1000 м.см ²	объемный, мм ³ /1000 м.см ²				
411,33	52,07	6,2	567	2360,55	298,80	2517,64	318,00	11,5	388	1	
9,42	1,29	2,2	900	320,69	40,80	467,07	59,30	12,0	425		
60,16	6,72	2,25	388	6,60	0,74	155,68	17,50	4,6	214		
257,61	33,48	3,0	388	60,72	7,80	70,61	9,18	4,1	388		
150,57	19,99	2,6	388	89,44	11,47	107,61	13,80	5,1	467		
334,00	123,00	5,6	170	56,40	20,89	146,84	54,40	5,6	150		
241,04	33,00	3,2	700	3,96	0,54	19,55	2,68	3,4	13		
35,11	4,94	2,00	711	1,04	0,15	81,63	11,50	2,6	22		
—	—	4,3	75	9,20	0,81	—	—	4,3	7		2
3,21	0,36	2,0	806	1,30	0,15	5,17	0,59	3,2	357		
304,55	31,51	1,1	214	10,90	1,13	10,90	1,13	1,7	201/106	3	
21333,33	2176,87	1,0	160	274,78	28,04	454,55	46,40	1,0	15,5		
6634,10	100,21	2,45	424	11,46	1,73	11,46	1,73	3,4	189		
8560,00	990,00	3,75	225	11,57	1,34	440,55	51,00	4,1	28		
4995,83	561,33	6,4	357	217,04	24,37	563,15	63,30	11,5	331		
8847,14	1238,00	9,2	97	891,08	124,82	1969,00	276,00	9,2	82	4	
115,37	66,30	2,8	76	28,80	16,57	41,40	23,68	2,8	66		
572,44	66,19	3,6	555								

в результате окисления на поверхностях трения вторичных структур, предохраняющих от усиленного износа или способствующих увеличению темпа износа.

На основании обобщения результатов исследования трения и изнашивания в деталях конкретных машин и данных лабораторных испытаний разработана схема классификации металлов и сплавов по их износостойкости, с учетом способности к схватыванию и окислению при трении.

Данные схемы (табл. 2) показывают, что все металлы и сплавы могут быть разделены на четыре большие группы.

Первая группа включает металлы и сплавы, которые хотя и проявляют способность к схватыванию первого и второго рода, но в условиях окислительного трения образуют защитные окисные пленки, хорошо сопротивляющиеся изнашиванию вследствие прочной связи с основным металлом; эти пленки обладают более высокой твердостью по сравнению с исходным металлом. В эту группу входят железо и его сплавы, медь и некоторые ее сплавы (Бр. АМц, Бр. АЖМц и др.). Крайним представителем группы является алюминий, отличающийся большой

Схема классификации металлов и сплавов по способности к схватыванию и окислению при трении

Группы металлов и сплавов	Характеристика способности к проявлению схватывания при трении		Характеристика способности к окислению при трении		Оценка износостойкости
	склонны к схватыванию	не склонны к схватыванию	склонны к окислению		
			пленки окислов		
			более износостойкие, чем металл	менее износостойкие, чем металл	
1	Да	—	Да	—	Износостойкие в условиях окислительного вида изнашивания
2	—	Да	Да	—	Износостойкие
3	—	Да	—	Да	Износостойкие в условиях трения, исключая наличие окислительных процессов
4	Да	—	—	Да	Неизносостойкие

склонностью к схватыванию и недостаточной стойкостью окисных пленок.

Вторая группа включает металлы и сплавы, которые не склонны к схватыванию, а при окислительном трении образуют защитные пленки окислов, хорошо сопротивляющиеся изнашиванию. В эту группу входят олово и его сплавы и целый ряд антифрикционных металлов и сплавов.

В третью группу входят металлы и сплавы, которые не проявляют способности к схватыванию, а при окислительном трении образуют очень хрупкие, интенсивно разрушающиеся пленки окислов, резко усиливающие темп износа. К этой группе относятся, например, сурьма, висмут, кадмий.

Четвертая группа включает металлы и сплавы, в которых проявляется способность к схватыванию, а в условиях окислительного трения образуют интенсивно разрушающиеся пленки окислов, в результате чего темп износа резко увеличивается. В эту группу входят, например, цинк, магний.

Представленную классификацию металлов и сплавов по их износостойкости, в зависимости от склонности к схватыванию и особенностей окисления при трении, нельзя рассматривать как применимую при всех условиях трения.

Вторая серия опытов, проведенная с целью проверки разработанной классификации, заключалась в построении кривых зависимости износа от скорости скольжения для наиболее характерных представителей четырех групп металлов и сплавов

Испытанию были подвергнуты образцы стали (первая группа), олова (вторая группа), сурьмы (третья группа) и цинка (четвертая группа).

Опыты проводились при сухом трении скольжения в воздушной среде на машине трения КЕ-4. Нормальное давление на образец было постоянным и равнялось 20 кг/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, приведенные на рис. 2, 3, 4, 5.

В металлах первой группы (рис. 2) при изменении скорости скольжения наблюдается чередование видов изнашивания в результате схватывания и окисления, причем темп окислительного изнашивания незначительный благодаря образованию окисных пленок.

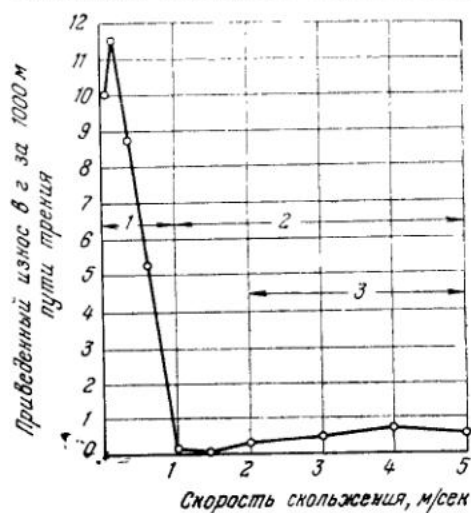


Рис. 2. Изменение величины износа в зависимости от скорости скольжения при сухом трении. Ст. 45 по Ст. 45 в воздушной среде.

$p = 15 \text{ кг/см}^2$. 1 — износ схватыванием I рода; 2 — окислительный износ; 3 — сопутствующий тепловой износ

Металлы второй группы (рис. 3) во всем диапазоне изменения скоростей скольжения подвергаются только окислительному виду изнашивания с очень малым темпом, что также объясняется высокой износостойкостью окисных пленок.

Окислительный вид изнашивания во всем диапазоне изменения скоростей скольжения характерен и для



Рис. 3. Изменение величины износа в зависимости от скорости скольжения при сухом трении олова по Ст. 45 в воздушной среде.

$p = 20 \text{ кг/см}^2$

металлов третьей группы (рис. 4), однако вследствие образования хрупких, неизносостойких окисных пленок темп износа достигает значительной величины.

В металлах четвертой группы (рис. 5) изменение скорости скольжения приводит к чередованию видов изнашивания, причем темп окислительного изнашивания повышенный, а диапазон скоростей, в котором наблюдается этот вид изнашивания, ограниченный.

Металлографический анализ поверхностей трения каждой группы металлов указал на характерные особенности, отражающие процесс разрушения при трении. На поверхностях трения металлов первой группы в результате окислительного изнашивания образуются сплошные пленки окислов (рис. 6). Микротвердость этих поверхностей трения гораздо больше микротвердости исходного металла. Поверхность трения, характерная для образцов из металлов первой группы, изнашивание которых произошло в результате проявления способности к схватыванию, показана на рис. 7.

На рис. 8 представлена микрофотография поверхности трения, характерная для образцов металлов второй группы, которые испытывались при наличии окислительных условий трения; поверхность трения покрыта сплошными пленками окислов, обладающими большой износостойкостью вследствие высокой твердости (см. табл. 1). Испытание образцов этой группы металлов в условиях трения, благоприятных для

проявления способности к схватыванию, показало отсутствие у них этой способности (рис. 9).

Микрофотографии поверхностей трения, характерных для образцов металлов третьей группы, приведены на рис. 10 и 11. На рис. 10 показана поверхность трения, образующаяся в результате изнашивания металлов третьей группы в условиях окислительного трения; поверхность трения покрыта рыхлыми неизносостойкими пленками окислов

В условиях, благоприятных для развития процессов схватывания, металлы третьей группы не проявляют склонности к схватыванию (рис. 11).

Как уже указывалось, металлы четвертой группы в условиях окислительного трения образуют на поверх-

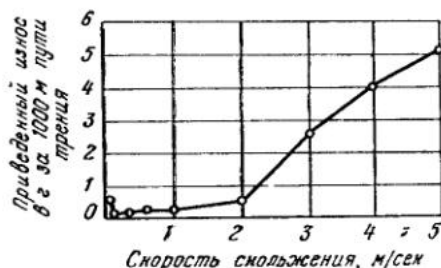


Рис. 4. Изменение величины износа в зависимости от скорости скольжения при сухом трении сурьмы по Ст. 45 в воздушной среде.

$$p = 20 \text{ кг/см}^2$$

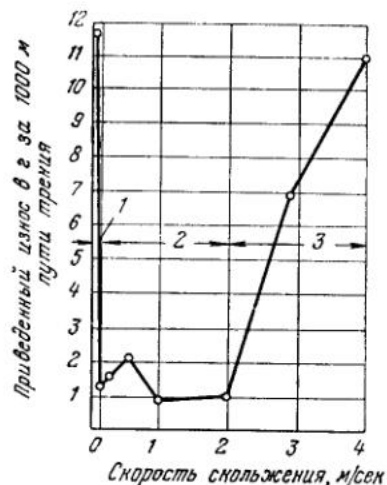


Рис. 5. Изменение величины износа в зависимости от скорости скольжения при сухом трении цинка по Ст. 45.

$p = 20 \text{ кг/см}^2$. 1 — износ схватыванием I рода; 2 — окислительный износ; 3 — тепловой износ.

ности трения интенсивно разрушающиеся пленки окислов, а в условиях, благоприятных для развития процессов схватывания, в значительной степени проявляют способность к схватыванию (рис. 12 и 13).

Металлы и сплавы первой и второй групп нашли широкое применение для изготовления деталей машин, работающих в условиях трения первого и второго рода. Для повышения износостойкости металлов и сплавов первой группы стихийно ведется борьба за ограничение процессов схватывания путем уменьшения возможностей пластической деформации (с этой целью производится специальная механическая, термическая, химико-термическая обработка и пр.) и принимаются меры для усиления защитного действия окислов (оксидирование, фосфотирование, сульфидирование и др.).

Во второй группе, к которой относятся антифрикционные металлы и сплавы, бороться со схватыванием нет необходимости. Поэтому здесь ведется борьба главным образом за улучшение вторичных свойств — прирабатываемости, снижение коэффициента трения, повышение общей износостойкости путем введения легирующих присадок и т. д.

Металлы и сплавы третьей и четвертой групп не нашли применения для изготовления деталей машин, работающих в условиях трения первого и второго рода, потому, что главный процесс, возникающий при взаимодействии между трущимися поверхностями металла и кислородом воздуха, — окисление не может дать положительных результатов вследствие образования в них легко разрушающихся пленок.



Рис. 6. Микрофотография поверхности трения образца, подвергнутого испытанию в среде кислорода.
Ст. 45. Скорость скольжения 6 м/сек ($\times 350$)



Рис. 7. Микрофотография поверхности трения образца, подвергнутого испытанию в среде аргона.
Ст. 45. Скорость скольжения 6 м/сек ($\times 350$)



Рис. 8. Микрофотография поверхности трения образца подвергнутого испытанию в среде кислорода.
Бр. 0—14. Скорость скольжения 6 м/сек ($\times 350$)

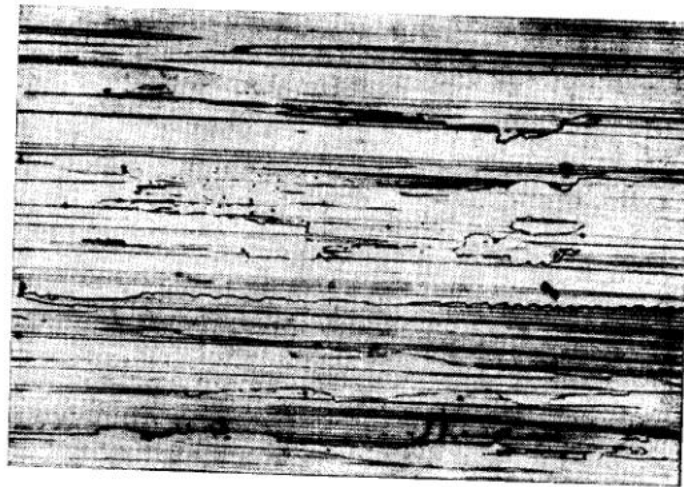


Рис. 9. Микрофотография поверхности трения образца подвергнутого испытанию в среде аргона.
Бр. 0—14. Скорость скольжения 6 м/сек ($\times 3503$)



Рис. 10. Микрофотография поверхности трения образца, подвергнутого испытанию в среде кислорода.
Сурьма. Скорость скольжения 6 м/сек ($\times 350$)



Рис. 11. Микрофотография поверхности трения образца, подвергнутого испытанию в среде аргона.
Сурьма. Скорость скольжения 6 м/сек ($\times 350$)



Рис. 12. Микрофотография поверхности трения образца, подвергнутого испытанию в среде кислорода.
Цинк. Скорость скольжения 6 м/сек (× 350)



Рис. 13. Микрофотография поверхности трения образца, подвергнутого испытанию в среде аргона.
Цинк. Скорость скольжения 6 м/сек (× 350)

Предлагаемая классификация металлов и сплавов по их износостойкости не исчерпывает всех принципов и возможностей, но включает те основные положения, которые известны из общей теории трения и изнашивания деталей машин.

Для дальнейшей разработки этой важной классификации требуется проведение большого круга исследовательских работ.

Разработанная классификация уже в таком виде, как она представлена, позволяет научно обоснованно подбирать и назначать для изготовления деталей машин различные металлы и сплавы и методы их обработки. Она позволяет обоснованно проектировать технологию изготовления и ремонта деталей машин.

Предусмотренная классификация дает возможность выбирать правильное направление для создания новых сплавов с определенными необходимыми свойствами в отношении трения и износа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б. И. Костецкий. Износостойкость деталей машин. Машгиз, 1950.
2. Б. И. Костецкий. Основные вопросы теории трения и изнашивания деталей машин. Машгиз, 1955.
3. П. К. Топеха. Основные виды износа металлов. Машгиз, 1952.
4. Б. И. Костецкий, П. К. Топеха, С. Е. Нестеровский. Вопросы трения при резании металлов. Сб. «Передовая технология машиностроения». Изд-во АН СССР, 1955.
5. И. Г. Носовский. Исследование изнашивания металлов в различных газовых средах. Сб. «Труды Киевского института ГВФ». Ред.-издат. Аэрофлота, 1956.

И. В. Крагельский

ИЗНОС КАК РЕЗУЛЬТАТ ПОВТОРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ

(частный случай контактирования деформируемой поверхности с абсолютно жесткой шероховатой поверхностью)

1. Степень изнашивания трущихся деталей оценивается линейной интенсивностью изнашивания I_h , выражающей уменьшение толщины детали в направлении, перпендикулярном к поверхности касания, отнесенное к пути трения. В некоторых случаях пользуются весовой интенсивностью изнашивания I_q , представляющей собой потерю веса детали, отнесенную к пути трения и номинальной поверхности касания. При установившейся интенсивности изнашивания зависимости I_h и I_q выразятся

$$I_h = \frac{h}{L}; \quad (1)$$

$$I_q = \frac{q}{A_a L}, \quad (2)$$

где h — глубина изношенного слоя; A_a — номинальная площадь касания; L — путь трения.

Приведенные зависимости связаны соотношением

$$I_q = I_h \gamma, \quad (3)$$

где γ — удельный вес материала.

Эти характеристики, выгодные для эксплуатационной оценки машин, затрудняют оценку износостойкости самой «пары трения», так как на поведение материала накладываются чисто конструктивные факторы. Желательно исключить эти факторы и оценить износостойкость самих материалов, независимо от конструктивного оформления деталей.

2. Вследствие шероховатости и волнистости поверхностей целесообразно различать следующие четыре площади:

номинальную площадь касания A_a , определяемую по внешнему контуру и являющуюся геометрическим местом точек всех возможных фактических площадей касания;

контурную площадь A_c — сумму площадей, заключенных внутри контура, образованного объемным смятием тела;

фактическую площадь A_r — сумму фактических малых площадок, образованных смятием контактирующих неровностей;

площадь разрушения A_d — сумму фактических площадок, на которых наблюдается разрушение материала.

Исследования Н. Б. Демкина (проведенные в лаборатории трения Имаш) показали, что $\eta = \frac{A_r}{A_c}$ в зависимости от относительного сближения поверхностей ε (представляющего собой отношение абсолютного сближения a к максимальной высоте неровности h_m) для всех видов обработки поверхностей выражается следующей зависимостью (при условии $\eta \leq 0,4-0,5$):

$$\eta = b\varepsilon^\nu \quad (\text{пластический контакт}); \quad (4)$$

$$\eta = \frac{1}{2} b\varepsilon^\nu \quad (\text{упругий контакт}).$$

Причем b и ν зависят от вида обработки; ε — от нагрузки, геометрического очертания поверхности и механических свойств материала.

Н. Б. Демкин предложил формулы для упругого контактирования неровностей, моделированных в виде набора сфер при отсутствии волнистости

$$\varepsilon = \left(\frac{1,5 \pi r^{1/2} (1 - \mu^2)}{2^{2\nu} K_2 A_{c,1} b E h_m^{1/2}} \right)^{\frac{2}{2\nu+1}} N_1^{\frac{2}{2\nu+1}}; \quad (5)$$

для упруго-пластического деформирования неровностей [1]

$$\varepsilon = \left(\frac{N_1}{A_{c,1} C \sigma_s b} \right)^{1/\nu} + \frac{\varepsilon_k}{2}. \quad (6)$$

При пластическом контактировании следует пользоваться лишь первым членом формулы (6), где

r — радиус неровностей;

ν, b — константы кривой опорной поверхности;

$A_{c,1}$ — площадь, заключенная внутри одного контура;

E — модуль упругости;

h — максимальная высота неровности;
 N_1 — нагрузка, приходящаяся на один контур;
 K_2 — коэффициент, получаемый приближенным интегрированием и зависящий от параметра ν :

$$\begin{aligned} \text{при } \nu = 1 \quad K_2 &= 1, \\ \text{при } \nu = 2 \quad K_2 &= 0,8, \\ \text{при } \nu = 3 \quad K_2 &= 0,67; \end{aligned}$$

C — коэффициент, зависящий от геометрии индентора и способности материала к наклепу;
 σ_s — предел текучести наклепанного материала;
 $\varepsilon_k = \frac{a_k}{h_m}$ — отношение критического сближения, соответствующего переходу выступа в пластическое состояние, к максимальной высоте неровностей.

3. Касание двух твердых тел всегда дискретно, т. е. происходит в отдельных пятнах; пусть средний диаметр пятна касания будет d . При смещении на величину d на части пятен отделится материал. Сумма этих отделившихся микрочастиц и определяет износ материала.

Напишем зависимость удельной изнашиваемости материала i_q , выражающей количество изношенного вещества q_1 , отнесенное к поверхности действительного соприкосновения A_r , при перемещении на средний диаметр пятна касания d :

$$i_q = \frac{q_1}{dA_r}. \quad (7)$$

Естественно, что

$$q_1 = \frac{q}{m} \dots \quad (8)$$

где $m = \frac{L}{d}$, т. е. m есть число, соответствующее количеству перемещений поверхности на пути L , на котором каждый раз образуется площадь касания A .

$1/i_q$ — соответственно назовем удельной износостойкостью материала.

Разделив уравнение (2) на (7), учтя выражение (8), получим:

$$I_q = i_q \frac{A_r}{A_a} = i_q \frac{P_a^2}{P_r}. \quad (9)$$

(где P_a — номинальное удельное давление, P_r — фактическое удельное давление), т. е. интенсивность изнашивания детали равна интенсивности изнашивания материала, умноженной на отношение фактической площади касания к номинальной. Это соотношение показывает, что при неизменном удельном износе $i_q = \text{const}$ интенсивность изнашивания пропорциональна отношению фактической площади касания к номинальной. Фактическая площадь касания зависит от механических свойств материала, жесткости сочленения, шероховатости поверхности. В первом приближении, в условиях пластического контакта,

$$A_r = \frac{N}{C\sigma_s}.$$

При очень грубых предположениях, считая, что отдельные неровности контактируют как сферические инденторы, $C = 3$, следовательно, $C\sigma_s = H$, где H — твердость материала.

В этом случае уравнение (9) принимает вид

$$I_q = i_q \frac{P_a}{H}. \quad (10)$$

Если $i_q = \text{const}$, то интенсивность изнашивания обратно пропорциональна твердости материала и прямо пропорциональна номинальному удельному давлению.

Эта закономерность применительно к абразивному виду износа получила свое экспериментальное обоснование в весьма тщательных исследованиях М. М. Хрущова и М. А. Бабичева [2, 3].

Очевидно, что закономерность (10) представляет собой частный случай, справедливый лишь для пластического контакта и сохранения неизменными условия разрушения неровностей. Воспользовавшись данными [2] и [3] по истиранию различных чистых металлов об абразивную шкурку одного номера при малой скорости скольжения, было вычислено i для ряда металлов, приведенное в табл. 1.

Таблица 1

Удельный износ различных металлов

Металл	Pb	Sn	Al	Cu	Сталь	Карбид-вольфрам
Удельный износ	2,75	2,18	3,93	3,33	3,72	4,00

Из табличных данных видно, что удельный износ мало зависит от твердости, которая оказывает резкое влияние только на фактическую площадь касания. Неясно, с какими же свойствами материала связан удельный износ. К. В. Савицкий [4] показал, что на изнашиваемость влияют силы межатомных связей, наличие микро- и субмикроскопических неоднородностей строения решетки, статические искажения ее. Удельный износ, по мнению автора, обусловлен усталостными характеристиками материала.

Другие исследователи предполагают зависимость износа не от твердости, а от модуля упругости [5], следствием чего является отсутствие линейной зависимости между твердостью и износостойкостью. По мнению автора, указанное обстоятельство может быть обусловлено двумя причинами — наличием упругого контакта (в этом случае площадь касания будет определяться модулем упругости) или тем, что $i \neq \text{const}$.

4. Несмотря на разнообразие видов разрушения, покажем, что для трех из них удельный износ может быть выражен одним и тем же уравнением, отличающимся лишь множителем.

Воспроизводимость шероховатости поверхностей в условиях установившегося режима изнашивания является строго доказанной закономерностью этого процесса. Так как контактирование двух поверхностей всегда дискретно, фактическая площадь касания очень мала и на отдельных участках касания возникают напряжения, обеспечивающие внедрение деформируемого материала в неровности жесткого шероховатого контр-

тела. Возможны следующие частные случаи воспроизводимости шероховатости:

1) внедрившиеся неровности как резцы снимают стружку с более мягкого контртела;

2) внедрившиеся неровности упруго деформируют контртело, не разрушая его;

3) внедрившиеся неровности пластически деформируют контртело, и отделение частиц износа происходит в результате многократного пластического отеснения материала

Во всех приведенных случаях износ определяется объемом деформированного материала; различие состоит в том, что в первом случае объем материала отделяется в результате однократного нарушения фрикционной связи ($n=1$), во втором — в результате многократного воздействия, приводящего к усталостному разрушению ($n=n_{уст}$), третий случай — промежуточный.

Нами не рассматриваются условия схватывания, сваривания и разрушение мостиков сварки, так как при нормальных условиях изнашивания они не должны играть существенной роли.

Минимальный деформируемый объем легко определить, проинтегрировав кривую опорной поверхности, если известны форма этой кривой и глубина внедрения.

Воспользовавшись уравнением опорной кривой [см. формулу (4)], получим объем в относительных координатах (рис. 1).

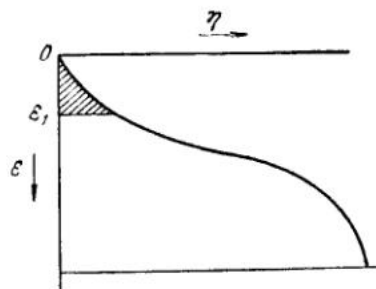


Рис. 1. Опорная кривая шероховатой поверхности в относительных координатах ϵ и η .

$$V_{отн} = \int_0^{\epsilon} b\epsilon^{\nu} d\epsilon = \frac{b\epsilon^{\nu+1}}{\nu+1}; \quad (11)$$

соответственно в абсолютных координатах

$$V = V_{отн} h_m A_c. \quad (12)$$

Вес отделившегося материала, приходящийся на одно нарушение фрикционной связи.

$$q_1 = \frac{V\gamma}{n}, \quad (13)$$

где γ — удельный вес; n — число повторных воздействий.

Удельный износ, согласно формуле (7), представится выражением

$$i_q = \frac{b\epsilon^{\nu+1} h_m A_c \gamma}{(\nu+1) db\epsilon^{\nu} n A_c} = \frac{\epsilon h_m}{(\nu+1) dn} \gamma; \quad (14)$$

$$i_h = \frac{\epsilon h_m}{(\nu+1) dn}. \quad (15)$$

Таким образом, удельный износ представляет собой среднюю толщину снимаемого слоя, выраженную в долях от пятна касания, приходящегося на одно нарушение фрикционной связи, т. е. это отношение средней глубины внедрения к диаметру пятна касания и числу воздействий, приводящих к отделению материала.

Соответственно интенсивность износа

$$I_h = \frac{b\varepsilon^{\nu+1}h_m A_{c,1}}{(\nu+1)dn A_a} \quad (16)$$

При отсутствии волнистости или расчете на один контур $A_c = A_a$, и тогда формула (16) упрощается. При наличии волнистости и предположении, что волны деформируются упруго, $A_{c,1}$ должна быть выражена по формуле Герца в зависимости от формы волны.

В условиях упругого контактирования ε выражается формулой (5), в условиях пластического контактирования — первым членом формулы (6).

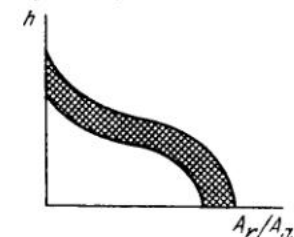


Рис. 2. Опорная кривая при наличии пленки.

При неоднородном фрикционном контакте нет смысла учитывать различные виды износа, так как при переходе от одного вида к другому износ изменяется в 10 и более раз, и поэтому следует производить расчет применительно к наиболее интенсивному виду износа, относя его к площади, на которой он проявляется. Очевидно, что d и n функционально связаны со сближением $a = \varepsilon h_m$.

Установление этой связи — дальнейшая задача.

5. В некоторых случаях происходит изнашивание с отделением хрупкой пленки (окисла) с поверхности трения. Скорость образования окисной пленки в условиях пластической деформации изучена мало. П. Д. Данков [6] приводит следующую формулу, характеризующую рост пленки во времени при обычных условиях окисления:

$$\Delta h = c \ln(kt + a),$$

где k , a , c — константы, зависящие от температуры и свойств тел, t — время.

Вычислим объем пленки как разность двух объемов (рис. 2).

Если $\varepsilon \gg x$, где x — относительная толщина пленки, т. е. $x = \frac{\Delta h}{h_m}$, то $V = (b\varepsilon^\nu x) A_{c,1} h_m$. Соответственно

$$i_h = \frac{(b\varepsilon^\nu x) A_{c,1} h_m}{dn b\varepsilon^\nu A_{c,1}} = \frac{\Delta h}{dn}.$$

Зная величину линейного удельного износа i_h , легко рассчитать интенсивность изнашивания принятых нами предположениях. Однако необходимо располагать данными о числе циклов (n), приводящих к разрушению пленки.

Можно полагать, что n будет зависеть от Δh , резко уменьшаясь при утолщении пленки. Известно, что пленка оказывается прочно связанной с основанием пока толщина ее не достигнет некоторого критического значения.

ЛИТЕРАТУРА

1. И. В. Крагельский. Сб. «Электрические контакты». Госэнергиздат, 1958.
2. М. М. Хрущов и М. А. Бабичев. Сб. «Трение и износ в машинах», 11. Изд-во АН СССР, 1956.
3. М. М. Хрущов и М. А. Бабичев. Сб. «Трение и износ в машинах», № 9, Изд-во АН СССР, 1954.
4. К. В. Савицкий. Изв. МВО, разд. «Физика», 1958, № 1.
5. Oberléе. SAE Quart. Trans., 1952, 6, N 3.
6. П. Д. Данков, Д. В. Игиатов, Н. А. Шишаков. Электронографическое исследование окисных и гидроокисных пленок на металлах. Изд-во АН СССР, М., 1953

В. Н. Нелидов

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕНИЯ ХРОМОВОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ОТСУТСТВИИ СМАЗКИ

Исследование износостойкости хромового покрытия было проведено на машине трения с приспособлением, кинематическая схема которого представлена на рис. 1. На этой машине скорость скольжения образца можно изменять в пределах от 0,25 до 12,0 м/сек, а удельное давление может быть доведено до 200 кг/см². Машина оснащена чувствительным динамометром для измерения силы трения во время опытов.

Образцы диаметром 5 мм и длиной 35 мм были изготовлены из стали 45, подвергнуты (перед хромированием) высокочастотной закалке с торцов на глубину ~3 мм, отпущены при 200° и имели твердость $R_c=45-50$. Была обеспечена перпендикулярность торцов образцов к оси и равномерность их покрытия электролитическим хромом при $D_k=55$ а/дм² и $t=60^\circ$.

Хромирование всех образцов производилось (в соответствии с рекомендацией [1]) в ванне с раствором 150 г/л CrO₃ и 1,5 г/л H₂SO₄.

Кроме основного режима, были проведены еще два дополнительных при той же плотности тока, но с $t=55^\circ$ и 65° , создавшие существенные отличия слоя хрома по твердости и густоте сетки.

Характеристика примененных при исследовании хромовых покрытий проведена в табл. 1.

После хромирования образцы выдерживались 2 часа в электропечи при 200°.

Количественный износ хромового покрытия определялся на аналитических весах с точностью до 0,1 мг первый раз после 30-минутного

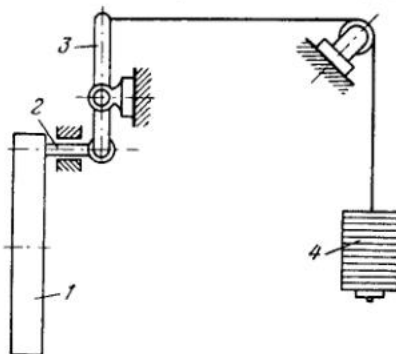


Рис. 1. Кинематическая схема приспособления для исследования износоустойчивости хромового покрытия.

1 — диск из закаленной стали ШХ15;
2 — образец, трущийся по диску; 3 — рычаг, передающий давление на образец от груза — 4

опыта и еще не менее пяти раз. Продолжительность опыта была обоснована. Повторяемость результатов была вполне удовлетворительной.

С целью установления зависимости износостойкости хромового покрытия от изменения скорости скольжения и удельного давления на образцах с осадком хрома, полученным по основному режиму Б, были проведены две серии опытов при удельном давлении 15 и 70 кг/см² и в диапазоне скоростей скольжения $v_{ск}$ от 0,25 до 12 м/сек. На основании полученных данных были построены диаграммы зависимости приведенного износа (рис. 2) и зависимости силы трения от $v_{ск}$ (рис. 3).

Таблица 1

Обозначения процесса	Режим ванны		$H_p, 100$ кг/мм ²	Количество площадок на 1 мм ²
	$D_k, \text{а/дм}^2$	$t, \text{°C}$		
А	55	55	1215	500
Б	55	60	1060	200
В	55	65	930	2

Как видно из рис. 2, при $p=15 \text{ кг/см}^2$ и малых скоростях скольжения, приведенный износ снижается и при увеличении скорости скольжения до 2,36 м/сек, уменьшается более чем в 6 раз. С дальнейшим увеличением скорости скольжения износ несколько возрастает, и при $v_c = 3,2 \text{ м/сек}$ достигает некоторого максимума (K_1), затем в интервале скорости от 3,2 до 8,25 м/сек износ плавно уменьшается и далее остается постоянным. Кривая изменения силы трения рис. 3 по своему характеру соответствует кривой износа.

Анализ поверхностей трения, полученных при различных скоростях скольжения, позволяет предположить, что изменение физических свойств электролитического хрома в зависимости от скорости скольжения аналогично изменениям стали, описанным Б. И. Костецким [2, 3] и П. К. Гонехой [4].

При $v_{ск} = 0,25 \text{ м/сек}$ на поверхности образца на общем светлом поле видны отдельные очаги схватывания (рис. 4). Светлое поле указывает на первую стадию окислительного износа, но определяющим интенсивность износа здесь является схватывание. С увеличением скорости скольжения процесс окисления интенсифицируется, пленки окислов утолщаются и меняется их окраска. При малых скоростях скольжения пленки окислов и продукты износа окрашены в красный цвет, с увеличением скорости скольжения они становятся бурыми и затем черными. По мере усиления процесса окисления, с повышением скорости скольжения, схватывание уменьшается, что отчетливо видно при $v_{ск} = 0,305$ и 0,52 м/сек. Здесь износ происходит путем отрыва тонких пленок окислов (рис. 5).

При $v_{ск} \approx 2 \text{ м/сек}$ на поверхности пленок окислов образуются новые тонкие пленки пепельного цвета (рис. 6). Это вторая стадия окислительного износа.

С дальнейшим увеличением скорости скольжения (при $v = 2,36 \text{ м/сек}$) эти пепельные пленки утолщаются, что сопровождается некоторым увеличением приведенного износа. При $v_c^k = 3,2 \text{ м/сек}$, которой на кривой износа соответствует критическая точка K_1 , на поверхности трения преобладают пепельные пленки. Дальнейшее увеличение скорости скольжения приводит к незначительному уменьшению износа.

Б. И. Костецкий [2, 5] считает, что в первой стадии окислительного износа стали пленки окислов представляют собой твердые растворы кислорода в металле, а во второй стадии — химические соединения кислорода с металлом. Так как характер износа гальванического хрома

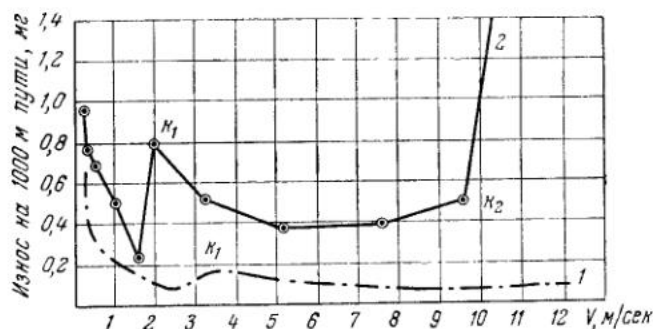


Рис. 2. Зависимость приведенного износа от скорости скольжения.

1 — при $p = 15 \text{ кг/см}^2$; 2 — при $p = 70 \text{ кг/см}^2$

аналогичен характеру износа стали, то можно предположить, что и в случае износа гальванического хрома до критической точки K_1 наблюдается первая стадия окислительного износа, характеризующаяся образованием подвижных перетекающих пленок твердых растворов кислорода в хrome, а при скоростях скольжения, превышающих указанную

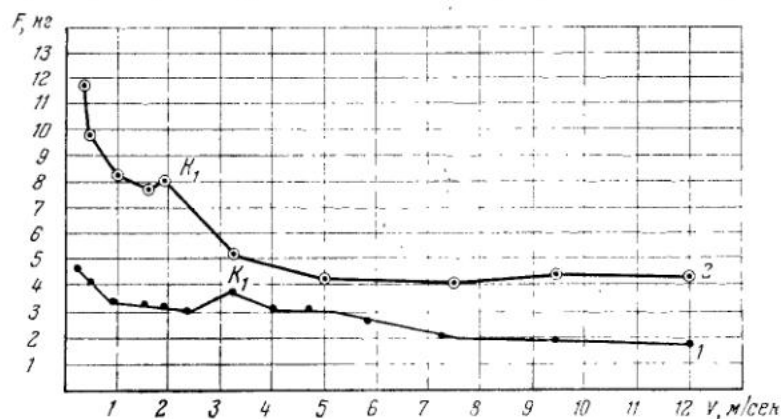


Рис. 3. Зависимость силы трения от $v_{ск}$.

1 — при $p = 15 \text{ кг/см}^2$; 2 — при $p = 70 \text{ кг/см}^2$

точку, вторая стадия окислительного износа, характеризующаяся образованием химических соединений хрома с кислородом, выкрашиваемых с развитием этой фазы (рис. 7).

При удельном давлении 15 кг/см^2 и в интервале скоростей скольжения до 12 м/сек перехода к тепловому изнашиванию (схватывание второго рода) не наблюдалось.

Интенсивность износа при 70 кг/см^2 повышается при развитии второй стадии окислительного износа, что выражено в хрупком разрушении

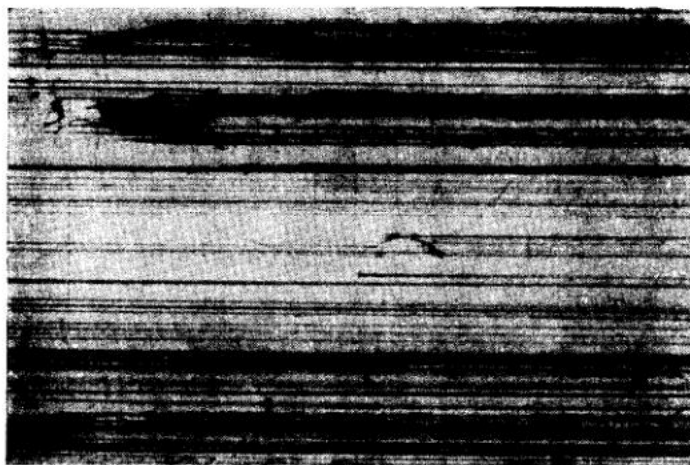


Рис. 4. Фото первой фазы окислительного износа и схватывания.
Увеличение 110 крат



Рис. 5. Фото первой фазы окислительного износа, видны отрывы тонкой пленки окислов.
Увеличение 110 крат



Рис. 6. Фото первой фазы окислительного износа и начала образования второй фазы (пленки пепельного цвета).

Увеличение 900 крат



Рис. 7. Фото второй фазы окислительного износа с участком отрыва пленки.

Увеличение 900 крат

и выкалывании пленок окислов (см. рис. 7). При этом проявляет себя и абразивное действие продуктов износа.

По мере увеличения скорости скольжения возрастают количество выделяемого тепла и нагрев поверхностного слоя. Уже при скорости скольжения $1,56 \text{ м/сек}$ появляются цвета побежалости на расстоянии $0,4 \div 0,5 \text{ мм}$ от поверхности трения образца. С увеличением скорости скольжения цвета побежалости покрывают все большую поверхность



Рис. 8. Переход второй фазы окислительного износа в тепловой.

Увеличение 110 крат

образца и при $v_{\text{ск}} = 9,5 \text{ м/сек}$ они распространяются на $5\text{—}7 \text{ мм}$ от поверхности трения. Поэтому, несмотря на высокую тепловую устойчивость электролитического хрома, поверхностные слои его по мере повышения скорости скольжения постепенно теряют свою твердость. При определенном значении скорости наступает качественное изменение износа, т. е. окислительный износ переходит в тепловой, о чем свидетельствуют наличие критической точки K_2 и резкое увеличение износа (см. рис. 2).

На рис. 8 видно, что при скорости скольжения $9,5 \text{ м/сек}$ наблюдается уже явно выраженная текучесть поверхностного слоя, свидетельствующая о переходе второй стадии окислительного износа в тепловой.

При скорости 12 м/сек размягченный слой хрома отрывается от поверхности трения и переходит на контртело. Процесс износа идет настолько интенсивно, что весь слой хромового покрытия разрушается за чрезвычайно короткий отрезок времени, и этот процесс сопровождается интенсивным искрообразованием.

Износ хромовых покрытий, полученных по режимам А и В, при удельном давлении 70 кг/см^2 в зависимости от скорости скольжения представлен на диаграмме (рис. 9) в сопоставлении с хромовым покрытием по режиму Б. Из диаграммы видно, что характер кривых износа для трех режимов хромирования аналогичен.

Полученные данные показывают, что износ хрома уменьшается с увеличением его твердости.

С целью более обстоятельного изучения пленок окислов, образующихся на поверхности хрома при первой и второй стадиях окислительного изнашивания, были проведены измерения микротвердостей исходной поверхности хрома (не затронутой износом) и пленок, образовавшихся при различных скоростях скольжения и при удельных давлениях

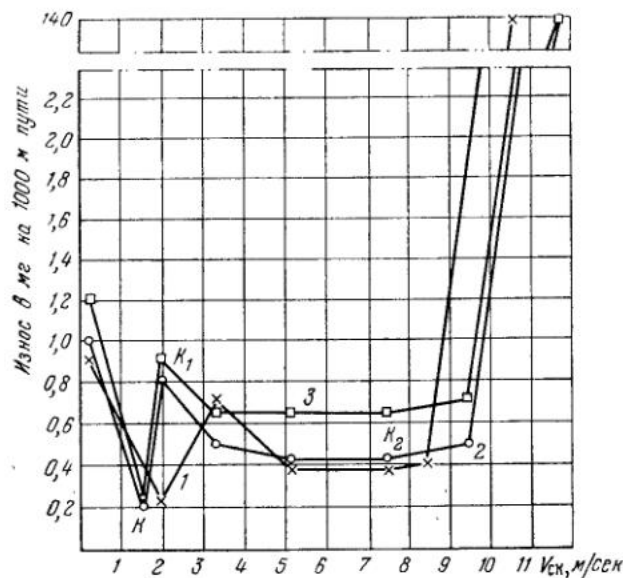


Рис. 9. Зависимость приведенного износа хромовых покрытий от $v_{ск}$ при режимах хромирования.
1 — хром А; 2 — хром Б; 3 — хром В

15 и 70 $кг/см^2$. Измерения производились на приборе ПМТ-3 при нагрузке 20 г. Результаты приведены в табл. 2; из них можно сделать следующие выводы: пленки окислов, образующихся на первой стадии окислительного изнашивания, обладают более высокой твердостью, чем исходный металл; еще более высокой твердостью обладают пленки

Таблица 2

Микротвердость поверхности трения при различных фазах окислительного износа

Скорость скольжения $v_{ск}$, м/сек	Значения микротвердости H_{20g} , кг/мм ²			Скорость скольжения $v_{ск}$, м/сек	Значения микротвердости H_{20g} , кг/мм ²		
	исходной поверхности (не затронутой износом)	окислов первой стадии окислительного износа	окислов второй стадии окислительного износа		исходной поверхности (не затронутой износом)	окислов первой стадии окислительного износа	окислов второй стадии окислительного износа
Удельное давление 70 $кг/см^2$				Удельное давление 15 $кг/см^2$			
0,52	850	880	1020	0,52	981	1100	Замерить нельзя— раскалываются
1,56	730	877	1030	1,23	—	1130	
3,20	—	986	1189	2,36	—	1225	
5,08	—	—	—	3,20	—	1234	
9,50	700	855	945	4,66	—	1248	
				7,25	—	1361	
				9,50	—	1370	

окислов, образующихся на второй стадии окислительного изнашивания. Микротвердость исходного металла, а также пленок окислов, образующихся на первой стадии окислительного изнашивания при удельном давлении 70 кг/см^2 , ниже, чем при удельном давлении 15 кг/см^2 , что объясняется более интенсивными в первом случае тепловыми явлениями в поверхностном слое.

Как видно из табл. 2, при удельном давлении 15 кг/см^2 и при увеличении скорости скольжения микротвердости окислов, образующихся на первой стадии окислительного износа, непрерывно растут. Можно предположить, что это соответствует изменению насыщения твердого раствора кислорода в хроме.

В местах отрыва пленок окислов, образующихся при второй стадии окислительного износа с обнажением исходного металла, на микроскопе МИМ-6 была измерена их толщина. При удельном давлении 15 кг/см^2 она не превышает $0,002\text{--}0,004 \text{ мм}$, при 70 кг/см^2 эта пленка достигает большей толщины и растет с увеличением скорости скольжения: при $3,2 \text{ м/сек}$ она равна $0,004\text{--}0,005 \text{ мм}$, при $5,8 \text{ м/сек}$ — $0,008\text{--}0,010 \text{ мм}$, при $9,5 \text{ м/сек}$ достигает $0,018 \text{ мм}$.

Кроме исследования состояния поверхности трения образцов с хромовым покрытием при окислительном и тепловом износах, исследовался слой хрома и в поперечном сечении. Для этого были изготовлены микрошлифы из образцов, которые испытывались при удельном давлении $p=70 \text{ кг/см}^2$ и скоростях скольжения $v_{\text{ск}}$, равный $0,245, 1,56, 1,91, 3,2, 9,5 \text{ м/сек}$. Указанные скорости выбраны потому, что они характерны наличием критических точек развития окислительного износа и его переходом в тепловую.

Исследованием состояния хромового покрытия установлено, что с увеличением скорости скольжения, увеличиваются тепловые явления и уменьшается микротвердость хромового слоя. При меньших значениях скоростей скольжения ($1,56 \text{ м/сек}$) снижение микротвердости наблюдается только в верхних объемах металла.

При дальнейшем увеличении скорости глубина размягченного слоя возрастает и при $v_{\text{ск}}=9,5 \text{ м/сек}$ микротвердость снижается по всему сечению хромового покрытия.

Снижение микротвердости в «белом» хромовом слое как у поверхности трения, так и у стыка со сталью в зависимости от увеличения скорости скольжения показано на рис. 10.

Следует отметить, что тепловые явления отражаются и на стальных образцах, вызывая отпуск слоя стали, прилегающего к хромовому покрытию.

При $v_{\text{ск}}=9,5 \text{ м/сек}$, т. е. в критической точке K_2 перехода окислительного износа в тепловую, происходят структурное преобразование, а также пластическая деформация стали и хрома у стыка с хромовым покрытием.

Эта пластическая деформация сопровождается диффузией хрома в сталь, кроме того, при этом происходит процесс вторичной закалки стали, о чем свидетельствуют значительное повышение микротвердости слоя стали, прилегающего к хромовому покрытию (730 кг/мм^2 против исходной микротвердости 500 кг/мм^2), а также наличие зоны отпуска стали до $R_c=270 \text{ кг/мм}^2$ на глубине 150 мк . Исходная микротвердость стали восстанавливалась на глубине $1,5 \text{ мм}$.

Для сравнения износостойкости электролитических хромовых покрытий с износостойкостью твердой закаленной стали были проведены опыты на трение без смазки образцов из закаленной стали У10А (твер-

достью K_c 62). Опыты проводились при удельном давлении 70 кг/см^2 и на различных скоростях скольжения. Результаты опытов показали, что на низких скоростях скольжения износостойкость электролитического хрома при трении о закаленную сталь значительно превосходит износостойкость закаленной высокоуглеродистой стали. При увеличении скорости скольжения интенсивность износа стали У10А резко растет, а

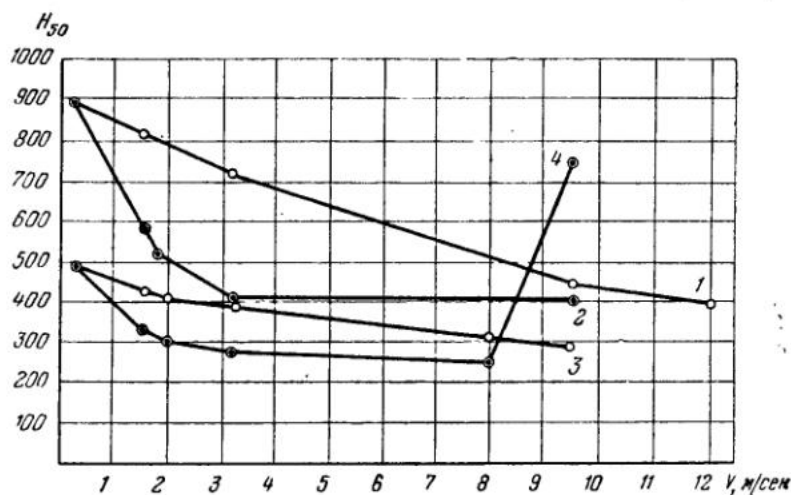


Рис. 10. Зависимость микротвердости $H_{50г}$ хромового покрытия и стального образца от $v_{ск}$ при $p=70 \text{ кг/см}^2$.

1 — для хрома у поверхности стали на расстоянии 20 мм; 2 — для хрома у поверхности трения на расстоянии 20 мм; 3 — для стали у поверхности хрома на расстоянии 150 мм; 4 — для стали от поверхности на расстоянии 20 мм.

электролитического хрома даже несколько снижается; при скорости скольжения $1,91 \text{ м/сек}$ износостойкость хрома превосходит износостойкость стали У10А примерно в 10 раз; при высоких же скоростях скольжения электролитический хром по износостойкости не имеет преимуществ перед закаленной сталью.

В соответствии с изложенным можно считать, что электролитический хром особенно эффективен в случаях, когда сталь подвергается тепловому изнашиванию, тогда как хром благодаря его высокой теплоустойчивости подвергается окислительному изнашиванию. Следовательно, хромирование стали значительно расширяет границы ее работы в условиях окислительного изнашивания.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. С. Левитский. Хромирование деталей машин и инструментов. Машгиз, 1956.
2. Б. И. Костецкий. Износостойкость деталей машин. Машгиз, 1950.
3. Б. И. Костецкий. Схватывание при трении металлов. Сб. «Повышение износостойкости и сроки службы машин». Машгиз, 1953.
4. П. К. Топеха. Основные виды износа металлов. Машгиз, 1952.
5. Б. И. Костецкий и др. Химический анализ поверхностных слоев металла при разных видах изнашивания. «Вестник машиностр.», 1956, № 10.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЧУГУННЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ПОСРЕДСТВОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ

Наряду с улучшением свойств конструкционного чугуна путем совершенствования процесса плавки, медицирования, легирования и др., что широко практикуется в промышленности, повышения его износостойкости можно достичь термической обработкой, еще мало применяемой в производстве.

Последнее объясняется недостаточностью накопленного производственного опыта по выявлению факторов, влияющих на термическую обработку чугуна.

Применение на ряде судоремонтных предприятий непрерывной закалки чугуновых деталей с последующим отпуском не дает ожидаемых результатов. Практика показывает, что возникающие при этом значительные структурные и термические напряжения, связанные с мартенситным превращением, приводят к значительным деформациям деталей и появлению трещин.

Работы М. Н. Кунявского, И. Ф. Куртова, Г. Н. Николаева и др., а также наши исследования показывают, что наиболее рациональным видом термообработки чугуна для повышения его износостойкости является изотермическая закалка. Положительный, но еще небольшой производственный опыт применения этой термообработки недостаточен для широкого ее применения к различным маркам чугуна.

Характер изотермического распада аустенита в сталях не может быть полностью распространен на чугуны, структура которых менее однородна. Кроме того, при термической обработке чугуна происходят такие процессы, как графитизация и растворение графита.

В связи с этим представляют интерес следующие вопросы, разработке которых посвящено настоящее исследование:

1) определение критической области температур у исследуемых марок чугуна (табл. 1 и 2) с целью установления температуры их нагрева под закалку;

Таблица 1

Первая группа исследованных марочных чугунов

Марка чугуна по ГОСТ 1412-48	Химический состав, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
СЧ 18-36	3,20	2,05	0,76	0,13	0,06	0,12	0,14
СЧ 24-44	3,15	1,70	0,83	0,10	0,06	0,33	0,60
СЧ 32-52	2,65	1,65	0,85	0,06	0,04	0,35	0,40
СЧ СЛ *	3,02	1,90	0,77	0,06	0,03	0,62	0,68

* СЧ СЛ — обозначение среднелегированного высококачественного чугуна с повышенным содержанием хрома и никеля.

2) изучение кинетики изотермического распада аустенита с целью установления времени выдержки в изотермической среде и определение количества остаточного аустенита в изотермически обработанном чугуне в зависимости от температуры охлаждающей среды;

Таблица 2

Вторая группа исследованных чугунов с различным содержанием кремния и марганца

№ плавки	Химический состав, %						
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
6440	2,91	1,68	0,91	0,04	0,09	0,10	0,11
6441	2,94	1,96	0,85	0,04	0,09	0,08	0,12
6444	2,94	2,53	0,99	0,04	0,09	0,04	0,07
6445	2,99	1,70	0,77	0,04	0,09	0,04	0,07
6446	2,94	1,81	1,07	0,04	0,08	0,04	0,10
6447	2,96	1,71	1,41	0,04	0,09	0,04	0,07

3) изучение износостойкости изотермически закаленного чугуна.

Образцы всех указанных выше чугунов были подвергнуты нагреву до различных температур в пределах от 750 до 950° с полным охлаждением в воде, масле, на воздухе и от 750 до 900° с охлаждением только на воздухе. После этого на образцах были определены твердости и исследована микроструктура.

Образцы чугуна, кроме того, подвергались dilatометрическому исследованию с целью изучения процессов при медленном и быстром нагревании их и охлаждении. В результате установлены степень повышения критической области при нагревании в связи с увеличением содержания кремния и степень сужения этой области при быстром охлаждении в зависимости от увеличения содержания марганца, никеля и хрома.

С точки зрения теории и практики термической и, в частности, изотермической обработки чугуна имеют значение следующие выводы, полученные в результате dilatометрических исследований:

1) чем больше содержание кремния, тем выше температура нагрева для закалки; практически для основных пределов содержания кремния от 1,8 до 2,1% эта температура должна быть не ниже 860°;

2) скорость нагрева перед закалкой не оказывает заметного влияния на температуру закалки, однако медленный нагрев перед закалкой вызывает графитизацию, которая тем больше, чем выше содержание кремния;

3) повышенные содержания марганца несколько снижает верхнюю границу критической области (примерно на 20° при изменении содержания марганца от 0,77 до 2,30%), поэтому следует считать, что выбор температуры нагрева зависит только от содержания кремния.

Установленные зависимости были использованы в последующем при изучении процессов изотермического распада аустенита и термической обработки деталей и образцов, предназначенных для испытания на изнашивание.

Процессы изотермического распада аустенита в чугунах изучались при помощи магнитометрического и рентгеноструктурного методов.

Исследования позволили установить скорость распада аустенита при различных температурах закалочной среды, а также определить для чугунов различных марок количество остаточного аустенита в структуре после изотермической выдержки в зависимости от температуры охлаждающей среды. Эта зависимость представлена на рис. 1, из которого видно, что для всех трех плавки легированного чугуна (№ 6440, 6441,

6445) наибольшее количество остаточного аустенита соответствует температуре 350°. Особенно значительно снижается количество остаточного аустенита у этих чугунов при повышении температуры выдержки до 400°.

Для среднелегированного чугуна плавки № 6529, содержащего небольшие количества хрома и никеля, температура наибольшей устойчивости более высокая, и при 400° в его структуре удерживается до 65%

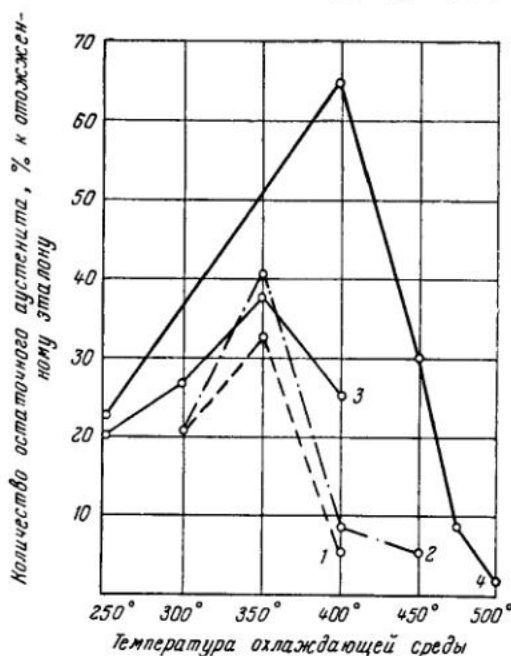


Рис. 1. Зависимость количества остаточного аустенита от температуры охлаждающей среды (выдержка 3 часа).

Плавки №: 1 — 6445; 2 — 6440; 3 — 6441; 4 — 6529

аустенита. При повышении температуры выдержки до 450° количество аустенита снижается до 30%.

Лабораторные испытания по определению износостойкости изотермически закаленных образцов, по сравнению с их износостойкостью в исходном состоянии, проводились на машине типа А-1, по схеме вал — подшипник, и на машине с возвратно-поступательным движением конструкции «П» проф. А. К. Зайцева, имитирующей характер движения в сопряжении цилиндр — поршневое кольцо.

Лабораторные испытания на изнашивание плавки № 6440, 6441, 6445 показали, что изотермически закаленный чугун в 3–5 раз и более износостойчивее, чем тот же чугун в исходном состоянии (после отливки). При этом образцы с большим содержанием остаточного аустенита имели более высокую износостойкость.

Вслед за лабораторными испытаниями были проведены стендовые и эксплуатационные испытания изотермически закаленных цилиндрических втулок на двигателе.

Результаты испытаний показывают, что износостойкость изотермически закаленных втулок (№ 1 и 2) и соответственно в 2,9 и 1,96 раза боль-

ше, чем износостойкость втулки № 3, изготовленной из такого же чугуна в исходном состоянии. Количество остаточного аустенита во втулке № 1 составляет 26%, во втулке № 2 — 12%, во втулке № 3 — отсутствует.

Влияние остаточного аустенита на высокое сопротивление износу оставалось до последнего времени невыясненным. По этому вопросу в литературе высказывалось предположение, что высокая износостойкость изотермически закаленного чугуна объясняется распадом остаточного аустенита под влиянием деформации в поверхностных слоях.

Для выяснения вопроса о механизме влияния остаточного аустенита на повышение износостойкости нами были использованы образцы чугуна марки СЧ 24-44, которые были подвергнуты изотермической закалке и трехкратному испытанию на изнашивание на машине типа А-1 в течение 300 час. Удельное давление при испытании было 25 кг/см^2 , а скорость скольжения $3,05 \text{ м/сек}$.

Магнитометрические исследования образцов этого чугуна до испытания показали наличие в них высокого содержания остаточного аустенита (до 37%), то же самое подтвердили и рентгеноструктурные исследования поверхностного слоя этих образцов. После проведения испытаний поверхностный слой был вновь подвергнут рентгеноструктурному исследованию, при этом у него было установлено полное отсутствие остаточного аустенита и наличие только линии, отвечающей α -фазе. Эти исследования подтверждают распад остаточного аустенита в поверхностном слое.

Процесс износа изотермически закаленного чугуна с игольчатым строением, содержащим значительные количества остаточного аустенита, представляется в следующем виде: вследствие местного нагрева рабочей поверхности происходит фазовое превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, что приводит к замене ультрамикроскопических участков остаточного аустенита участками мартенсита и троостита высокой твердости, придающих поверхностному слою высокую износостойкость. Эти твердые участки прочно удерживаются в сравнительно пластичной основной массе чугуна, содержащего до 40—60% остаточного аустенита.

По мере износа перемещается фронт распада аустенита и образование твердых структурных элементов на поверхности трения.

В материале, подвергнутом обычной непрерывной закалке с последующим отпуском, отсутствует остаточный аустенит, и поэтому не происходит фазовых превращений с образованием износостойких структур. Это объясняет меньшую износостойкость чугуна после обычной закалки с отпуском по сравнению с износостойкостью изотермически закаленного чугуна.

Таким образом, у изотермически закаленного чугуна износостойкий активный слой образуется за счет распада остаточного аустенита и постоянно восстанавливается в процессе эксплуатации упрочненных таким способом деталей машин.

Этот технологический метод должен найти более широкое применение в машиностроении для увеличения долговечности машин.

НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ ФИЗИКИ ИЗНОСА МЕТАЛЛОВ

1. КРИТЕРИЙ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

Сухое трение обычно сопровождают тепловые явления. Рассмотрим некоторые из них и введем при этом следующие представления.

К макроскопическим ухудшениям структуры отнесем такие, которые портят рельеф трущихся поверхностей (образование наплывов, выступов, впадин и т. п. путем переноса макроскопических масс металлов и т. д.), к микроскопическим — такие, которые сразу не обнаруживают искажения видимого рельефа или микрорельефа поверхности, но изменяют физико-механические свойства (образование хрупких фаз, изменение субструктуры и т. п.).

Рассмотрим простейшие случаи при трении чистых металлов, приводящие лишь к макроскопическим повреждениям рельефа трущихся поверхностей вследствие сваривания или схватывания контактирующих участков [1] и дальнейшего вырывания и переноса на противоположную поверхность макроскопических частиц (кусков), вследствие разрыва по наиболее слабому месту, а не по «гладкой площадке первоначального контакта. Можно предположить, что явления переноса возникают лишь при условии, когда между двумя приработавшимися контактирующими поверхностями с максимальной высотой микронеровностей $\sim 10^{-5}$ см будут происходить процессы взаимной гетеродиффузии или самодиффузии на глубину x не менее нескольких тысяч атомных слоев (x не менее 10^{-5} см). В таком случае, зная время контактирования τ_0 двух трущихся поверхностей, можно оценить минимальные значения коэффициента диффузии D , выше которых начнутся процессы переноса:

$$\tau_0 \sim \frac{x^2}{D} \quad (1)$$

Например, при $\tau_0 \sim 10^{-3}$ сек. найдем D не менее 10^{-7} см²/сек.

Так для большинства металлов коэффициенты диффузии при комнатной температуре не превышают 10^{-13} , а в жидком состоянии составляют не менее $\sim 10^{-4}$, то процессы «переноса» оказываются возможными при температурах, приближающихся к температуре плавления (T_S). Как известно, повышенная диффузионная активность атомов возникает уже при температуре рекристаллизации (T_r). Поэтому в дальнейшем будем считать, что перенос металлов возможен при температурах T в интервале от T_r до T_S . Заметим, что переносу металлов будут благоприятствовать процессы пластической деформации, неизбежно возникающие в условиях трения и увеличивающие скорость диффузии.

Взаимодействие металлов в твердой или жидкой фазе осуществляется за время контактирования τ_0 трущихся поверхностей, после чего наступает механический разрыв в месте наименьшего сопротивления, т. е. в месте контакта по сечению одного из металлов или же продукта их взаимодействия.

Возможность такого взаимодействия и последующие физико-химические процессы определяются: внешними условиями (величиной механического импульса, временем контактирования τ_0 , конструкцией деталей и т. п.) и физическими свойствами трущихся металлов и среды. Полагая внешние условия постоянными, рассмотрим влияние физических свойств последних на процессы, обуславливающие тепловой износ.

Величиной, характеризующей относительную сопротивляемость металла указанному взаимодействию, может служить время τ_i^*), необходимое для разогрева металла в месте контактирования до критической температуры $T_{кр}$, выше которой может наступить перенос (при условии $\tau_i \leq \tau_0$). При $\tau_i \gg \tau_0$ вероятность переноса мала. Уменьшение τ_0 в пределах сохранения условия $t_i \leq t_0$, а следовательно, и $\tau_{об}$ (время полного оборота детали), может привести к усилению износа, максимум которого будет достигнут при $\tau_i \sim \tau_{об}$. Таким образом, при постоянном τ_i с изменением τ_0 ($\tau_{об}$) для износа будет наблюдаться по крайней мере два максимума. Оценка величины скорости скольжения $v_{ск}$, соответствующей этим двум максимумам, была произведена авторами применительно к зубчатым передачам. Было получено, что первый максимум проявления переноса лежит при $v_{ск} \sim 5$ м/сек, а второй — предположительно при сверхзвуковых скоростях. Отметим, что для некоторых видов разрушения оба максимума лежат в интервале «рабочих» частот (например, при кавитационном разрушении деталей и др.).

Перейдем к оценке величин τ_i (τ_1 и τ_2), являющихся функцией физических свойств трущихся металлов. На сопрягающихся поверхностях трения в местах дискретного контактирования возникают источники тепла в результате преобразования механической энергии. Распределение локальных источников тепла определяется условиями работы на трение (внешними параметрами) и в значительной мере зависит от микрорельефа поверхностей трения — формы и размеров выступов, геометрии местных неоднородностей и т. п. Геометрия поверхности, очевидно, может изменяться в процессе износа. Поэтому представляется целесообразным отказаться от иллюзорно точного рассмотрения задачи для какой-либо конкретной формы поверхности (например, для выступов, имеющих форму полусферы [2] или стержня [3, 4] и т. п.), или же от введения полуэмпирических констант (в виде коэффициентов шероховатости и т. п.), а подойти к изучению этого вопроса качественно, применяя общую теорию размерностей и вероятностные соображения, учитывающие стохастичность распределения неоднородностей [8].

Пусть распределение температурного поля задается стохастической функцией, в среднем равной нулю даже на относительно малых, по сравнению со всей поверхностью образца, участках площади. В этом случае температурное поле обладает локальным свойством. Существенным для его определения здесь окажутся не мелкие подробности геометрии формы поверхности, а размер периода ϵ неоднородности, где $\epsilon \sim L \ll l$ (l — размер видимого контакта).

Порядок величины L можно оценить, воспользовавшись флуктуационной теоремой, вытекающей из возможности разложения q и T в ряд Фурье [4], где q — функция распределения источников, T — температурное поле. Применяя теорему Парсевала, имеем

$$|\Delta T|^2 = 4\pi (q - q_0)^2. \quad (2)$$

Из соображений размерности, учитывая уравнения теплопроводности и граничные условия к ним, получим для времени разогрева области порядка L

$$\tau \sim \frac{L^2}{\alpha} = \frac{L^2 c_p}{\lambda}, \quad (3)$$

где α — температуропроводность; λ — коэффициент теплопроводности; c_p — теплоемкость единицы объема.

Отсюда определится порядок интересующей нас величины τ :

$$\tau \sim \frac{c_p}{\lambda} \left(\frac{\lambda V \bar{F}}{q_0} \sqrt{\overline{(T - T_0)^2}} \right)^2 = c_p \lambda \frac{L^2}{q_0^2} \overline{(T - T_0)^2}, \quad (4)$$

*) Для одноименных металлов $\tau_1 = \tau_2$, для разноименных $\tau_1 \neq \tau_2$.

или

$$\tau \approx B c \rho \lambda \overline{(T - T_0)^2}, \quad (5)$$

где $\sqrt{F} \sim L$; T_0 — температура среды; $B = \frac{F}{q_0^2}$.

Величина B имеет разное значение для различных металлов и изменяется для одного и того же металла при изменении материала сопряженной поверхности и условий трения. Поэтому в некоторых случаях величину τ следует оценивать с точностью до постоянной B . Для разнородных металлов возможны три характерных случая: 1) $\tau_1 \ll \tau_2$; 2) $\tau_1 \approx \tau_2$; 3) $\tau_1 \gg \tau_2$. В первом случае наиболее неустойчивым против крипа, или плавления является металл 1, а в третьем случае — металл 2. Как правило, при условии $\tau_i \ll \tau_0$ применение одноименных металлов менее благоприятно, чем разноименных, так как процессы крипа в местах контактирования будут развиваться одновременно и это неизбежно должно привести к схватыванию.

В первом и третьем случаях для разноименных металлов интенсивность процессов снижается (по сравнению с $\tau_1 = \tau_2$). Однако при тесном контактировании за счет теплопроводности возможен подогрев «рабочего» объема противоположающей «холодной» поверхности, облегчающий перенос. В результате происходит образование мостика схватывания [1], после чего при перемещении наступает разрыв по наиболее слабому месту: по месту контакта, либо по металлу 1 или 2, либо по сплаву 1—2, если последний успел образоваться диффузионным путем за время контактирования.

Отметим, что наряду с этим вследствие процессов разогрева возможны «вторичные» процессы взаимодействия со средой (например, окисление, науглероживание и т. п.), которые накладываются на процессы, протекающие на контактах.

Таким образом, величина τ может характеризовать сопротивляемость износу в том смысле, что она определяет способность контактирующей поверхности «размягчаться» под действием выделяющегося тепла трения либо образовывать «мостики схватывания». Направленность же переноса материала в первом случае полностью определяется соотношением τ_1 и τ_2 , а во втором — прочностью получающихся соединений.

Рассмотрим некоторые примеры. Учитывая, что в настоящее время еще не имеется сведений о величине B [см. формулу (5)] и о ее изменении в процессе трения, авторам пришлось отказаться от попыток вычислить абсолютное значение τ_i для разных материалов. С целью сравнения сопротивляемости износу двух различных контактирующих металлов найдем отношение $\frac{\tau_1}{\tau_2}$, которое может служить таким критерием для случая, когда $\tau_i < \tau_0$. (6)

На рис. 1 представлено графическое изображение критерия взаимодействия при изнашивании поверхностей из различных металлов. По оси ординат отложено $\tau \cdot \text{const} \approx c \rho \lambda \overline{(T - T_0)^2}$ (в логарифмическом масштабе), причем $T_r \ll T \ll T_s$. Как видно из рисунка, для функции $\tau(Z)$ обнаруживается определенная периодичность с изменением Z .

При помощи этого графика или формулы (6) может быть определен характер (тип) переноса при трении металлов.

Определим характер переноса при работе пар: Fe—Pb, Fe—Sn, Cu—Fe, Cu—Pt. Из графика имеем $\tau_{\text{Pb}} < \tau_{\text{Fe}}$, $\tau_{\text{Sn}} < \tau_{\text{Fe}}$, $\tau_{\text{Fe}} < \tau_{\text{Cu}}$, $\tau_{\text{Pt}} < \tau_{\text{Cu}}$.

Направление переноса, как уже указывалось, можно определить, сравнивая τ_i и учитывая физико-механические свойства получающихся соединений. Для Fe—Pb, Fe—Sn $\tau_{\text{Pb}} < \tau_{\text{Fe}}$ и $\tau_{\text{Sn}} < \tau_{\text{Fe}}$, кроме того, модули прочности E_{Pb} и $E_{\text{Sn}} \ll E_{\text{Fe}}$. Поэтому следует ожидать перенос $\text{Pb} \rightarrow \text{Fe}$ и $\text{Sn} \rightarrow \text{Fe}$. Для пар Cu—Fe и Cu—Pt $\tau_{\text{Fe}} < \tau_{\text{Cu}}$, $\tau_{\text{Pt}} < \tau_{\text{Cu}}$, но E_{Cu} меньше, чем E_{Fe} и

E_{p1} . В соответствии с этим механический разрыв произойдет вероятнее всего у поверхности Cu, что даст перенос $Cu \rightarrow Fe$ и $Cu \rightarrow Pt$. По экспериментальным данным Боудена [5], действительно, наблюдается перенос $Pb \rightarrow Fe$, $Sn \rightarrow Fe$, $Cu \rightarrow Fe$, $Cu \rightarrow Pt$.

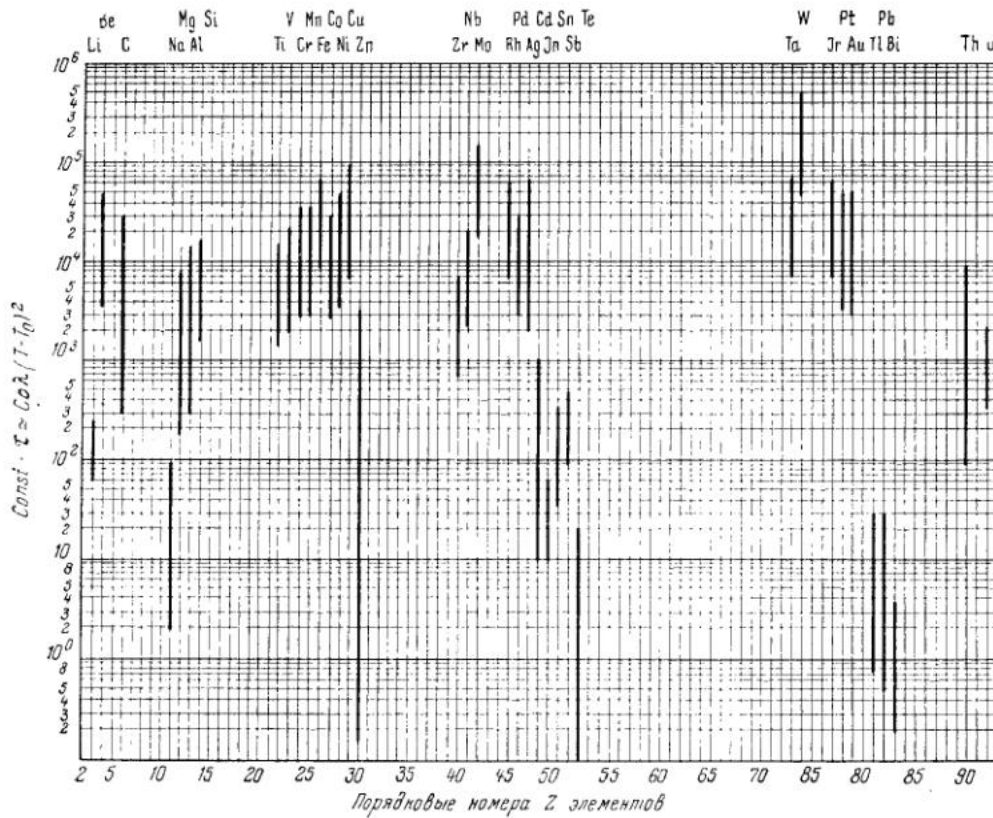


Рис. 1. Графическое изображение критерия взаимодействия при изнашивании поверхности чистых металлов.

При работе деталей машин, в которых сопряженные поверхности изготовлены из одинакового материала, большое значение имеет, как уже отмечалось, соотношение между τ_i и τ_0 — временем контактирования. Поскольку $\tau_1 \approx \tau_2$ (перенос $1 \rightleftharpoons 2$ равновероятен), постольку для износа наиболее опасны такие $v_{ск}$ (или обороты), когда $\tau_1 = \tau_2 \ll \tau_0$. Произведенный нами расчет τ_i и τ_0 применительно к машине трения, имитирующей работу тяжело нагруженных зубчатых передач [6], показал, что $\tau_0 \sim \tau_i = 10^{-5}$ сек. при $|v|_{ск}^{max} \approx 1$ м/сек, $L \sim 10^{-3}$ см и $q_0 \approx 300$ кал·см $^{-1}$ ·сек $^{-1}$. При $|v|_{ск}^{max} < 1$ м/сек $\tau_0 > \tau$, а при $|v|_{ск}^{max} > 1$ м/сек $\tau_0 < \tau$. Следовательно, наиболее опасными для износа в данном случае являются скорости скольжения $|v|_{ск}^{max} \leq 1$ м/сек (т. е. $\tau_i \ll \tau_0$). При $|v|_{ск}^{max} > 1$ м/сек разогрев «рабочего объема» будет происходить после выхода его из контакта, что уменьшает возможность переноса, но позволяет осуществляться взаимному обмену со средой (окисление и т. п.). Поскольку в реальных деталях машин (шестерни) «рабочий объем» вступает в очередной контакт через промежуток времени $\tau_{сб} \gg 10^{-3}$ сек., а сумма времени разо-

грева τ и охлаждения $\tau_{\text{охл}}$ «локального источника» $\tau + \tau_{\text{охл}} \gg 10^{-5}$ сек., постольку постоянного повышения T наблюдаться не будет, и процессы в «рабочем объеме» каждый раз будут начинаться заново.

2. СУБСТРУКТУРА И ЕЕ ИЗМЕНЕНИЕ В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ

В чистых металлах и даже в гомогенном многокомпонентном сплаве невозможно обеспечить необходимый комплекс физико-механических свойств, требуемых от материалов, применяемых на практике. Только в гетерогенном сплаве может быть достигнуто удачное сочетание требуемых положительных качеств. Сочетанием различных по свойствам и дисперсности фаз могут быть получены даже такие свойства сплавов, которые, казалось бы, не вытекают из индивидуальных свойств структурных составляющих.

Это положение можно иллюстрировать примером, взятым из работы авторов [6], в которой определялось влияние фазового состава цементированного слоя стали 18ХНВА на его износостойкость. Величина износа измерялась при помощи радиоактивных изотопов. Тонкая структура кристаллической решетки γ -фазы исследовалась путем гармонического анализа формы интерференционной линии рентгенограммы. Содержание хрома в стали определялось посредством радиометрического анализа по Cr_{24}^{51} . В табл. 1 приведены результаты опытов, проведенных авторами.

Как видно из таблицы, в случае резкого охлаждения с температуры цементации (режим № 3), несмотря на значительное количество γ -фазы, износостойкость цементированного слоя не только не уменьшается, а возрастает по сравнению с серийным (№ 1) режимом термической обработки. Сопротивляемость износу определяется уже не только физическими константами данной фазы (например, c , ρ , λ и связанной с ними величиной τ — сопротивляемостью переноса — и т. п.), но и существенно зависит от субструктуры фаз и способа их сопряжения.

Объяснить результаты уже нельзя на основании только аддитивных физических свойств сплава в целом, вытекающих из соответствующих свойств составляющих. Для этого необходимо учитывать влияние различных способов сочленения фаз, легирования и субструктуры на прочность и износостойкость материала.

Влияние фазового состава цементированного слоя

Режим термической обработки	Количество остаточного аустенита в приповерхностном слое, %	Твердость по поверхности, R_c	Темп изнашивания, $\text{мм}^3/\text{мин} \cdot \text{мм}^2$	Время работы до наступления интенсивного износа, час.
1. Цементация при температуре 910° на глубину 1,7—1,9 мм, охлаждение с ящником; отпуск при температуре 650° , закалка при температуре 140° (серийный режим)	~20	57—59	~30	27—30
2. Цементация, как и в п. 1, и охлаждение на воздухе	~70	45	20—30	13
3. Цементация, как и в п. 1, и закалка в воде от температуры цементации	~80	53—63	~5	100

Упрочнение металлов и сплавов связано либо с усилением всех связей между атомами, либо с усилением наиболее слабых связей, лимитирующих прочность кристаллических тел. Происходящее при этом изменение энергии (E_i), «длины» (L_i) и характера χ химической связи сопровождается малыми изменениями атомных радиусов (R_i), межплоскостных расстояний (d_i) и параметров (a_i) кристаллической решетки или же ее базиса (α_i).

Изменения указанных величин приводят к эффективному изменению физико-механических свойств, особенно при возникновении различных форм объемно-регулярного сопряжения одинаковых или разнотипных кристаллических решеток [7]. В таких случаях физические свойства сплавов не являются средневзвешенными величинами индивидуальных свойств отдельных компонентов или структурных составляющих, а определяются сложными законами взаимодействия, приводящими к изменению величин E_i , L_i , χ_i и d_i , a_i и α_i .

Укажем на три различных типа объемно-регулярного сопряжения кристаллических решеток, приводящих к резкому изменению физико-механических свойств сплавов:

1) образование твердых растворов (эффект «самосопряжения» в одной решетке);

2) сопряжение соседних участков (или блоков) одной и той же кристаллической решетки в виде: а) микроблочной структуры кристаллитов и б) частично упорядоченного твердого раствора;

3) сопряжение разнотипных решеток и образование «межкристаллитной» связи, вызывающей микродеформацию кристаллической решетки и действующей на большие расстояния.

Эти три типа сопряжения отличаются между собой величинами расстояния δ_j ($j = 1, 2, 3$), на которые распространяется поле взаимодействия сопряженных частей:

$$\delta_1 (\ll \delta_{1k}) \ll \delta_2 (\ll \delta_{2k}) \ll \delta_3 (\ll \delta_{3k}), \quad (7)$$

где δ_{jk} — критическое значение δ_j , выше которого усилие взаимодействия практически равно нулю. Ориентировочно может быть дана следующая оценка: $\delta_1 \sim 10^{-7}$ см, $\delta_2 \sim 10^{-6}$ см, $\delta_3 \sim 10^{-5} - 10^{-4}$ см.

Таблица 1

стали 18ХНВ на износостойкость

Величина областей когерентного рассеяния γ -фазы, L_k, Λ_z	Линейный размер		Максимальная относительная микродеформация γ -фазы, $\epsilon_{\text{max}} \cdot 10^3$	Величина максимальных микронапряжений $\sigma_{\text{max}} = E \epsilon_{\text{max}}$, кг/мм ²	Количество $\sigma_{\text{г}}$, переходящего из α -и γ -фаз в карбиды, %
	области однородности микродеформации γ -фазы, L_0, Λ_z	области насыщения неоднородной микродеформации γ -фазы, L_{11}, Λ_z			
—	—	—	—	—	≤ 50
~ 380	Неоднородная микродеформация ~ 220	~ 50	7,5	150	≤ 50
Монодисперсный образец	—	Однородная микродеформация	2,5	50	~ 0

Наблюдаемое повышение износостойкости цементированного слоя стали 18ХНВА после непосредственной закалки с цементации объясняется тем, что такой цементированный слой представляет собой гетерогенный сплав в виде объемно-сопряженной системы (аустенит — мартенсит — карбид), в котором количественно преобладающая вязкая γ -фаза имеет благоприятный характер субструктуры. Свойства аустенита облагораживаются эффектами объемно-регулярного сопряжения типа 1 и 3. Небольшая однородная микродеформация кристаллической решетки γ -фазы при практически монодисперсном состоянии кристаллов аустенита обуславливает распространение межкристаллитного взаимодействия на значительную глубину.

Произведенный авторами анализ субструктуры γ -фазы, закаленной с цементации в воду, после работы на трение (в течение 100 час.) показал, что она существенно изменяется. Происходит интенсивное дробление блоков мозаики (до величины $\sim 400 \text{ \AA}$), неоднородная микродеформация характеризуется малыми областями насыщения ($\sim 40 \text{ \AA}$) и значительной величиной максимальной относительной микродеформации ($8 \cdot 10^{-3}$).

Эти изменения могли произойти не только за счет пластического деформирования поверхностной пленки, работающей на трение детали, но и в результате местного локального разогрева. Вследствие быстрого внутреннего отвода тепла толщей металла, окружающего очаги плавления, происходит «точечная» закалка металла из жидкого состояния. Полагая, что на расстояниях Z , достигающих половины расстояния $\sim l$ между источниками тепла, температура T металла достаточно низка ($T \ll T_f$) можно оценить время, за которое происходит «точечная» закалка металла из жидкого состояния за счет выравнивания температуры очага плавления с окружающим «холодным» металлом. На основании оценки $\tau_3 \sim \frac{l^2}{\kappa}$, считая $\kappa = 10^{-1}$ и $l \gg 10^{-2} \text{ см}$, найдем $\tau_3 \ll 10^{-5}$ сек.

Таким образом, при достаточной длительности процесса трения, полагая, что вышеуказанные субмикроскопические очаги плавления возникают в разных местах поверхности, за счет «теплого удара» может происходить изменение субструктуры — дробление блоков мозаики (уменьшение областей когерентного рассеивания), возникают неоднородные микродеформации и т. п.

Следует ожидать, что при длительном стационарном режиме износа возможна стабилизация субструктуры в результате ее непрерывного воспроизведения. При неизменяющихся условиях трения это приводит к установившемуся износу, который характеризуется постоянным темпом и стабильным характером параметров субструктуры.

Отметим, что при износе гетерогенных сплавов, в отличие от чистых металлов, величина τ для всей площадки микроконтакта не имеет постоянного значения; она различна для разных фаз и может изменяться в пределах данной фазы вследствие ее микронеоднородного строения. Кроме того, в сплавах ($n > 1$ и особенно, когда $r > 1^*$) плавление происходит в некотором интервале температур.

3. ОПТИМАЛЬНАЯ ИЗНОСОУСТОЙЧИВАЯ СТРУКТУРА

Изложенные выше соображения и производственный опыт указывают, что высокая износостойкость трущейся пары металлов определяется благоприятным сочетанием структуры и сложного комплекса свойств:

1) физико-механические свойства — высокое сопротивление сжатию, изгибу, сдвигу, значительные силы молекулярно-механического сцепления, со-

* Здесь под n подразумевается количество компонентов, под r — число степеней свободы.

четанне большой твердости и вязкости при отсутствии хрупкости; устойчивость механических свойств против высоких температур и давлений (T и p);

2) физические свойства — высокая теплопроводность, небольшие различия в коэффициентах теплового расширения фаз и поверхностного натяжения на межфазных границах сплава, значительная устойчивость фаз в широком интервале T и p ;

3) физико-химические свойства — высокая насыщенность и равномерность микрораспределения легирующих элементов, устойчивость против коррозии, отсутствие заметных микро-тэдс и т. п.

Получение указанного комплекса, казалось бы, противоречивых свойств (например, высокая твердость — вязкость) практически невозможно в однофазном однокомпонентном и даже многокомпонентном сплаве, но вполне осуществимо в гетерогенном.

ЛИТЕРАТУРА

1. F. P. Bowden, L. Leben. Proc. Roy. Soc., 1939, **169**, № 938.
2. R. Holm. J. Appl. Phys., 1948, **19**, 361.
3. H. Landau. Quart. Appl. Math., 1950, **8**, 81.
4. G. Wannier. J. Appl. Phys., 1948, **19**, 1020.
5. Сб. «Трение и граничная смазка». Изд-во АН СССР, 1955.
6. Л. С. Палатник, И. М. Любарский, А. П. Любченко. Доклад на международной конференции по радиоизотомам. Париж, 1957.
7. Л. С. Палатник. ДАН СССР, 1951, **78**, 1141.
8. Л. С. Палатник. ДАН СССР, 1953, **89**, 455.

Г. А. Прейс

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ, БРОНЗ И ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Известно, что большое влияние на интенсивность износа сопряженных деталей при трении скольжения оказывают внешние механические воздействия (скорость скольжения, давление на контакте). Их изменение не только резко отражается на интенсивности износа, но и может привести к переходу одного вида износа в другой. В связи с этим изучение закономерностей изменения интенсивности износа в зависимости от внешних механических воздействий имеет важное теоретическое и практическое значение.

Влияние скорости скольжения и удельного давления на износ сталей 10, 45 и У10А обстоятельно изучалось в работах Б. И. Костецкого [1, 2] и П. К. Топехи [3]. Изучалось также влияние этих факторов на износ чугунов [4, 5] и электролитического хрома [6]. В настоящей работе приводятся некоторые данные о результатах испытания ряда других материалов.

Опыты проводились на машине трения, где торец образца изнашивался о торец эталонного диска из стали ШХ-15, закаленного до $R_c = 61-63$ [5]. Количественный износ определялся взвешиванием на аналитических весах.

На диаграмме (рис. 1) показаны зависимости величины приведенного износа (на 1000 м пути) от скорости скольжения при трении без

смазки термически обработанных высоколегированных сталей 40ХНМА, 37ХНЗА и ЭИ69, полученные нами совместно с В. К. Лазаренко. Исходная твердость испытывавшихся сталей после термообработки соответственно была $R_c = 43, 38$ и 20 .

Характер кривых для сталей 40ХНМА и 37ХНЗА аналогичен кривой, полученной П. К. Топехой [3] для стали У10А. При скорости скольжения

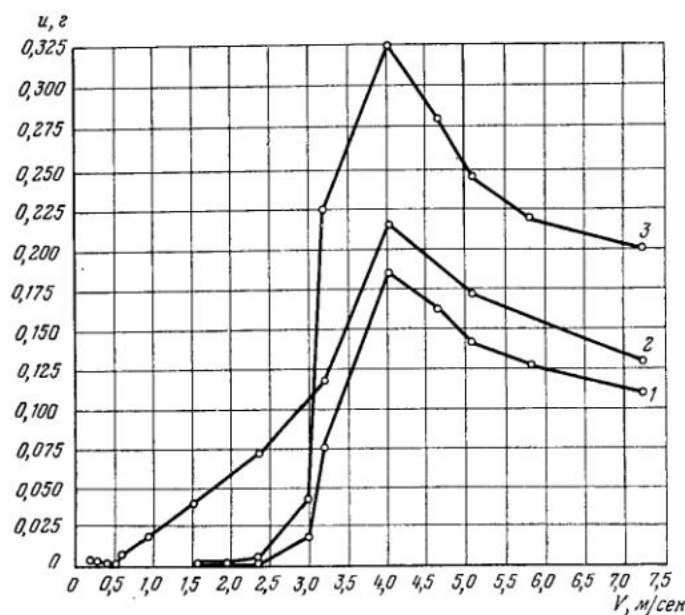


Рис. 1. Зависимость приведенного износа u сталей от скорости скольжения v .

Давление $p = 15 \text{ кг/см}^2$. 1 — Ст. 40ХНМА; 2 — Ст. ЭИ69; 3 — Ст. 37ХНЗА

до $2,36 \text{ м/сек}$ износ незначителен, по мере увеличения скорости до $\sim 3 \text{ м/сек}$ он несколько возрастает. Затем даже незначительное увеличение скорости скольжения приводит к резкому возрастанию износа. Увеличение скорости скольжения свыше 4 м/сек приводит к уменьшению износа.

Иной характер износа с изменением скорости скольжения был установлен для стали ЭИ69. Здесь при низких скоростях скольжения до $\sim 0,5 \text{ м/сек}$ величина износа изменяется мало и значение его невелико. Небольшое увеличение скорости скольжения приводит к интенсивному росту износа. В интервале скоростей скольжения от $3,2$ до $4,0 \text{ м/сек}$ наблюдается еще большее увеличение износа, дальнейшее же увеличение скорости скольжения приводит к его снижению.

Микроструктурный анализ поверхностей трения стали ЭИ69 показал, что окислительный износ происходит здесь только при незначительных скоростях скольжения — до $\sim 0,5 \text{ м/сек}$. Дальнейшее их увеличение приводит к преобладанию схватывания первого рода (атермического), которое при возрастании температуры с увеличением скорости скольжения постепенно переходит в схватывание второго рода (тепловое). Этот переход заканчивается при скорости скольжения $3,2 \text{ м/сек}$.

Наблюдаемое явление можно объяснить строением и свойствами этой стали, принадлежащей к классу аустенитных. Аустенит обладает высокой пластичностью и малой способностью к окислению. Поэтому при

скоростях скольжения свыше 0,5 м/сек и значительном деформировании поверхностного слоя окисление его недостаточно для прекращения развития схватывания первого рода, которое при разогреве и размягчении поверхностного слоя с увеличением скорости скольжения переходит в схватывание второго рода.

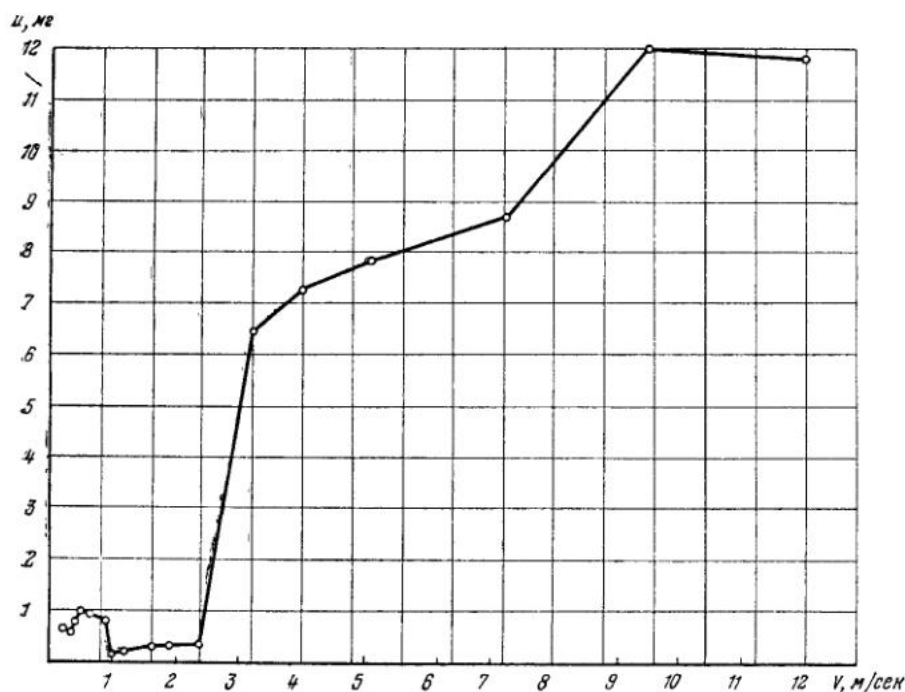


Рис. 2. Зависимость приведенного износа u азотированной Ст 38ХМЮА от скорости скольжения v .

Давление $p = 15 \text{ кг/см}^2$

При тех же условиях испытаний была найдена аналогичная зависимость приведенного износа (износ за 1000 м пути) от скорости скольжения для азотированной стали 38ХМЮА (рис. 2). Микроструктурный анализ поверхностей трения показал, что при сравнительно незначительных скоростях скольжения наряду с окислительным износом наблюдается и схватывание первого рода. С увеличением скорости скольжения до 1—3 м/сек преобладает окислительный износ с небольшой интенсивностью. Дальнейшее увеличение скорости скольжения приводит к значительному разогреву и размягчению образца и как следствие — к схватыванию второго рода с резким возрастанием интенсивности износа. В интервале скоростей скольжения, при которых проводились опыты, значительного снижения величины приведенного износа при схватывании второго рода установлено не было.

На основании изложенного и ранее проведенных работ [1, 2, 3] можно считать установленным, что характер зависимости износа от скорости скольжения для различных сталей аналогичен. При незначительных скоростях скольжения ведущим видом износа в большинстве случаев является схватывание первого рода, при несколько больших скоростях — окислительный износ и при значительных скоростях — схватывание второго рода. Следовательно, меняя скорость скольжения, можно получить

Таблица 1

Износ и относительная износостойкость сталей и электролитического хрома при различных видах изнашивания

Данные об образцах			Приведенный износ при скорости скольжения, м/сек			Относительная износостойкость при скорости скольжения, м/сек		
марка стали	термообработка*	R_c	$v=0,25$ (схватывание первого рода)	$v=1,56$ (окислительное изнашивание)	$v=5,08$ (схватывание второго рода)	$v=0,25$ (схватывание первого рода)	$v=1,56$ (окислительное изнашивание)	$v=5,08$ (схватывание второго рода)
ЭИ-69 . . .		20	3,33	10,46	161	2,0	0,46	0,97
45 . . .	Нормализация	22	6,65	4,79	156	1,0	1,0	1,0
30ХГСА . .	Закалка, высокий отпуск	26	5,52	3,38	46,07	1,2	1,42	3,38
37ХНЗА . .		38	4,46	2,21	230	1,49	2,17	0,68
40ХНМА . .		43	3,71	1,72	115	1,79	2,79	1,36
30ХГСА . .	Закалка, низкий отпуск	44	3,1	2,0	49	2,15	2,4	3,18
18ХНВА . .	Улучшение	45	2,65	2,09	31,3	2,52	2,3	4,99
40Х	—	53	2,05	0,93	31,2	3,25	5,18	5,0
45	Закалка, отпуск	54	1,76	1,43	120	3,78	3,34	1,3
СХ8		58	1,39	0,64	4,49	4,8	7,45	34,7
18ХНВА . .	Цементация	58	1,21	0,24	20,83	5,5	20,1	7,48
12ХНЗА . .	»	59	1,05	0,32	21,27	6,35	15,0	7,32
ШХ15		61	0,91	0,39	26,63	7,32	12,5	5,85
20Х	Цементация	63	1,37	0,815	23,41	4,86	5,88	6,66
18ХГТ . . .	»	64	0,77	0,487	17,6	8,65	9,8	8,85
P18		65	0,36	0,07	3,3	18,4	68,5	47,3
ХВГ		64	0,85	0,155	18,81	7,9	35	8,3
X12M		62	1,0	0,21	13,61	6,65	22,4	11,5
У12А		62	1,16	0,49	30,46	5,73	9,85	5,12
У10А		60	1,43	0,54	21,58	4,67	8,9	7,25
У8А		60	1,61	0,7	27,1	4,15	6,85	5,76
5ХНМ		48	3,25	0,83	144	2,05	5,77	1,08
38ХМЮА . .	Азотирование		0,64	0,3	7,85	10,4	16,0	19,9
Электролитический хром			0,67	0,2		9,95	23,95	

* В незаполненных графах имеются в виду обычные для данной стали закалка и отпуск.

любой из указанных видов износа. Но каждому материалу при определенном виде износа присуща своя интенсивность процесса. Поэтому для практики важны сравнительные данные об износостойкости различных материалов при конкретных видах износа.

Совместно с В. К. Лазаренко мы пытались установить такие сравнительные данные для ряда конструкционных и инструментальных сталей. Опыты проводились на той же машине трения при давлении $p=15 \text{ кг/см}^2$ и при трех значениях скоростей скольжения: $v=0,25$; 1,56 и 5,08 м/сек. При испытаниях в большинстве случаев воспроизводились схватывание первого рода, окислительный износ и схватывание второго рода. Режим термической обработки образцов из различных сталей был обычным, применяемым для этих сталей в практике.

В табл. 1 приведены данные о материалах, величинах приведенного износа на 1000 м пути и относительной износостойкости, определяемой

как частное от деления величины приведенного износа эталона на величину приведенного износа образца из данной стали. В качестве эталона применялась нормализованная сталь 45.

Из таблицы видно, что нельзя давать оценку износостойкости без учета вида износа. Так, например, относительная износостойкость цементированной стали 18ХНВА при износе со схватыванием первого рода будет равна 5,5, при окислительном износе 20,1 и при схватывании второго рода 7,48. При тех же видах износа относительная износостойкость стали ХВГ соответственно будет равна 7,9; 35 и 8,3, а стали СХВ — 4,8; 7,45 и 34,7.

Приведенные данные являются предварительными, но они могут быть полезными при оценке сравнительной износостойкости испытанных материалов.

В качестве примера зависимости износостойкости от вида износа приведем некоторые данные по исследованию влияния дробеструйного наклепа на износостойкость стали, полученные нами совместно с Б. М. Зинко. По данному вопросу отсутствует единое мнение: Н. П. Шапов пришел к заключению, что дробеструйная обработка улучшенной стали 37ХНЗА и нормализованной стали 5 не приводит к повышению износостойкости, а, наоборот, несколько снижает ее [7]; Н. А. Карасев, основываясь на опыте завода им. Лихачева, сообщает, что дробеструйный наклеп повышает износостойкость инструмента из быстрорежущей стали [8]; В. Н. Фредов и А. Я. Зайцева установили, что дробеструйный наклеп штампов для горячей и холодной штамповки значительно повышает их износостойкость [9]. В иностранной литературе есть сведения о том, что дробеструйный наклеп успешно применяется в практике для повышения износостойкости шестерен и других деталей.

В табл. 2 приведены данные о влиянии дробеструйной обработки на относительную износостойкость некоторых сталей при различных видах износа.

Таблица 2

Относительная износостойкость образцов, обработанных и необработанных дробеструйным наклепом ($p = 15 \text{ кг/см}^2$)

Марка стали	Скорость скольжения, м/сек					
	0,25		1,56		5,08	
	до наклепа	после наклепа	до наклепа	после наклепа	до наклепа	после наклепа
45 (нормализованная) . . .	1,0	1,79	1,0	1,75	1,0	0,98
45 (закаленная)	3,76	4,63	3,34	3,9	1,3	1,35
ШХ15	7,32	8,4	12,5	13,7	5,85	6,0
18ХГТ	8,65	10,3	9,8	10,7	8,85	8,65
X12M	6,65	8,4	22,4	27,8	11,5	11,5
XBG	7,9	12,6	35,0	42,6	8,3	9,1

Примечание. Термическая обработка образцов такая же, как и образцов, указанных в табл. 1.

В случаях, когда происходит износ со схватыванием первого рода, дробеструйный наклеп значительно уменьшает его, что объясняется уменьшением пластичности поверхностного слоя и преобразованием остаточного аустенита в мартенсит. Это подтверждается тем, что максимальное относительное повышение износостойкости наблюдается для сталей, у которых эффект упрочнения наиболее высок (Ст. 45 нормализованная), и у сталей с наибольшим количеством остаточного аустенита

(ХВГ). По той же причине существенное уменьшение износа наблюдается и при окислительном изнашивании.

При схватывании второго рода дробеструйный наклеп влияния на износостойкость практически не оказывает.

Испытанием тех же сталей при трении качения установлено, что в этом случае, т. е. при осповидном износе, дробеструйный наклеп приводит к существенному увеличению износостойкости. Для термически обработанных сталей это увеличение составляет от 11,5 до 68%.

Необходимо учитывать, что повышение износостойкости путем дробеструйной обработки из-за значительного градиента механических свойств наклепанного слоя может быть эффективно только при небольшом допустимом износе деталей.

Проведенные же нами совместно с П. Ф. Павликом опыты показали, что с изменением скорости скольжения в пределах от 0,25 до 12,0 м/сек при трении бронзового образца о стальной диск без смазки интенсивность износа бронз может изменяться в несколько сот раз, а при наличии смазки — в 3—4 раза.

Была изучена зависимость износа бронз от внешних механических воздействий при трении скольжения без смазки и со смазкой. Испытывались бронзы Бр. ОЦС 4—4—2,5, Бр. ОЦС 6—6—3, Бр. ОФ 7—0,2, Бр. АЖ 9—4, Бр. С-30 и Бр. ОЦ 4—3, а также высокопрочный чугуун с глобулярным графитом. После термической обработки его структура состояла из перлита (70—80%), феррита и шаровидного графита. Механические свойства: $H_B = 225 \div 285$, $\sigma_B = 45 \div 50 \text{ кг/мм}^2$, $\delta_{из} = 70 \div 80 \text{ кг/мм}^2$, $\delta = 6\%$. Опыты проводились на той же машине трения.

Кривые, характеризующие зависимость приведенного износа от скорости скольжения при трении без смазки, приведены на рис. 3, а.

Для удобства сопоставления износа различных бронз и высокопрочного чугуна в зоне скоростей скольжения до 5 м/сек, в которой износ некоторых материалов мал, на рис. 3, б эта область представлена в увеличенном масштабе.

Как видно из приведенных диаграмм, характер износа оловянно-цинково-свинцовистых бронз Бр. ОЦС 6—6—3 и Бр. ОЦС 4—4—2,5 сходен. При скоростях скольжения до 3 м/сек износ мал и примерно постоянен; исключением является зона небольших скоростей (до 0,4 м/сек), где, особенно для Бр. ОЦС 4—4—2,5, наблюдалось некоторое увеличение его. При скорости скольжения около 3 м/сек интенсивность износа резко возрастает.

Тщательный анализ поверхностей трения и наблюдение за процессом изнашивания показали следующее.

При скорости скольжения 0,25 м/сек на поверхности трения бронзы Бр. ОЦС 4—4—2,5 образуются пленки дымчато-голубого цвета. Продуктами износа является черный порошок, в котором встречаются отдельные металлические частицы, как результат процесса схватывания. При незначительном увеличении скорости скольжения эти частицы исчезают, пленки становятся более плотными, и работа идет более плавно. Этот процесс развивается до скорости скольжения 3—4 м/сек.

При скорости скольжения свыше 3 м/сек для бронзы Бр. ОЦС 4—4—2,5 и около 4 м/сек для Бр. ОЦС 6—6—3 износ резко возрастает вследствие схватывания, о чем свидетельствует преобладание металлических частиц в продуктах износа. Развитие процесса схватывания при увеличении скорости скольжения обуславливается размягчением поверхностного слоя бронзы вследствие нагрева.

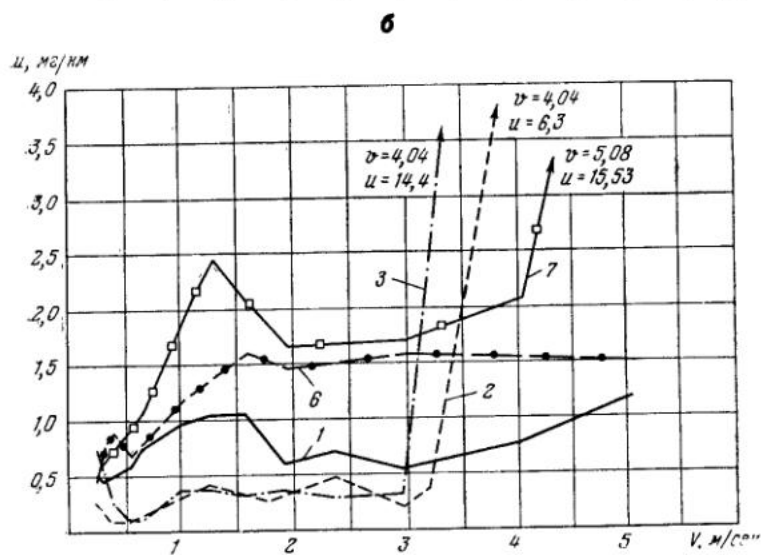
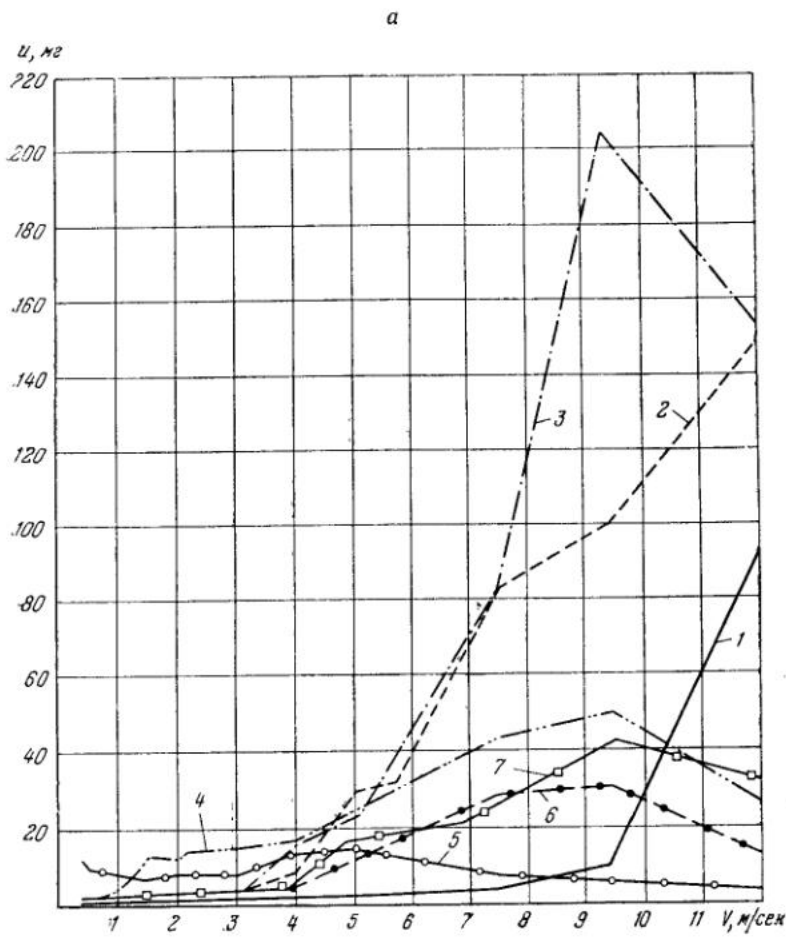


Рис. 3. а, б. Зависимость приведенного износа u бронз и высокопрочного чугуна от скорости скольжения v при испытании без смазки.

а — в диапазоне скоростей скольжения $0,25 \pm 12$ м/сек; б — в диапазоне скоростей скольжения $0,25 \pm 5$ м/сек. 1 — Бр. ОФ 7—0,2; 2 — Бр. ОЦ 6—6—3; 3 — Бр. ОЦ 4—4—2,5; 4 — Бр. АЖ 9—4; 5 — Бр. С — 30; 6 — Бр. ОЦ 4—3; 7 — чугун высокопрочный

Давление $p = 10$ кг/см²

Испытания оловянно-фосфористой бронзы Бр. ОФ 7—0,2 показали, что при скорости до 5 м/сек интенсивность износа ее невелика. Увеличение скорости скольжения свыше 9,5 м/сек приводит к резкому увеличению износа.

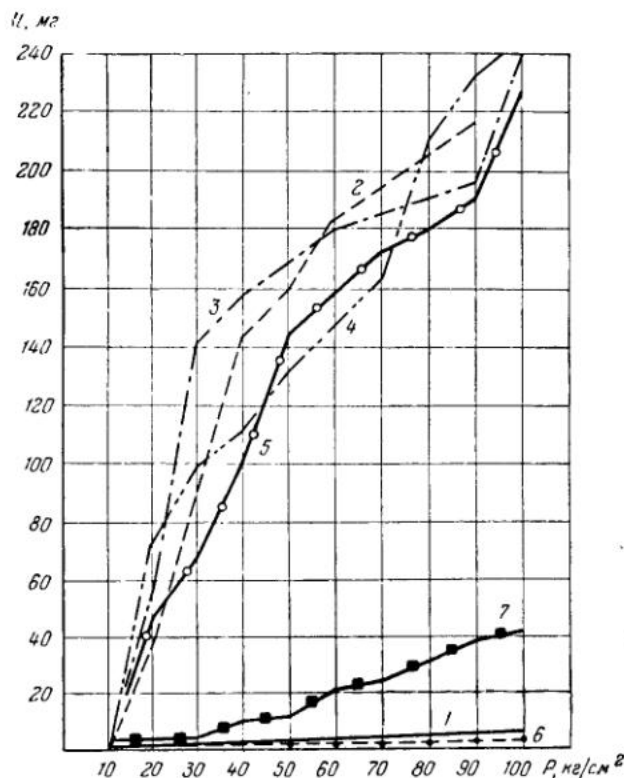


Рис. 4. Зависимость приведенного износа u бронзы и высокопрочного чугуна от давления p при испытании без смазки.

1 — Бр. ОФ 7—0,2; 2 — Бр. ОЦС 6—6—3; 3 — Бр. ОЦС 4—4—2,5;
4 — Бр. АЖ 9—4; 5 — Бр. С-30; 6 — Бр. ОЦ 4—3; 7 — чугун высокопрочный

У бронзы Бр. АЖ 9—4 при небольших скоростях скольжения до 1 м/сек наряду с образованием на поверхности трения бурых и дымчатых пленок наблюдается интенсивное схватывание. Дальнейшее увеличение скорости скольжения приводит к увеличению износа, вызванному схватыванием. Некоторое снижение интенсивности износа при высоких скоростях скольжения, что наблюдается и у других сплавов, можно объяснить более активным окислением поверхности при высокой температуре.

Оценивая износостойкость бронзы Бр. АЖ 9—4, можно сделать заключение, что при низких скоростях скольжения она значительно уступает бронзам Бр. ОЦС 6—6—3, Бр. ОЦС 4—4—2,5 и Бр. ОФ 7—0,2, а при высоких намного их превосходит. Это объясняется более высокими механическими качествами её при высоких температурах [10].

Испытание свинцовой бронзы Бр. С-30 показало, что при низких скоростях скольжения интенсивность износа её при трении без смазки

оказалась намного большей, чем у бронзы Бр. ОЦС 6—6—3, Бр. ОЦС 4—4—2,5 и Бр. ОФ 7—0,2, а при высоких скоростях, наоборот, намного меньшей.

Анализ износа высокопрочного чугуна с шаровидным графитом показывает, что при трении без смазки на больших скоростях скольжения высокопрочный чугун не уступает по износостойкости подшипниковым

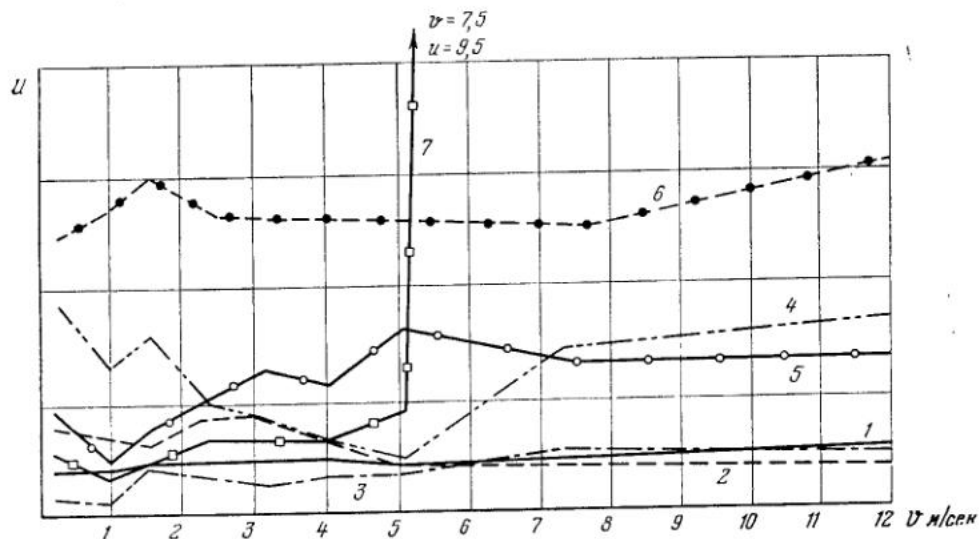


Рис. 5. Зависимости приведенного износа u бронз и высокопрочного чугуна от скорости скольжения v при трении со смазкой.

1 — Бр. ОФ 7—0,2; 2 — Бр. ОЦС 6—6—3; 3 — Бр. ОЦС 4—4—2,5; 4 — Бр. АЖ 9—4; 5 — Бр. С-30; 6 — Бр. ОЦ 4—3; 7 — высокопрочный чугун

бронзам (рис. 3, б). С увеличением скорости скольжения до 1,23 м/сек повышается интенсивность изнашивания, причем анализ поверхностей трения показывает, что при этих скоростях активно проявляет себя схватывание. Дальнейшее увеличение скорости скольжения приводит к снижению износа и его стабилизации в некотором интервале скоростей скольжения, после чего снова наблюдается увеличение износа, вызванное тепловыми воздействиями.

Для исследования влияния удельного давления на износостойкость материалов были проведены опыты без смазки, при постоянной скорости скольжения 1,56 м/сек и переменном удельном давлении. Результаты опытов приведены на диаграмме рис. 4.

Из диаграммы видно, что износ антифрикционных бронз, за исключением фосфористой бронзы Бр. ОФ 7—0,2, с увеличением нагрузки растет очень интенсивно, почти пропорционально последней.

Иначе влияет нагрузка на износ фосфористой бронзы Бр. ОФ 7—0,2 и оловянно-цинковой бронзы Бр. ОЦ 4—3. Из рис. 4 видно, что увеличение нагрузки вызывает незначительное увеличение износа этих бронз.

Несколько больше влияет величина нагрузки на интенсивность изнашивания высокопрочного чугуна.

Из сказанного можно сделать вывод, что износостойкость бронзы Бр. ОФ 7—0,2, Бр. ОЦ 4—3 и высокопрочного чугуна при трении без смазки и с большими нагрузками намного превосходит износостойкость остальных исследованных бронз.

Для исследования влияния смазки на износостойкость бронзы и высокопрочного чугуна нами были проведены опыты при постоянном удельном давлении 100 кг/см^2 и при переменной скорости скольжения. Смазкой служил автол АКП-5, подававшийся на торец диска. На рис. 5 приведены кривые зависимости приведенного износа от скорости скольжения, при трении со смазкой, из которых видно, что смазка меняет интенсивность изнашивания в некоторых случаях до тысячи раз. Эффективность смазки при трении исследованных сплавов весьма различна, что объясняется различным взаимодействием их со смазкой. Так, если при трении без смазки при некоторых скоростях скольжения износостойкость бронзы Бр. ОЦЧ-3 была наиболее высокой, то при трении со смазкой во всех случаях — наиболее низкой.

Отличным от остальных материалов было поведение высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. При скоростях скольжения до 5 м/сек износ его оставался примерно постоянным и почти не отличался от износа бронз Бр. ОФ 7—0,2, Бр. ОЦС 6—6—3 и Бр. ОЦС 4—4—2,5. Затем, при увеличении скорости скольжения износ резко возрастал.

Различная эффективность смазки при трении была установлена также при испытании износостойкости чугунов, образцы из которых терлись о торец эталонного диска из серого перлитного чугуна. Скорость скольжения была равна $0,25 \text{ м/сек}$, давление — 70 кг/см^2 .

Приведенный износ чугунов от применения смазки уменьшается:

чугун серый феррито-перлитный	—	в 20 раз
» серый, продутый кислородом, перлитный	—	» 23 »
» тот же термообработанный	—	» 45 »
» аустенитный	—	» 150 »

ЛИТЕРАТУРА

1. Б. И. Костецкий. Износостойкость деталей машин. Машгиз, 1950.
2. Б. И. Костецкий. Основные вопросы теории трения и изнашивания деталей машин. Машгиз, 1955.
3. П. К. Топеха. Основные виды износа металлов. Машгиз, 1952.
4. Г. П. Прейс. Влияние скорости скольжения на изнашивание серого чугуна. Труды Первой научно-техн. конф. Ин-та гражд. возд. флота им. К. Е. Ворошилова, Трение и износ деталей машин. Ред.-изд. отдел Аэрофлота, 1956.
5. Г. А. Прейс и И. В. Лаврук. Влияние удельного давления на износ различных чугунов. Ред.-изд. отдел Аэрофлота, 1956.
6. Г. А. Прейс и В. Н. Нелидов. Исследование износоустойчивости электролитических хромовых покрытий. Ред.-изд. отдел Аэрофлота, 1956.
7. Н. П. Щапов. Поверхностное упрочнение в применении к деталям железнодорожного оборудования. Сб. «Повышение усталостной прочности деталей машин поверхностной обработкой». Машгиз, 1952.
8. Н. А. Карасев. О распаде остаточного аустенита в сталях под влиянием обдувки дробью. «Вестн. машиностр.», № 1, 1952.
9. В. Н. Фредов и А. Я. Зайцева. Повышение стойкости штампов для горячей и холодной штамповки путем дробеструйной обработки. «Автомоб. и тракторн. пром-ность», 1952, № 4.
10. А. И. Шагин. Антифрикционные сплавы. Металлургиздат, 1956.

ОСНОВНЫЕ ВОПРОСЫ РАСЧЕТА И ПРОЕКТИРОВАНИЯ ДОЛГОВЕЧНЫХ МАШИН

1. ПРОБЛЕМА ДОЛГОВЕЧНОСТИ НА СОВРЕМЕННОМ ЭТАПЕ РАЗВИТИЯ РАБОЧИХ МАШИН

Требование большой надежности работы современных машин и особенно автоматов выдвигает проблему долговечности машин на первый план.

Проследим основные этапы развития рабочих машин на примере металлорежущих станков. Вначале станки не являлись развитой машиной и представляли собой орудия, где рабочее перемещение инструмента совершалось от руки. В современных станках рабочие движения осуществляются механизмами, а в автоматах есть механизмы и для холостых движений.

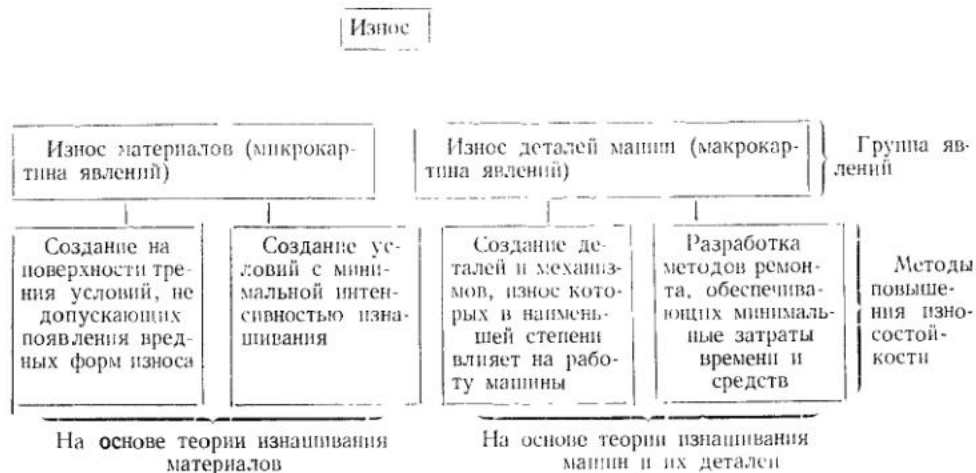
Проблема повышения надежности работы механизмов машины становится решающей при создании современных автоматов.

В этих машинах, кроме обычных методов повышения износостойкости, в последнее время начинают создаваться специальные механизмы и устройства, автоматически исправляющие или не допускающие тех нарушений в работе машины, которые могут произойти в результате изнашивания ее важнейших элементов. К таким автоматическим устройствам станков относятся: регулирование зазора в подшипниках скольжения; обогреватели, поддерживающие постоянную температуру шпиндельных подшипников; регулировка и замена износившегося инструмента на основании измерения точности изделия и др.

Применение этих устройств знаменует собой переход к новому этапу развития машин — созданию саморегулируемых автоматов.

При создании машин особое внимание необходимо уделить вопросам расчета и проектирования долговечных, износостойких машин.

2. ДВА НАПРАВЛЕНИЯ В ИЗУЧЕНИИ ИЗНОСА МАШИН И ПОВЫШЕНИИ ИХ ДОЛГОВЕЧНОСТИ



Проблема изучения износа машин и повышения их износостойкости должна решаться по двум, связанным между собой направлениям:

первое изучает явления, которые происходят на данном, ограниченном участке поверхности трения при взаимодействии двух материалов. Результатом этого изучения должно явиться создание теории изнашивания материалов, формулирующей основные закономерности изнашивания;

второе изучает распределение износа по поверхности трения различных сопряжений и его влияние на работу машины. Характер износа сопряжений зависит не только от закономерностей изнашивания данной пары материалов, но и от конструктивной формы сопряженных деталей, распределения усилий и скоростей скольжения по поверхности трения и других факторов.

В результате изучения процессов, которые приводят к возникновению той или иной формы изношенной поверхности сопряжения и к изменению начальных параметров машины или механизма, должна быть создана теория изнашивания машин и их деталей.

Эта теория даст основу для создания таких механизмов и деталей, износ которых в наименьшей степени сказывается на работе машины, и базу для разработки научно обоснованных методов ремонта машин.

3. ОБ ИСХОДНЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ИЗНАШИВАНИЯ

Закономерности изнашивания материалов являются основой для расчета сопряжений и механизмов машин на износостойкость и долговечность. Для разработки методов расчета деталей машин на износ для данной пары материалов необходимо в первую очередь знать:

- 1) пределы действия различных закономерностей изнашивания;
- 2) зависимость скорости изнашивания материалов (для допустимых форм износа) от удельного давления и скорости относительного скольжения при определенных исходных (стандартных) условиях изнашивания;
- 3) влияние различных условий — вида смазки, температуры, количества и характера абразивов и др. — на скорость изнашивания.

В настоящее время, как правило, нет данных для количественной оценки скорости изнашивания при различных условиях эксплуатации машин, но даже знание только исходных закономерностей позволит решить многие инженерные задачи с уточнением количественных соотношений на базе эксплуатационного опыта.

Ряд известных закономерностей может служить основой для получения числовых коэффициентов, учитывающих различные условия изнашивания. Так, закономерности, полученные при испытании на изнашивание при трении об абразивное полотно по методу М. М. Хрущева и М. А. Бабичева, носят общий для абразивного изнашивания характер, а числовые коэффициенты отражают выбранные условия испытания.

Эти условия могут быть приняты за исходные (стандартные), так как характеризуются вполне определенными параметрами.

Вывод законов изнашивания с числовыми коэффициентами хотя бы для ограниченного числа типовых случаев значительно расширит область применения расчетов машин на износостойкость и долговечность.

4. ВОПРОСЫ, РЕШАЕМЫЕ НА БАЗЕ МЕТОДИКИ РАСЧЕТА ДЕТАЛЕЙ МАШИН НА ИЗНАШИВАНИЕ

Автором были разработаны методы расчета на долговечность деталей машин и станков с учетом их износа [1—6]. Основа этих расчетов заключается в следующем:

1) находятся зависимости для определения форм изношенной поверхности сопряжений различных конструктивных форм на основании закономерностей изнашивания материалов;

2) устанавливаются предельно допустимые износы и сроки службы деталей в зависимости от их назначения в механизме и машине.

На базе разработанного метода расчета можно решать следующие вопросы:

обеспечение равномерности изнашивания поверхностей трения;
выбор режимов работы сопряжения и в первую очередь скоростей и нагрузок с учетом скоростей изнашивания сопряжений;

сравнение различных конструктивных форм с точки зрения износостойкости;

определение периода приработки при неточно выполненных форме или монтаже сопряженных тел;

установление нормативов на предельные износы ответственных сопряжений машины;

разработка рациональных методов ремонта и эксплуатации машин. Перечисленные вопросы в той или иной степени нашли отражение в работах автора.

Следует дальше развивать методику расчета деталей машин на износ для решения таких задач, как учет жесткости элементов при износе, расчет сопряжений с высшими парами, учет переменного режима работы машины, установление предельно допустимых износов ответственных сопряжений машины и др.

Ниже рассмотрен один из новых вопросов по развитию теории износа деталей машин.

5. ПРИРАБОТКА НЕТОЧНО ВЫПОЛНЕННЫХ И ДЕФОРМИРОВАННЫХ ТЕЛ

При неточном выполнении, монтаже или деформации сопряженных тел полный контакт их поверхностей не будет обеспечен. Вследствие этого в начальный период работы сопряжения будет происходить макроприработка тел, которая будет продолжаться до тех пор, пока в результате износа произойдет контакт сопряженных тел по всей номинальной поверхности трения.

На рис. 1 показана схема протекания периода макроприработки на примере деформированного диска. В начальный период контакта (рис. 1, а) нагрузка P может быть сосредоточена на ограниченной площади и вызвать более интенсивное изнашивание. По мере изнашивания сопряженных поверхностей (рис. 1, б, в) площадь контакта возрастает и по ней распределяются удельные давления.

Естественно, что период приработки желательно сокращать, так как он характеризуется худшими условиями контакта поверхностей и большей скоростью изнашивания, чем при нормальной работе сопряжения. При прочих равных условиях, при применении более износостойких материалов период приработки будет возрастать.

Поэтому ценные качества новых материалов могут быть не использованы в реальных сопряжениях и даже могут привести к отрицатель-

ным явлениям, если не принять меры для сокращения периода приработки.

Применение покрытий и антифрикционных материалов с изменяющимися свойствами (бabbitы) решает задачу сокращения периода приработки. Однако распространение этих методов ограничено. Главный

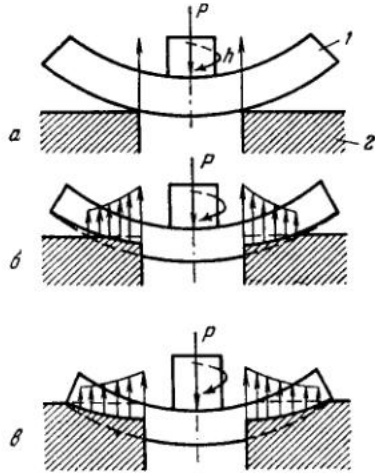


Рис. 1. Схема протекания макроприработки на примере деформированного диска.

a — начало приработки сопрягаемых деталей, *b* — период приработки; *в* — период установившегося износа. 1 — диск; 2 — сопрягаемое тело

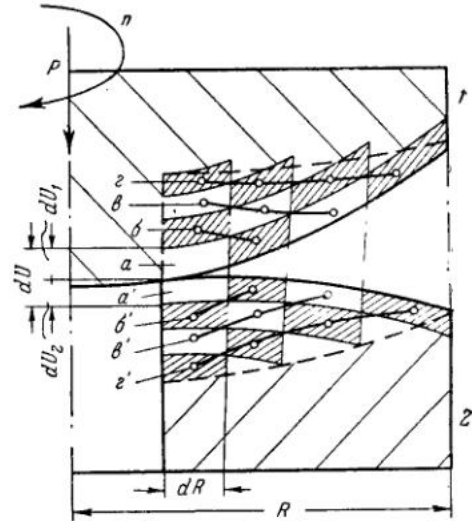


Рис. 2. Схема протекания износа поверхностей диска в период приработки.

путь — это повышение точности выполнения сопряжений и значение допусков на точность, монтаж и жесткость с учетом износостойкости материалов и заданной длительности периода приработки.

Рассмотрим методику расчета длительности периода приработки t_n на примере износа двух дисковых поверхностей, имеющих несовпадающие начальные формы (вследствие неточности изготовления или деформации).

Для простоты выкладок рассмотрим случай абразивного изнашивания, когда его скорость γ пропорциональна скорости относительного скольжения v и удельному давлению на поверхности трения p . В этом случае

$$\gamma = kvp, \quad (1)$$

где k — коэффициент, характеризующий скорость изнашивания (k_1 — для одного тела и k_2 — для другого).

На рис. 2 показана схема протекания износа поверхностей дисков в период приработки. По мере износа в контакт вступают все новые участки поверхностей (вначале a и a' , затем b и b' и т. д.). Площадь контакта непрерывно возрастает. Износ сопряжения на величину $du = du_1 + du_2$ происходит за время dt , когда радиус зоны контакта возрос на dR . Зависимость между износом и приращением радиуса зависит от формы начального зазора между телами 1 и 2.

Для законов абразивного износа при постоянной площади контакта дисков автором была получена формула — для определения из износа:

$$u = u_1 + u_2 = k \frac{Pn}{R-r} t, \quad (2)$$

где: P — нагрузка (сила); n — относительное число оборотов; R и r — наибольший и наименьший радиусы диска; t — продолжительность изнашивания; $k = k_1 + k_2$ — коэффициент.

Так как в период приработки радиус R с течением времени постоянно изменяется, то эту зависимость следует написать в дифференциальной форме:

$$du = k \frac{Pn}{R-r} dt. \quad (3)$$

Расчетная схема для определения износа поверхностей в данный момент периода приработки представлена на рис. 3. Радиус R изменяется с течением времени, пока не достигнет максимального значения $R = R_0$.

Зависимость между приращением радиуса dR и приращением износа du можно получить, если известно уравнение начального зазора между поверхностями. В общем виде это уравнение может иметь вид

$$y = F(R). \quad (4)$$

Если зазор вызван деформацией одного из тел, то данная функция будет уравнением его упругой линии.

Так как в период приработки приращение износа происходит при постепенной ликвидации начального зазора y , то $du = dy$, и тогда

$$du = F'(R) dR. \quad (5)$$

Подставляя это значение в уравнение (3), получим

$$dt = \frac{(R-r) F'(R)}{kPn} dR. \quad (6)$$

Для определения длительности периода приработки необходимо проинтегрировать данное уравнение в пределах от r до R_0 :

$$t_n = \frac{1}{kPn} \int_r^{R_0} (R-r) F'(R) dR \quad (7)$$

или, учитывая, что скорость изнашивания сопряжения в период полного контакта дисков $\gamma_{1-2} = k \frac{Pn}{R_0-r}$ (см. формулу 2), получим

$$t_n = \frac{1}{\gamma_{1-2}(R_0-r)} \int_r^{R_0} (R-r) F'(R) dR. \quad (7')$$

* См. формулу (25) на стр. 47 работы [1].

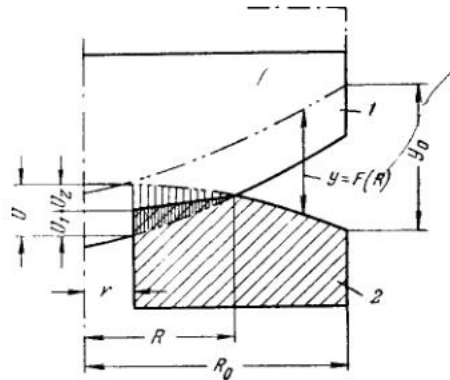


Рис. 3. Расчетная схема для определения износа поверхностей в данный момент периода приработки.

Эта формула иллюстрирует высказанное выше положение — чем больше износостойкость материалов (т. е., чем меньше скорость их изнашивания γ_{1-2}), тем длиннее период приработки.

Во многих случаях $F(R)$ может быть выражено степенной функцией

$$F(R) = c(R - r)^m \quad (8)$$

при $R = r$, $F(R) = 0$

Подставляя значение производной $F'(R) = cm(R - r)^{m-1}$ в формулу (7) и делая преобразования, получим

$$t_n = \frac{cm}{(m+1)kPn} (R_0 - r)^{m+1} \quad (9)$$

Таким образом, формулы (7) и (9) позволяют определить длительность периода приработки t_n в зависимости от исходных параметров. Если в эти формулы вместо R_0 подставить R , то получим зависимость между временем t и текущим радиусом R в период приработки. Но так как в любой момент времени в период приработки соблюдается равенство [см. зависимость (5)]

$$u = F(R) = c(R - r)^m, \quad (10)$$

то из выражений (8) и (9) можно получить зависимость износа сопряжения в период приработки в функции времени:

$$u = \sqrt[m+1]{c \left(\frac{(m+1)kPn}{m} \right)^m t^{m+1}}. \quad (11)$$

Эта формула показывает, что в период приработки износ сопряжения в функции времени не подчиняется линейной зависимости.

Полученные формулы позволят решить ряд задач по определению параметров сопряжения с учетом периода макроприработки.

Одним из наиболее важных вопросов является назначение допусков на точность и жесткость в зависимости от допускаемой длительности периода приработки t_n и износостойкости сопряжения.

Неточность начального контакта сопряженных тел может характеризоваться небольшим значением зазора y_0 (см. фиг. 3).

Из формулы (10) видно, что

$$y_0 = c(R_0 - r)^m. \quad (12)$$

Подставляя значение c из выражения (9) в (12), получим

$$y_0 = \frac{(m+1)kPnt_n(R_0 - r)^m}{m(R_0 - r)^{m+1}} = \frac{m+1}{m} \frac{kPn}{(R_0 - r)} t_n.$$

Учитывая формулу (2), будем иметь

$$y_0 = \frac{m+1}{m} \gamma_{1-2} t_n. \quad (13)$$

Эта формула позволит решать практические задачи по определению требуемой точности начального касания сопряженных тел.

Например, если форма начального зазора подчиняется уравнению квадратной параболы ($m = 2$) и период приработки не должен превосходить $t_n = 50$ час., а из условий эксплуатации данного сопряжения известно, что скорость изнашивания при полном контакте тел составляет в среднем $\gamma_{1-2} = 10^{-4}$ мм/час, то допустимое значение y_0 , подсчитанное по формуле (13), будет

$$y_0 = \frac{3}{2} \cdot 10^{-4} \cdot 50 = 0,0075 \text{ мм.}$$

Таким образом, даже для сравнительно большой скорости изнашивания материалов допуск на зазор очень строгий. Несоблюдение этого допуска приведет к удлинению периода макроприработки и, следовательно, к ухудшению эксплуатационных параметров машины. Поэтому методика расчета периода приработки неточно выполненных и деформированных тел необходима для решения ряда инженерных задач при проектировании долговечных машин.

6. ОСНОВНЫЕ ПРИНЦИПЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ ДОЛГОВЕЧНЫХ МАШИН

Конструкторам хорошо известны такие методы повышения долговечности машин и механизмов, как применение износостойких материалов, создание надежной системы смазки, изоляция трущихся поверхностей от загрязнения, компенсация износа, применение быстросменных деталей и узлов. Однако при конструировании современных машин все чаще приходится применять и другие принципы проектирования долговечных машин. Сформулируем основные из них.

1. Создание конструкций, износ которых наименьшим образом влияет на работу механизма или машины.

2. Принцип равномерного износа поверхностей — один из методов осуществления предыдущего, более общего принципа, — во многих случаях способствует повышению долговечности.

3. Создание постоянных условий на поверхности трения (температурных, силовых и т. д.) гарантирует правильную работу многих ответственных сопряжений, малый их износ и отсутствие недопустимых форм его. Поэтому в современных машинах начинают появляться механизмы и устройства, обеспечивающие эти условия.

4. Перенос внешних воздействий с ответственных сопряжений на менее ответственные — это относится в первую очередь к перенесению усилий, действующих в ответственных сопряжениях, на менее ответственные элементы с целью повышения долговечности и точности работы механизма.

5. Автоматизация регулировок и компенсации износа — новое направление при проектировании современных машин, которое, как было сказано выше, приводит к созданию саморегулируемых автоматов. Во многих случаях конструкторы лишь близко подошли к решению этой задачи, и следующим шагом будет создание машин, автоматически исправляющих или не допускающих нарушения их нормальной работы.

Дальнейшее развитие теории изнашивания является необходимым условием для решения перечисленных вопросов проектирования долговечных машин.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. С. Проников. Износ и долговечность станков. Машгиз, 1957.
2. А. С. Проников. Эксплуатационное и теоретическое исследование изнашивания направляющих металлорежущих станков. Сб. «Трение и износ в машинах», № 10, Изд-во АН СССР, 1955.
3. А. С. Проников. Классификация и расчет сопряжений деталей машин на изнашивание. «Трение и износ в машинах». Сб. II. Изд-во АН СССР, 1956.
4. А. С. Проников. Пути создания долговечных станков. «Вестн. машиностр.», 1956, № 6.
5. А. С. Проников. Методика расчета станков на долговечность. Сб. «Вопросы автоматостроения». Машгиз, 1955.
6. А. С. Проников. О разработке методов расчета деталей машин на изнашивание. Сб. «Развитие теории трения и изнашивания». Изд-во АН СССР, 1957.

К. В. Савицкий

О ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТРЕНИИ МЕТАЛЛОВ

ВВЕДЕНИЕ

Трение и изнашивание металлов сопровождаются изменениями структуры поверхностных слоев и их физико-механических свойств. Одной из основных причин этих изменений, которые наблюдаются на деталях после эксплуатации, являются пластические деформации внешних слоев.

В зависимости от природы трущихся тел и внешних условий трения пластические деформации и обусловленные ими искажения решетки могут способствовать развитию некоторых вторичных процессов. Изменяется химическая активность металлов, возрастает скорость диффузии, облегчаются условия схватывания металлов при совместном пластическом деформировании и стимулируется распад пересыщенных твердых растворов. Значительная часть работы, затрачиваемой на деформацию внешних слоев, преобразуется в теплоту трения. Изменение структуры и свойств металлов в сочетании с рядом вторичных процессов нередко приводят и к изменению характера разрушения соприкасающихся поверхностей при заданных условиях нагружения.

Таким образом, изменение исходной структуры и свойств, как, например, повышение температуры, изменение характера разрушения (изнашивания) и другие поверхностные явления, наблюдаемые при трении, является следствием пластической деформации весьма тонких слоев металлов.

В связи с этим изучение пластических деформаций при различных условиях трения представляет большой интерес для выяснения механизма и физической природы трения металлов.

Настоящая работа посвящена рассмотрению некоторых закономерностей пластической деформации при трении металлов, например, влияния внешних параметров трения на глубину распространения и характер распределения остаточных деформаций, роли гетерогенизации

структуры в блокировке сдвиговой деформации, а также рассмотрению температурной устойчивости наклепа и кинетики разупрочнения при изменении режимов трения.

1. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТРЕНИЯ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Изучение глубины распространения и характера распределения деформаций под поверхностью трения проводилось на технических сортах меди, на алюминии и двух сортах углеродистых сталей (с содержанием углерода 0,12% и 0,46%).

Образцы типа тормозных колодок с площадью трения 104,4 мм² испытывались на установке, работавшей по принципу вал — подшипник, схема и описание которой даны в работе [1]. Испытание проводилось при смазке вазелиновым маслом, различных нагрузках (от 14 до 206 кг) и скоростях скольжения (от 2,2 до 712 м/мин).

Распространение остаточных деформаций наблюдалось по линиям сдвига на полированных боковых поверхностях образцов, по изменению структуры и по искривлению рисок, нанесенных в направлении, перпендикулярном к поверхностям трения. Для устранения краевых эффектов приработка и испытание образцов проводились попарно в специальной державке, обеспечившей плотное прилегание боковой поверхности одного образца с нанесенными рисками к полированной стороне другого образца.

Наряду с указанными методами определение глубины остаточных деформаций под поверхностью производилось также по изменению микротвердости на косом срезе и методом последовательного вдавливания индентора при различных нагрузках, предложенным П. Е. Дьяченко [2]. Приготовление косого среза под углом 2—3° производилось при помощи электролитической полировки (медь, сталь) или химического травления (алюминий).

Результаты измерений показали, что в исследованном диапазоне скоростей скольжения и значений нормальных нагрузок силы трения меняются в качественном соответствии с глубиной деформированного слоя. При этом установлено, что возрастание нормальной нагрузки или скорости скольжения гораздо сильнее сказывается на значениях сил трения, чем на глубине деформированного слоя. Так, например, для алюминиевых образцов с повышением нагрузки от 14 до 206 кг сила трения возросла в 13 раз, а глубина деформированного слоя только в 4,2—4,5 раза. Для меди при тех же нагрузках сила трения возросла в 14 раз, а глубина деформированного слоя — только в 3,3 раза. Аналогичные соотношения получаются и для стальных образцов.

Объяснение этому мы видим в том, что с увеличением нормальных нагрузок возрастает доля работы сил трения, расходуемая на упругие деформации контактов, а также на пластические сдвиги вдоль плоскости скольжения и износ металлических поверхностей, по сравнению с частью работы, идущей на деформацию металла в нормальном направлении. Об этом свидетельствуют распределение остаточных деформаций в поверхностном слое [3], слабое приращение средней площади пластического контакта при увеличении нагрузок по опытам И. В. Крагельского и др. [4], а также усиление темпа износа.

Повышение нагрузки, скорости скольжения и продолжительности испытания неоднозначно сказывается на глубине деформированного слоя и величине относительного сдвига в плоскости трения. С повыше-

нием давления возрастают как глубина деформированного слоя, так и смещение металла в плоскости трения. При этом замечено, что деформация (смещение) металла вдоль плоскости скольжения при больших давлениях протекает более интенсивно, чем при малых.

Повышение скорости скольжения приводит к возрастанию пластической деформации на поверхности трения и к сравнительно малому

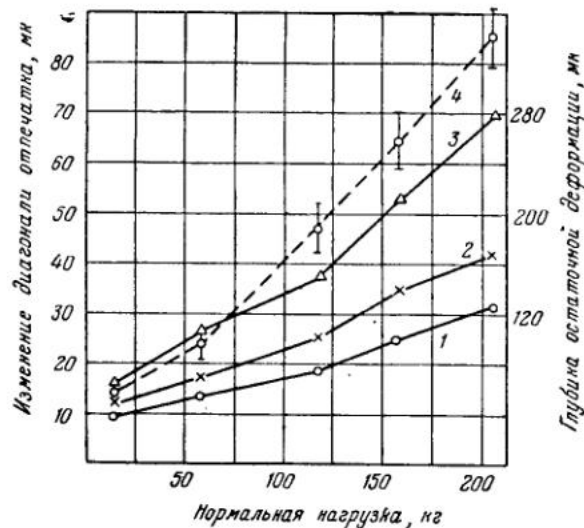


Рис. 1. Зависимость линейного износа (4) и глубины остаточной деформации (1, 2, 3) от нагрузки для медных образцов.

приращению глубины деформированного слоя. Для тугоплавких металлов, например, Ст. 5, меди и железа с повышением скорости скольжения наблюдается даже уменьшение глубины деформированного слоя.

Продолжительность испытания практически не оказывает влияния на глубину распространения деформаций, но заметно увеличивает сдвиг металла вдоль плоскости скольжения. Однако интенсивность сдвиговой деформации в плоскости скольжения по времени непрерывно падает [3].

Сопоставление полученных результатов с измерениями микротвердости поверхностей трения показывает, что для различных материалов и условий трения однозначной связи между поверхностной твердостью, характеризующей состояние внешних слоев, и глубиной распространения остаточных деформаций не существует. Лучшее соответствие наблюдается между микротвердостью поверхностей трения и относительным сдвигом металла в направлении скольжения. Однако при достаточно больших сдвигах металла в плоскости трения это соответствие нарушается. Дальнейшая деформация металла уже не сопровождается увеличением твердости, а для металлов с невысокой температурой плавления наблюдается даже снижение твердости поверхностей трения [5].

В условиях сухого трения отмеченные выше закономерности качественно не меняются, но глубина распространения деформации в нормальном направлении несколько больше, чем у смазанных поверхностей.

В нормальных условиях трения, особенно пластичных металлов, пластические деформации поверхностных слоев во многом определяют не только значения сил трения, но и величину износа. Проведенные нами опыты по определению величины износа, который характеризуется изменением размеров диагонали нанесенного на поверхности трения пирамидального отпечатка, показали, что во всех случаях меньшему износу соответствует и меньшая глубина деформированного слоя.

Подтверждают это изображенные на рис. 1 зависимости линейного износа медных образцов и глубины деформированного слоя от нормальных нагрузок, определенные методом косого среза, по искривлению нанесенных рисок, а также по появлению полос скольжения и линий сдвига. Аналогичные результаты были получены и на других металлах.

Обращает на себя внимание то, что разные методы дали различные значения глубины деформированного слоя. Минимальное значение получено по способу П. Е. Дьяченко [2].

Несмотря на различия в глубине деформированного слоя, все перечисленные методы дали согласующиеся между собой результаты при изменении как нагрузки, так и скорости скольжения.

2. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ

Влияние пластических деформаций на сопротивление трению и изнашиванию отчетливо проявляется и при испытании антифрикционных сплавов.

В работах Э. Л. Матсина [6], а также М. М. Хрушова с сотрудниками [7, 8] было показано, что ряд положений, вытекающих из правила Шарпи, и сложившиеся представления о роли твердых включений в повышении антифрикционности сплава являются ошибочными. При этом было установлено, что при малых нагрузках, когда пластические деформации распространяются на небольшую глубину, твердые включения в мягкой основе задерживают остаточное смещение и износ металла.

Исходя из общих закономерностей развития пластических сдвигов, можно было ожидать, что избыточная твердая фаза, расположенная в форме сетки по границам пластичных зерен или в виде внутридендритных прослоек, будет в большей мере препятствовать остаточному смещению внешних слоев по сравнению со структурой, имеющей расположение упрочняющей фазы в виде отдельных изолированных включений. При этом имелось в виду, что с повышением температуры испытания роль гетерогенного упрочнения сплава путем создания сетки или скелета твердых выделений резко возрастает [9].

Экспериментальная проверка высказанных в работе [1] предположений, проведенная на сплавах Al—Cu (8,2% Cu), Cu—P (0,92% P) и У 12 (1,13% С), показала, что глубина распространения остаточных деформаций под поверхностью трения у образцов, имеющих сетку твердых включений по границам пластичных зерен, во всех случаях меньше, чем у образцов с изолированными включениями, т. е. упрочнение границ зерен ограничивает смещение металла и вдоль плоскости скольжения.

Различия в характере пластических деформаций в сплавах с неодинаковым расположением твердых составляющих заметно сказыва-

ются на числе линий скольжения и их ориентации по отношению к плоскости трения. Отмечается, что в сплавах с сеткой твердых включений линии скольжения большей частью ориентированы вдоль плоскости трения, что, видимо, связано с некоторым поворотом зерен под действием сил трения. Причем в этом случае толщина пачек скольжения заметно меньше, чем у сплавов с изолированными включениями твердой составляющей.

Применение метода отпечатков в оценке износостойкости исследованных сплавов позволило установить, что линейный износ сплавов с сеткой твердых составляющих меньше, чем сплавов с другим расположением твердых включений. Однако при тяжелых режимах трения могут быть разрушения упрочняющей сетки, и в этом случае эффективность гетерогенного упрочнения заметно снижается.

Уменьшение остаточных деформаций из-за блокирующего влияния твердой сетки заметно сказывается и на величине наклепа пластичной основы сплавов. При изменении давления от 12 до 50 кг/см^2 и скорости скольжения от 0,29 до 2,94 м/сек прирост микротвердости пластичной основы меньше у тех сплавов, где твердые составляющие расположены по границам зерен.

Аналогичное изменение претерпевает и сила трения. Так, например, при сухом трении изменение структурного расположения твердых фаз приводит к снижению сил трения для сплавов Al—Cu примерно на 15%, а для сплавов Cu—P от 18 до 33%. Для стали с цементитной сеткой вокруг зерна перлита сила трения на 15—20% меньше, чем у той же стали со структурой зернистого перлита. Подобные результаты получаются и при трении со смазкой, причем для стали снижение сил трения достигает 30—50%.

О более сильном блокирующем влиянии твердых включений, расположенных в виде сетки, на развитие пластических сдвигов свидетельствуют и результаты опытов по определению количества тепла, аккумулировавшегося в образце за равные промежутки времени при заданных режимах трения. Эта интенсивность теплообразования оказалась весьма чувствительной к изменению структурного состояния сплавов, т. е. при равных условиях она тем больше, чем большая доля работы сил трения затрачивается на пластические деформации.

Таблица 1

Значения интенсивности теплообразования при сухом трении сплавов Al—Cu с различным структурным расположением твердых включений в зависимости от скорости скольжения и величины нормального давления

Скорость скольжения, <i>м/сек</i>	Давление, <i>кг/см²</i>				
	15,2	18,4	21,6	24,8	28
0,29 (с сеткой) . . .	28,8	54,5	78,1	89,4	92,5
То же (без сетки) . . .	42,0	66,8	90,5	93,6	104,9
0,47 (с сеткой) . . .	74,2	152,2	187,1	199,4	210,0
То же (без сетки) . . .	78,6	159,3	194,3	226,5	248,8
0,74 (с сеткой) . . .	111,5	158,3	212,8	252,9	324,9
То же (без сетки) . . .	120,5	164,5	220,0	334,1	386,5

В табл. 1 приведены значения интенсивности теплообразования при сухом трении сплавов Al—Cu с различным структурным расположением упрочняющей фазы в зависимости от скорости скольжения и

нормальной нагрузки. Из табл. видно, что у сплавов, в структуре которых упрочняющая фаза расположена в виде сетки, интенсивность теплообразования всегда ниже, чем у сплавов с изолированными включениями твердой составляющей. Подобные результаты были получены и на других сплавах.

Таким образом, упрочнение границ зерен за счет создания сетки или скелета твердых выделений наряду с повышением антифрикционности и износостойкости сплавов приводит также к меньшему нагреванию трущихся тел.

Таким образом, можно предположить, что расположение твердой составляющей в пластичной основе не всегда обеспечивает лучшую антифрикционность.

3. ТЕМПЕРАТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ НАКЛЕПА ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ

Изучение температурной устойчивости наклепа и кинетики разупрочнения поверхностей трения дает возможность понять механизм пластических деформаций и характер поля деформационных искажений. Решение этих вопросов особенно важно в связи с существующей точкой зрения, что процесс пластической деформации определяется взаимоотношением упрочнения и отдыха (разупрочнения) [10, 11, 12].

В работах [13, 14] установлено, что в процессе трения поверхностные слои металлов наклепываются до некоторого предела независимо от степени предварительного обжата образцов, причем возникающее при этом поле деформационных искажений характеризуется более широким температурным интервалом отдыха.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о том, что в процессе трения, кроме пластического сжатия металлов, может происходить дополнительное накопление деформационных искажений с иной температурной устойчивостью.

Допуская существование в деформированном металле некоторого ассортимента искажений по степени их температурной устойчивости, нами было высказано предположение, что изменение режимов трения может способствовать расширению этого ассортимента в сторону как менее, так и более устойчивых искажений.

Для решения вопроса о влиянии внешних параметров трения (давления, скорости) на характер поля деформационных искажений и его температурную устойчивость нами были поставлены специальные опыты. В опытах наряду со снятием кривых разупрочнения поверхностей трения образцов, испытывавшихся при различных давлениях и скоростях скольжения, проводилось изучение кинетики разупрочнения при различных температурах отжига.

Опыты проводились на технических сортах железа (0,08% С) и меди марки М1. Образцы в форме куба со стороной 10 мм после отжига в вакууме истирались при смазке вазелиновым маслом по поверхности стального закаленного ползуна ($R_c=60$).

Схема опытной установки представлена на рис. 2.

Наклеп поверхностей трения оценивался по величине микротвердости, измеренной на ПМТ-3 при нагрузке 20 г. Пусть трения при опытах подбирался так, чтобы увеличение его не вызывало возрастания микротвердости при заданных режимах трения.

На рис. 3 представлены зависимости температурных коэффициентов отдыха от температуры отжига медных образцов, испытывавшихся

при разных давлениях. Значения температурных коэффициентов $\left(\frac{\Delta H}{\Delta T H}\right)$, которые характеризуют интенсивность разупрочнения образцов в исследуемых интервалах температур отжига, подсчитывались путем

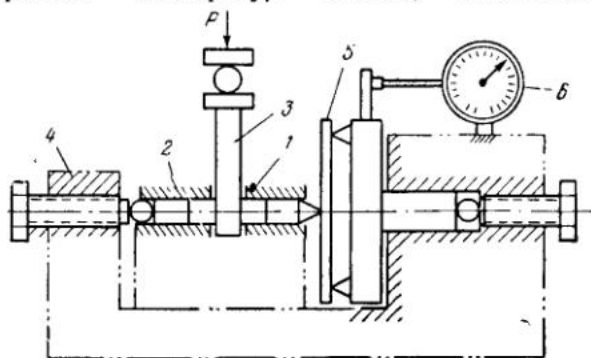


Рис. 2. Схема установки:

1, 2 — образцы; 3 — ползун; 4 — нажимной винт; 5 — пружина; 6 — индикатор;
P — нагрузка

графического дифференцирования кривых разупрочнения. Из рис. 3 видно, что интенсивность разупрочнения поверхностей, истиравшихся при наибольшей нагрузке ($8,75 \text{ кг/мм}^2$), в докристаллизационном интервале температур отжига ниже, чем при меньших нагрузках. При

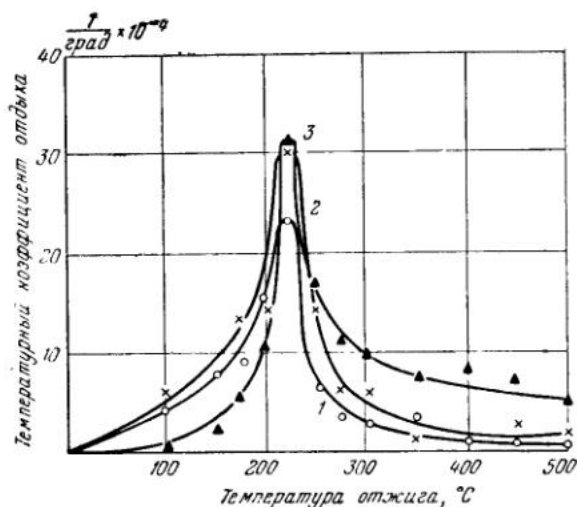


Рис. 3. Зависимость температурного коэффициента отжига от температуры отжига для медных образцов при $v=0,012 \text{ см/сек}$.

p равно: 1 — $1,625 \text{ кг/мм}^2$; 2 — $3,75 \text{ кг/мм}^2$; 3 — $8,75 \text{ кг/мм}^2$

более высоких температурах отжига (225° и выше) кривые интенсивности разупрочнения расположены в порядке уменьшения давления. Максимум интенсивности разупрочнения, независимо от величины давления, всегда приходится на одну и ту же температуру отжига. Аналогичные кривые получены и для технического железа, но с некоторым смещением максимума интенсивности разупрочнения в

область более высоких температур. Однако и для железных образцов, как и для медных, величина температурного интервала отдыха (разупрочнения) и его границы практически остаются неизменными.

Это говорит о том, что накопление деформационных искажений и обусловленное ими повышение твердости трущихся поверхностей при увеличении давления происходит только за счет увеличения числа искажений, которые снимаются в области высоких температур. Об этом же свидетельствует и большая скорость разупрочнения в области температур, превышающих температуру рекристаллизации. В то же время с качественной стороны ассортимент или набор деформационных искажений разной температурой устойчивости в целом может быть таким же, как и у образцов, истиравшихся под меньшим давлением. На это указывает отсутствие смещения границ температурного интервала отдыха.

На рис. 4 изображены кривые интенсивности разупрочнения поверхностей медных образцов, полученные при испытании с различными скоростями. Наблюдаемое при этом смещение максимума интенсивности разупрочнения (температуру которого обычно принимают за температуру рекристаллизации), позволяет сделать вывод,

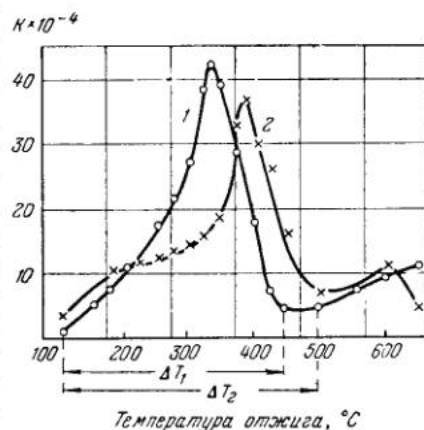


Рис. 4. Зависимость температурного коэффициента отдыха от температуры отжига для меди при $p = 10 \text{ кг/мм}^2$.

1 — $v_1 = 2,8 \cdot 10^{-4} \text{ см/сек}$; 2 — $v_2 = 3 \cdot 10^2 \text{ см/сек}$

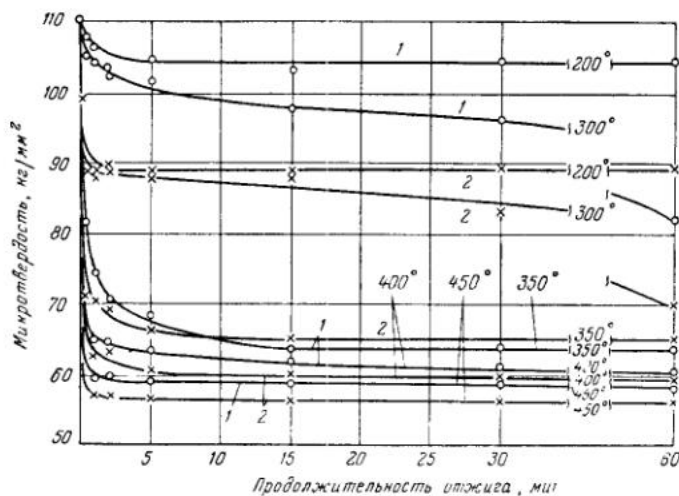


Рис. 5. Влияние скорости скольжения на разупрочнение поверхностей трения в зависимости от продолжительности отжига при разных температурах и при $p = 10 \text{ кг/см}^2$.

1 — $v_1 = 2,8 \cdot 10^{-4} \text{ см/сек}$; 2 — $v_2 = 3 \cdot 10^2 \text{ см/сек}$

что повышение скорости скольжения не просто сводится к дополнительному искажению решетки, но оказывает влияние и на характер деформационных искажений. Смещение верхней границы интервала темпе-

ратур возврата начальных свойств в область высоких температур свидетельствует о повышении температурной устойчивости вновь формируемых искажений. Наблюдаемое при этом расширение температурного интервала от ΔT_1 до ΔT_2 указывает на существование более широкого ассортимента искажений по их температурной устойчивости.

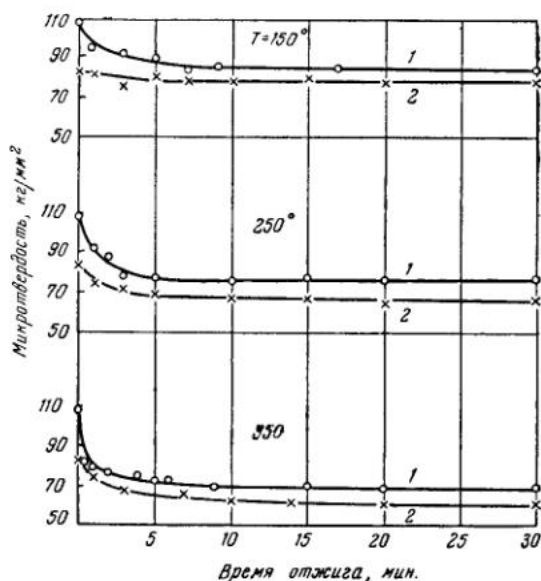


Рис. 6. Влияние нормальной нагрузки на разупрочнение поверхностей трения в зависимости от продолжительности отжига при разных температурах.

P — равно; 1 — 8 кг/мм²; 2 — 0,74 кг/мм²

На рис. 5 изображены изотермические кривые разупрочнения поверхностей трения медных образцов в зависимости от температуры отжига: кривые 1 относятся к скорости скольжения $2,8 \cdot 10^{-4}$ см/сек, а кривые 2 — к скорости $3 \cdot 10^2$ см/сек.

Кривые показывают, что при любой температуре твердость поверхностного слоя резко уменьшается в первые минуты отжига, затем это падение ослабевает и при достаточной продолжительности отжига твердость достигает некоторого устойчивого значения.

Тот факт, что изотермы отдыха выходят на горизонталь, говорит о том, что искажения в пластически деформированном металле обладают разной температурной устойчивостью. Интересно, что последовательное повышение температуры отжига образцов до заданной температуры не приводит к заметному снижению устойчивых значений твердости. Из этого следует, что при определенной температуре снимается та часть искажений, которая является неустойчивой для данной и для более низких температур отжига.

Сравнение изотерм отдыха (кривые 1 и 2) показывает, что скорость разупрочнения поверхностных слоев возрастает не только с повышением температуры, но и со скоростью скольжения.

Различия в кинетике отдыха и особенно наличие инверсии изотерм ($T=350^\circ$) свидетельствуют о том, что скорость скольжения оказывает влияние на температурную устойчивость деформационных искажений решетки поверхностных слоев, активно участвующих в трении. Это

влияние остается заметным даже после отжига образцов в течение 1 часа при температуре 450°.

На рис. 6 приведены результаты второй серии опытов по изучению влияния нормального давления. Здесь кривая 1 получена при давлении 8 кг/мм², кривая 2 — при 0,74 кг/мм². Результаты хорошо согласуются с данными предыдущей серии опытов (рис. 5). То обстоятельство, что изотермы отдыха поверхностей трения, обработанных при разных нормальных нагрузках, не выходят на одну горизонталь и не пересекаются друг с другом, указывает, что увеличение нормальных нагрузок приводит к дополнительному накоплению, как менее, так и более устойчивых искажений.

ВЫВОДЫ

1. Влияние скорости скольжения, давления и продолжительности истирания на глубину распространения и характер распределения остаточных деформаций в поверхностном слое, изученное различными методами, показало, что лучшие результаты дают методы металлографические и координатных сеток.

2. При оценке остаточных деформаций следует различать деформации в двух направлениях, в направлении скольжения и в направлении положительной нормали.

3. В результате исследования была установлена качественная связь между микротвердостью и смещением металла в плоскости трения, а также между линейным износом и глубиной распространения остаточных деформаций.

4. Были подтверждены и получили развитие представления Э. Л. Матсина, М. М. Хрущова и А. Д. Курицыной об упрочняющей роли твердых включений при деформации пластичной составляющей антифрикционных сплавов на основе алюминия и меди.

5. Гетерогенное упрочнение сплавов путем создания сетки или скелета твердых выделений при некоторых условиях трения ведет к меньшему тепловыделению и износу.

6. Скорость скольжения и давление оказывают определенное влияние на термическую устойчивость деформационных искажений.

7. У металлов с различными физическими свойствами наклеп поверхностных слоев и его термическая устойчивость при изменении режимов трения могут меняться по-разному.

ЛИТЕРАТУРА

1. К. В. Савицкий и Я. В. Шварцман. Сб. «Исследования по физике твердого тела». Изд-во АН СССР, 1957.
2. П. Е. Дьяченко. «Вестн. машиностр.», 1951, № 4 и 41.
3. К. В. Савицкий. «Исследования по физике твердого тела». Изд-во АН СССР, 1957.
4. И. В. Крагельский, Л. Ф. Бессонов и Е. М. Швецова. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1953.
5. К. В. Савицкий. Доклады VII научной конференции Томского госуниверситета, вып. 2, 1957.
6. Э. Л. Матсин. Труды II Всесоюзной конференции по трению и износу в машинах, т. 3, Изд-во АН СССР, 1948.
7. М. М. Хрущов и А. Д. Курицына. «Трение и износ в машинах», Сб. V, Изд-во АН СССР, 1950.
8. М. М. Хрущов. «Трение и износ в машинах», Сб. VI. Изд-во АН СССР, 1950.
9. А. А. Бочвар. Изв. АН СССР, ОТН, 1947, № 10, 1369.
10. В. Д. Кузнецов. Физика твердого тела, т. 2. Томск, Изд-во «Красное знамя», 1941.

11. В. Шмид и В. Боас. Пластичность кристаллов, в особенности металлических. ГОНТИ, 1938.
12. М. А. Большанина. Изв. АН СССР, сер. физ., 1950, 14, 2, 223.
13. К. В. Савицкий и М. П. Загребенникова. ДАН СССР, 1955, 103, № 4, 605
14. К. В. Савицкий. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1956.
15. К. В. Савицкий и Ю. П. Гераскевич. ФММ, 1957, вып. 3, 519.

Н. Н. Сухарина

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЕЛИЧИНЫ И ЗНАКА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ

ВВЕДЕНИЕ

Остаточные напряжения первого рода, возникающие в поверхностных слоях металлов в результате технологической обработки, могут оказывать влияние на их эксплуатационные свойства, в частности, на износостойкость. Но эта зависимость величины износа от знака напряжений выяснена еще неполностью [1—6].

В поверхностных слоях трущихся тел возникают неравномерная пластическая деформация и высокие температуры. Подобного рода деформирование и нагревание металлов, происходящее при обработке режущим инструментом, сопровождаются возникновением значительных остаточных напряжений [7—10].

Несмотря на важность изучения напряжений первого рода, возникающих в поверхностных слоях металлов при различных условиях трения, число работ по данному вопросу весьма ограничено. Наше исследование ставило своей целью определение влияния режимов трения на распределение остаточных напряжений в различных металлах.

1. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования были выбраны стали с содержанием углерода 0,037 и 0,57%, а также технически чистая медь.

Плоские образцы, размером $120 \times 10 \times 1,5$ мм, укреплялись на столе станка, имевшем возвратно-поступательное движение. Посредством рычага с грузами к образцу прижимался ползун из закаленной стали ШХ=15, имевший на конце радиус закругления 5,3 мм, или стальной ролик того же радиуса. Наименьшая скорость перемещения стола с образцом была 0,08 см/сек, наибольшая — 2,5 см/сек. Медные образцы испытывались при нагрузках 3,5 и 14 кг, а стальные — при 14 и 56 кг. Таким образом, осуществлялось трение первого и второго рода с различными скоростями и давлениями.

Число проходов для каждого образца было постоянным и равным 100, за исключением серии опытов (испытание меди при трении качения), где было по 30 проходов при каждой скорости.

Трение проводилось при смазке машинным маслом, и все образцы до истирания отжигались в чугунной стружке при 650° в течение 1 часа.

Остаточные напряжения, возникавшие при трении, определялись расчетным путем по прогибу образцов, при последовательном стравливании слоев металла с рабочей стороны. Для расчета использовалась формула Н. Н. Давиденкова и Е. М. Шеваидина [11]. Электротравление производилось по способу К. С. Колева [12], но методика определения прогиба образца при травлении была изменена.

К образцу прикреплялось зеркальце, и по отклонению отраженного от него луча вдоль шкал рассчитывалась стрела прогиба в заданный момент времени. Положение «зайчика» на шкале фиксировалось через каждые 2 мин. с момента начала травления. Травление продолжалось до полного прекращения изгиба образца, т. е. до полного снятия остаточных напряжений.

При стравливании поверхностного слоя у образцов отожженных, но не подвергавшихся истиранию, прогиб отсутствовал.

Толщина стравленного слоя определялась посредством микрометра, при этом была получена линейная зависимость величины стравленного слоя от времени травления. Аналогичные данные были получены и другими авторами [6].

По средним для 3—5 образцов данным об изменении стрелы прогиба за определенный промежуток времени и по толщине снятого за этот период слоя нами рассчитывались остаточные напряжения по толщине образца.

Измерение микротвердости поверхности трения проводилось на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г, причем она измерялась в процессе стравливания деформированных слоев, через 2,4 мин. травления и т. д.

Некоторые дополнительные подробности приведенной методики были описаны ранее [13].

2. РЕЗУЛЬТАТЫ РАБОТЫ

Полученные результаты представлены на рис. 1.

Анализируя их, можно отметить некоторые общие закономерности: во-первых, в тонком слое вблизи поверхности трения сосредоточены наибольшие напряжения, величина которых в глубь образца уменьшается; во-вторых, несмотря на различие в эпюрах, соответствующих разным режимам, в наружном слое, примыкающем к поверхности трения, всегда наблюдаются напряжения сжатия.

Из рис. 1, *а, б* следует, что даже при легких режимах трения ($v = 0,08$ см/сек) в поверхностных слоях медных образцов возникают сжимающие остаточные напряжения. Их распространение на малую глубину легко объяснить незначительным деформированием поверхностных слоев при малой скорости трения. Величины напряжений в слое толщиной до 0,01 мм изображены пунктирной линией вследствие того, что данные о скорости травления этого слоя получены не из эксперимента, а путем экстраполяции данных для слоев большей толщины. Полученные значения напряжений первого рода в слое до 0,01 мм могут отличаться от действительных по величине, но их знак определяется безошибочно.

В направлении сил трения происходит пластическое растяжение наружных слоев. При этом в нижележащих слоях металл растягивается упруго. По окончании процесса трения упруго растянутые слои, стремясь вернуться в исходное состояние, встречают препятствие со стороны внешних, пластически растянутых слоев. Вследствие этого напряжения полностью не исчезают, а только снижаются, что влечет за собой

возникновение напряжений сжатия в пластически деформированных слоях.

Рассмотрим влияние скорости на эпюру остаточных напряжений. При определенных условиях трения создается соответствующее соотношение между толщиной слоев, пластически и упруго деформированных. Если пластическая деформация была небольшой и затронула тонкий слой, то по удалении ползуна упруго

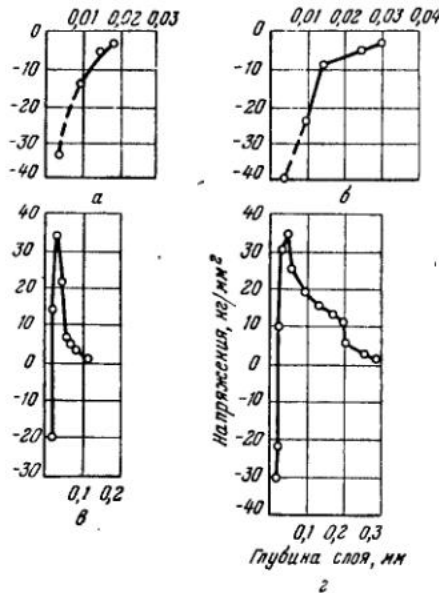


Рис. 1. Остаточные напряжения в поверхностном слое медных образцов при трении скольжения с разными скоростями и нагрузками на ползун.

а — $v = 0,08$ см/сек; $P = 3,5$ кг; б — $v = 0,08$ см/сек; $P = 14$ кг; в — $v = 2,5$ см/сек; $P = 3,5$ кг; г — $v = 2,5$ см/сек; $P = 14$ кг

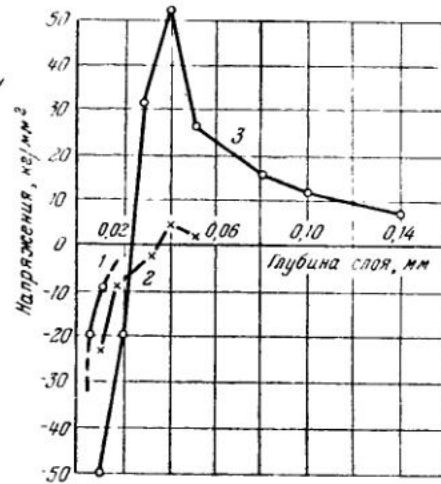


Рис. 2. Остаточные напряжения в поверхностных слоях образцов из стали с 0,037% С при нагрузке на ползун 56 кг и различных скоростях скольжения.

v равно: 1 — 0,08 см/сек; 2 — 0,7 см/сек; 3 — 2,5 см/сек

растянутые слои, возвращаясь в первоначальное положение, не встречают больших препятствий со стороны внешних слоев; в результате этого упругие напряжения растяжения почти полностью снижаются, и в наружных слоях сохраняются сжимающие.

С увеличением скорости трения пластическая деформация поверхностных слоев металла растет. Поэтому при удалении деформирующей силы возвращение упруго растянутого слоя в исходное положение затруднительно, и растягивающие напряжения будут сохранены в большей степени.

Таким образом, с ростом скорости трения доля растягивающих остаточных напряжений в общей схеме напряженного состояния металла будет более значительной. Нагревание поверхностных слоев также способствует возникновению растягивающих напряжений.

При анализе экспериментальных данных видно, что как для медных, так и для стальных образцов с увеличением скорости скольжения наблюдается возрастание доли растягивающих напряжений и глубина их распространения (рис. 1, 2).

Появление значительных напряжений растяжения и рост глубины слоя их сосредоточения происходят и при увеличении нагрузки (рис. 2, кривая 3, и рис. 5).

Глубина распространения остаточных напряжений в образцах из меди больше, чем у железных, несмотря на то, что наибольшая нагрузка на ползун для медных образцов была в 4 раза меньше. При одинаковых нагрузках толщина напряженного слоя в медных образцах в 2 раза больше, чем в железных (рис. 5, а и 1 и 2).

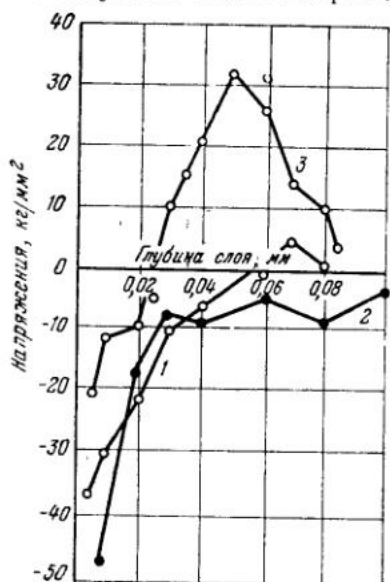


Рис. 3. Остаточные напряжения для стали с 0,037% С, возникающие при трении качения с нагрузкой на ролик 56 кг.

v равно: 1 — 0,08 см/сек; 2 — 0,7 см/сек; 3 — 2,5 см/сек

Из данных рис. 3 следует, что при качении влияние режимов трения на распространение остаточных напряжений аналогично тому, что

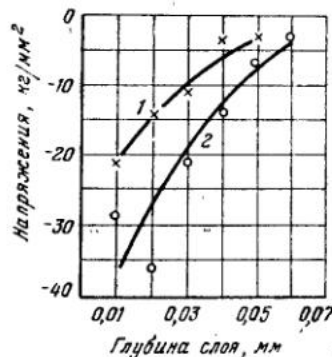


Рис. 4. Остаточные напряжения для стали с 0,57% С, возникающие при трении качения с нагрузкой на ролик 56 кг.

v равно: 1 — 0,7 см/сек; 2 — 2,5 см/сек

мы наблюдаем для случая скольжения. И здесь с ростом скорости в большей мере проявляются растягивающие напряжения. В пластичном металле (меди) при качении даже с небольшой скоростью создаются растягивающие напряжения того же порядка, что и сжимающие.

В то же время в наиболее твердом из всех исследованных материалов (сталь с 0,57% С) при наибольших скорости и нагрузке глубина напряженного слоя меньше, чем у стали с 0,037% С, и значительно меньше по сравнению с медными образцами. Растягивающих напряжений у стали с 0,57% С обнаружено не было (рис. 4).

Из приведенных рисунков следует, что глубина распространения остаточных напряжений для случая трения качения больше, чем для трения скольжения.

Таким образом, с изменением условий трения в сторону облегчения протекания пластической деформации поверхностных слоев (с ростом скорости и давления) или при трении пластичного металла (при таких же условиях трения) наблюдается увеличение глубины распространения остаточных и рост растягивающих напряжений.

Для некоторых режимов трения образцов из стали с 0,037% С проводилось сопоставление глубины напряженного слоя (напряжения первого рода) с распределением микротвердости по глубине. Из рис. 5 видно, что остаточные напряжения распространяются по сравнению с микротвердостью, на большую глубину. Аналогичные данные были получены и для скольжения при большой нагрузке, и для различных

режимов трения качения; они согласуются с данными других авторов [3, 6, 14].

На основании изложенного нельзя признать правильным вывод А. А. Маталина [15] о том, что эпюра остаточных напряжений и кривая

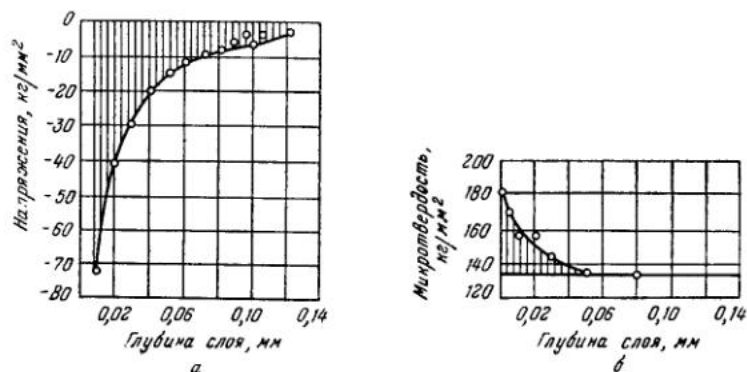


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений и микротвердости по глубине.

Сталь с 0,037% С; скольжение при $v = 2,5$ см/сек и $P = 14$ кг

распределения микротвердости по глубине всегда соответствуют друг другу. Поскольку напряжения первого рода являются упругими, а возрастание микротвердости происходит только при условии наличия пластической деформации, совпадение этих величин вряд ли возможно.

Эпюры остаточных напряжений могут иметь самый различный характер: при удалении от поверхности в глубь металла они могут несколько раз изменять свое направление, а в некоторых слоях, в том числе во внешних, могут равняться нулю или иметь очень малую величину. Уменьшение же микротвердости от поверхности трения в глубь металла, как правило, носит плавный характер.

ЛИТЕРАТУРА

1. Д. А. Драйгор. Сб. Трудов Ин-та строительной механики АН УССР, 1951, № 15.
2. И. В. Кудрявцев. Внутренние напряжения как резерв прочности в машиностроении. Машгиз, 1951.
3. А. А. Маталин. Качество поверхности и эксплуатационные свойства деталей машин. Машгиз, 1956.
4. П. Е. Дьяченко, Т. В. Смушкова. Изв. АН СССР, ОТН, 1954, 4.
5. В. А. Кислик. «Трение и износ в машинах», Сб. II, Ин-тут машиноведения АН СССР, 1946.
6. Д. А. Драйгор, В. А. Шевчук. Сб. Трудов Ин-та строительной механики АН УССР, 1956, № 22.
7. Л. А. Гликман, В. Н. Степанов. ЖТФ, 1946, т. 16, вып. 10.
8. И. А. Одинг. «Вестн. машиностр.», 1943, № 4—5.
9. А. И. Тимофеев. «Вестн. машиностр.», 1951, № 12.
10. I. V. Colwell, M. J. Sinnotta, I. C. Tobin. Trans. ASME, 1955, 77, № 7.
11. Н. Н. Давиденков, Е. М. Шевандин. ЖТФ, 1939, вып. 12, т. 9.
12. К. С. Колев. «Зав. лаб.», 1956, № 6.
13. Н. Н. Сухарина. Сб. «Исследования по физике твердого тела». Изд-во АН СССР, 1957.
14. М. О. Якобсон. Шероховатость, наклеп и остаточные напряжения при механической обработке. Машгиз, 1956.
15. А. А. Маталин. Качество обработанных поверхностей. Доклады Второй Ленинградской конференции, Машгиз, 1954.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПЕРВОГО РОДА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 45

Целью данного исследования было определение влияния остаточных напряжений первого рода на износостойкость стали 45 после предварительной термической обработки и шлифования.

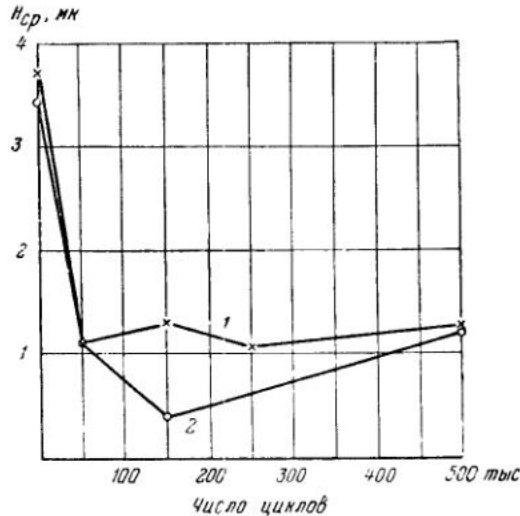


Рис. 1. Изменение высоты микронеровностей при испытании образцов на износостойкость. Образцы: 1 — улучшенные, шлифованные; 2 — нормализованные, шлифованные

Испытание на износ проводилось на машине МИ по схеме вал — чатичный вкладыш. Образцы кольца имели наружный диаметр 42 мм, внутренний 32 мм и ширину 10 мм. Кольца подвергались термической обработке: одна партия — улучшению (закалка при 840°, отпуск при 620°), ее микроструктура — сорбит; другая — нормализация (нагрев до 830°, охлаждение на воздухе), ее микроструктура — пластинчатый перлит.

После термической обработки кольца обтачивались партиями в 10 шт., по режиму: $v=150$ м/мин; $s=0,5$ мм/об; $t=1$ мм. Обточка производилась проходным резцом с пластиной Т15К6, заточенным по методу В. А. Колесова. Чистота поверхности колец после обточки по 6-му классу ($H_{cp}=9,5$ мк). Окончательной операцией было скоростное шлифование при скорости круга 46 м/сек (зернистость 60, твердость СМ2), скорости изделия 25 м/мин и при охлаждении эмульсией.

Испытание на машине МИ производилось при нагрузке 140 кг, удельном давлении 70 кг/см² и скорости скольжения 0,4 м/сек. Смазка производилась маслом МС в количестве 15 капель в минуту. Образцы-кольца устанавливались на шпинделе машины в специальных оправках. Образцы-вкладыши пришабровались к кольцу с проверкой по краске и устанавливались на машине при помощи дополнительного устройства [1], которое обеспечивало их самоустанавливаемость. Вращение образцов

проводилось против направления текстуры до суммарного числа оборотов 50, 150, 250 и 500 тыс.

После испытания образцы подвергались исследованию, причем износ образцов определялся по потере веса. Высота микронеровностей образцов определялась на двойном микроскопе МИС-11 конструкции В. П. Линника.

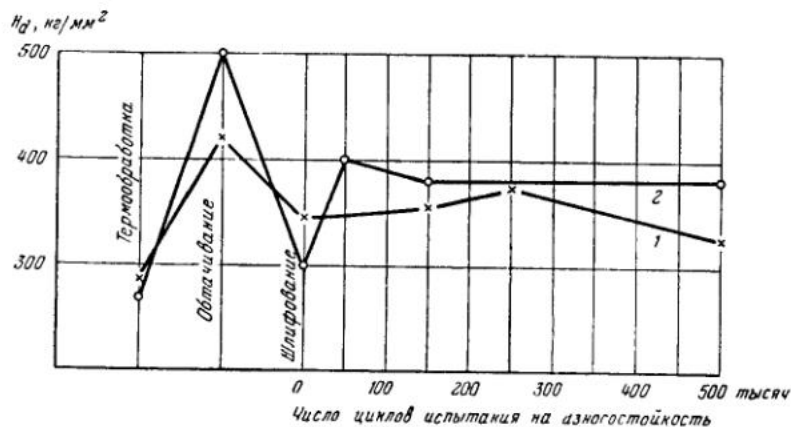


Рис. 2. Изменение микротвердости в зависимости от числа циклов испытания на износостойкость.

Образцы: 1 — улучшенные; 2 — нормализованные

После испытания средняя высота микронеровностей у образцов, подвергавшихся улучшению, была $H_{ср} = 3,51$ мк, а у нормализованных $H_{ср} = 3,28$ мк.

На рис. 1 представлен график изменения высоты микронеровностей в зависимости от суммарного числа оборотов кольца, при испытании на износостойкость, построенный по данным 330 измерений. За первые 50 тыс. оборотов вследствие пластической деформации высота микронеровностей резко уменьшалась. После 500 тыс. оборотов высота микронеровностей нормализованных образцов увеличилась от 0,34 до 1,97 мк при среднем значении (по 50 измерениям), равном 1,18 мк, и улучшенных образцов до 1,56 мк при среднем значении 1,25 мк.

Микротвердость образцов определялась на приборе ПМТ-3 (при нагрузке 100 г) после их термической обработки, обтачивания, шлифования и испытания на износостойкость. Замеры производились как на поверхности образцов, так и на различном расстоянии от поверхности по сечению шлифа.

На рис. 2 представлено изменение микротвердости H_d образцов после термообработки, обтачивания, шлифования и испытания на износостойкость (по результатам 340 измерений). Исходная микротвердость образцов, подвергавшихся улучшению, была 283 кг/мм², а нормализованных 269 кг/мм².

После обтачивания образцов со скоростью резания $v = 150$ м/мин микротвердость поверхностного слоя улучшенных образцов повысилась до 450 кг/мм², а нормализованных до 500 кг/мм². После сошлифования (при $v = 46$ м/сек) припуска, равного $0,13$ мм, микротвердость поверхностного слоя улучшенных образцов стала 344 кг/мм² и нормализованных 300 кг/мм².

На первых 50 тыс. оборотов испытания на износостойкость нормализованных и шлифованных образцов произошло повышение микротвер-

дости их поверхностного слоя до 400 кг/мм^2 , но в дальнейшем эта микротвердость не изменялась.

В продолжение всего испытания микротвердость нормализованных образцов была выше, чем улучшенных, т. е. поверхностный слой нормализованных образцов упрочнился сильнее.

1. РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

На рис. 3 представлены результаты испытания на изнашивание улучшенных и нормализованных образцов при одинаковых условиях: скорости скольжения $v=0,4 \text{ м/сек}$, удельном давлении 70 кг/см^2 и

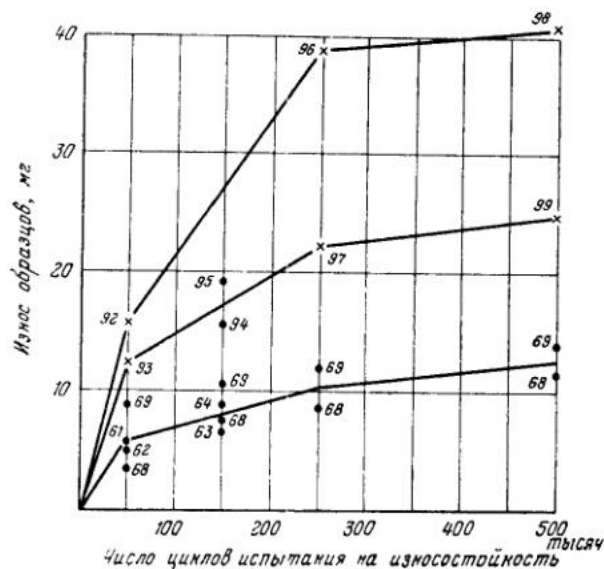


Рис. 3. Износ нормализованных и улучшенных шлифованных образцов из Ст. 45.

Образцы: 61—69 — нормализованные; 90—99 — улучшенные

направлении вращения образца — против текстуры. Как видно, скорость изнашивания улучшенных образцов значительно больше, чем нормализованных. По-видимому, большая микротвердость поверхностного слоя нормализованных образцов приводит к меньшему износу.

2. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОКРУЖНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Окружные остаточные напряжения первого рода определялись по методу Н. Н. Давиденкова [2] путем разрезки колец, электролитического травливания слоев и измерения деформаций. Методика изготовления колец (и определение напряжений) приведена в работах [3] и [4].

При резании в поверхностном слое металла перед резцом и ниже линии среза возникает пластическая зона и происходит неравномерная пластическая деформация. Вследствие этого поверхностный слой упрочняется, увеличивается удельный объем металла и на поверхности возникают сжимающие напряжения.

Одновременно при резании и шлифовании на больших скоростях действует еще второй важный фактор — нагрев. Поверхностный слой

металла нагревается до высокой температуры, а затем вследствие его быстрого охлаждения и сжатия в нем возникают растягивающие остаточные напряжения. Они взаимодействуют с имевшимися ранее в металле напряжениями, отчего происходит их перераспределение.

Это явление еще более усложняется, когда в поверхностном слое происходят изменения микроструктуры, причем знак напряжений зависит

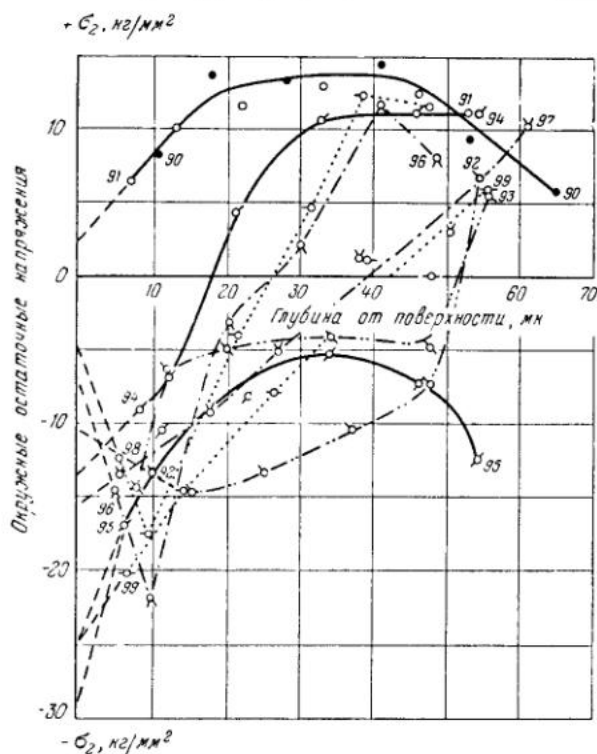


Рис. 4. Распределение окружных остаточных напряжений около поверхности улучшенных шлифованных образцов из Ст. 45.

Образцы: 90 и 91 — после шлифования; 92, 93 — после испытания на износостойкость в течение 50 тыс. циклов; 94, 95 — после 150 тыс. циклов; 96, 97 — после 250 тыс. циклов; 98, 99 — после 500 тыс. циклов

от преобладающего фактора. В процессе улучшения образцов у их поверхности наблюдались сжимающие напряжения — $3,5 \text{ кг/см}^2$, которые достигли величины — 5 кг/мм^2 на глубине от 20 до 35 мк; на глубине 45 мк они перешли через 0 и на глубине 60 мк достигли значения $+9 \text{ кг/мм}^2$.

У нормализованных образцов, вследствие их более быстрого охлаждения и другой микроструктуры, остаточные растягивающие напряжения равны у поверхности $+10 \text{ кг/мм}^2$, уменьшились на глубине 15 мк до 0. На глубине 32 мк они достигли минимального значения как сжимающие напряжения — 2 кг/мм^2 , а затем снова перешли в растягивающие, достигнув на глубине 40 мк величины $+4 \text{ кг/мм}^2$ и на глубине 50 мк $+10 \text{ кг/мм}^2$.

Улучшенные и нормализованные образцы обрабатывались при $v=150 \text{ м/мин}$, $s=0,5 \text{ мм/об}$ и $t=1 \text{ мм}$, отчего у них произошло перераспределение напряжений. У улучшенных образцов в поверхностном

слое появились растягивающие напряжения, равные $+44 \text{ кг/мм}^2$, которые на глубине 80 мк перешли в сжимающие, на глубине 130 мк достигли -18 кг/мм^2 , а на глубине 190 мк уменьшились до -10 кг/мм^2 . После сошлифования слоя толщиной 130 мк (при $v_{\text{шл}}=46 \text{ м/сек}$, $v=25 \text{ м/мин}$), вследствие высокого нагрева поверхностных слоев в них возникли растягивающие напряжения до $+20 \text{ кг/мм}^2$, которые на глубине 30 мк были

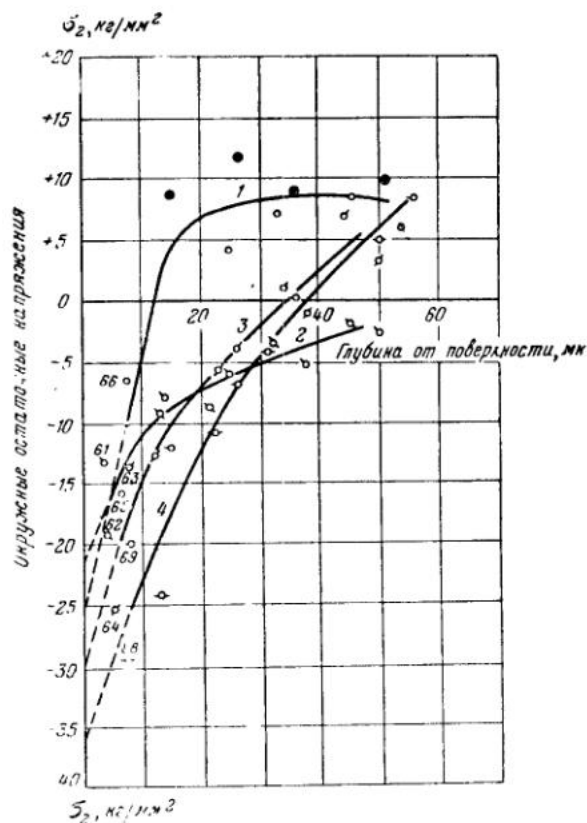


Рис. 5. Распределение окружных остаточных напряжений около поверхности нормализованных шлифованных образцов из Ст. 45.

Образцы: 1 — 65 и 66 — шлифованы; 2 — 61 и 62 — износ после 50 тыс. циклов; 3 — 63 и 64 — износ после 150 тыс. циклов; 4 — 68 и 69 — износ после 500 тыс. циклов

равны $+30 \text{ кг/мм}^2$ и на глубине 70 мк $+13 \text{ кг/мм}^2$. После охлаждения образцов и перераспределения остаточных напряжений результирующие остаточные напряжения имели вид, представленный на рис. 4 кривыми № 90 и 91.

Распределение остаточных напряжений в двух улучшенных шлифованных образцах № 90 и 91 происходит плавно, повышаясь от $+2,5 \text{ кг/мм}^2$ на поверхности до $+6,5 \text{ кг/мм}^2$ на глубине 7 мк и далее до $+14,5 \text{ кг/мм}^2$ на глубине 40 мк , затем на глубине 65 мк уменьшается до $+6 \text{ кг/мм}^2$.

В нормализованных образцах из-за меньшей микротвердости пластинчатого перлита, по сравнению с сорбитом, и большой теплопровод-

ности ферритной составляющей [5], при одинаковом режиме шлифования, температура поверхностного слоя была ниже, и здесь главную роль в образовании остаточных напряжений играл не нагрев, а большие пластические деформации перлитного поверхностного слоя и особенно феррита. Это привело к возникновению в поверхностном слое сжимающих напряжений, характеризующихся кривой 1 (рис. 5). Экстраполируя

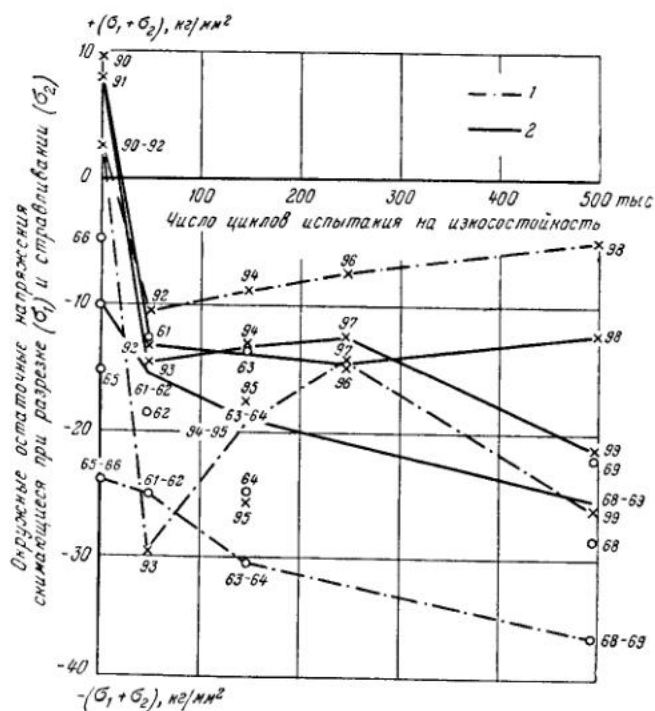


Рис. 6. Изменение величины и знака остаточных напряжений в процессе испытания на износостойкость.
Образцы: 61 — 69 — нормализованные; 90 — 99 — улучшенные. Напряжение: 1 — у поверхности; 2 — на глубине 5—8 мк

кривые на рис. 5, можно заключить, что на поверхности нормализованных образцов сжимающие напряжения составляли $22+24 \text{ кг/мм}^2$. В двух нормализованных шлифованных образцах №№ 65 и 66 остаточные напряжения имеют другой характер, чем в улучшенных образцах. Здесь напряжения имеют волнообразный вид, с большим разбросом значений, что является результатом неоднородности крупной перлитной микроструктуры.

При испытании улучшенных шлифованных образцов на износостойкость в течение 50 тыс. оборотов (рис. 4, образцы №№ 92 и 93), 150 тыс. (обр. №№ 94 и 95), 250 тыс. (обр. №№ 96 и 97) и 500 тыс. оборотов (обр. №№ 98 и 99) произошло дальнейшее перераспределение напряжений. После 50 тыс. оборотов растягивающие остаточные напряжения (равные у поверхности $+2,5 \text{ кг/мм}^2$ и на глубине $7 \text{ мк} + 6,5 \text{ кг/мм}^2$) перешли в сжимающие, равные $13+15 \text{ кг/мм}^2$; при дальнейшем увеличении числа оборотов до 500 тыс. величина сжимающих остаточных напряжений возрастает медленно.

Результаты данной работы согласуются с исследованием, проведенным Д. А. Драйгором и автором [3] в 1955 г., при котором испытание на износ улучшенных образцов производилось до миллиона оборотов.

Следует отметить, что в образцах №№ 92, 96 и 98, давших повышенный износ (рис. 3), характер распределения сжимающих остаточных напряжений на глубине до 10 мк резко отличается от остальных. Экстраполируя кривые для образцов №№ 92, 96 и 98, можно определить величину

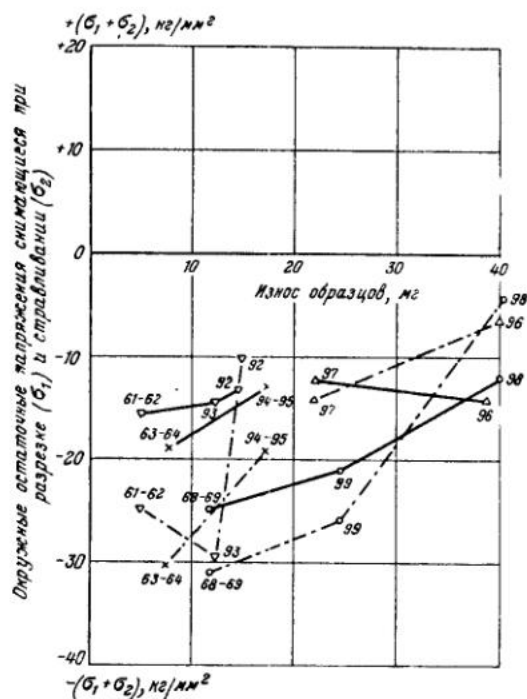


Рис. 7. Зависимость износоустойчивости от величины и знака остаточных напряжений.

Образцы: 61—69 — нормализованные; 96—99 — улучшенные. Напряжение: 1 — у поверхности; 2 — на глубине 5—8 мк. Испытания на износ; Δ — в течение 50 тыс. циклов; > — после 150 тыс. циклов; Δ — после 250 тыс. циклов; O — после 500 тыс. циклов

сжимающих напряжений у их поверхности, которые соответственно равны $-10,5$, $-7,5$ и -5 кг/мм², а на глубине 10 мк от поверхности составляют соответственно -13 , -22 и $-17,6$ кг/мм².

Анализируя эпюры распределения остаточных напряжений в поверхностном слое нормализованных шлифованных образцов №№ 65 и 66, образцов №№ 61 и 62, испытанных на изнашивание в течение 50 тыс. оборотов, образцов №№ 63 и 64, испытанных на 150 тыс. оборотов, и образцов №№ 68 и 69, испытанных на 500 тыс. оборотов, а также проведя экстраполяцию, увидим, что в образцах до испытания на поверхности были сжимающие остаточные напряжения -25 кг/мм², а на глубине 6 мк -10 кг/мм². После испытания на износ на поверхности образцов сжимающие напряжения были равны соответственно $-21,5$, $-30,5$ и -36 кг/мм², а на глубине 6 мк $-15,6$, -19 и -25 кг/мм². Отсюда можно сделать вывод, что если до испытания на изнашивание в поверхностном слое

были растягивающие напряжения, то в начале испытания происходит резкое падение их величины и изменяется знак, а затем происходит медленное увеличение сжимающих напряжений. Если же в поверхностном слое исходными были сжимающие напряжения, то в процессе испытания они возрастают медленно.

На рис. 6 представлено изменение остаточных напряжений на глубине 5—8 мк от поверхности, в зависимости от числа оборотов кольца при испытании на износ.

В литературе [3, 6, 7] указано, что между микротвердостью и напряжениями существует зависимость, но следует отметить обнаруженное нами явление, когда в нормализованных образцах микротвердость стабилизировалась на величине 400—380 кг/мм² после 50 тыс. оборотов испытания на изнашивание, а остаточные сжимающие напряжения при этом увеличивались с 25 до 35 кг/мм²; в улучшенных образцах микротвердость медленно повышалась, но, достигнув максимума 370 кг/мм² при 250 тыс. оборотов, уменьшилась до 323 кг/мм², при этом остаточные сжимающие напряжения на глубине 5—8 мк от поверхности были стабильными и равнялись 22—24 кг/мм². Анализ остаточных напряжений в образцах с наибольшим износом №№ 92, 96, 98 и проведенная экстраполяция показали, что напряжения у поверхности этих образцов были равны соответственно —10,5, —7,5 и 5 кг/мм², т. е. с увеличением числа оборотов и снижением микротвердости поверхностного слоя остаточные сжимающие напряжения уменьшались.

На рис. 7 представлены зависимости между величиной остаточных напряжений и износостойкостью. Здесь линии на диаграмме проведены через точки образцов, прошедших одинаковое испытание на изнашивание. Из диаграммы видно, что чем больше величина сжимающих остаточных напряжений в поверхностном слое, тем меньше износ.

Невозможность определения влияния только остаточных напряжений на износ, без учета микротвердости, затрудняет окончательный вывод; однако можно отметить, что чем выше микротвердость, тем больше величина остаточных сжимающих напряжений и выше износостойкость. При одинаковой микротвердости износ выше там, где больше исходные остаточные растягивающие напряжения или где меньше остаточные сжимающие напряжения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б. Д. Грозин. Износ металлов. Гостехиздат Украины, 1951
2. Н. Н. Давиденко. Измерение остаточных напряжений в трубах. ЖТФ, 1931, 1, вып. 1.
3. Д. А. Драйгор, В. А. Шевчук. Исследование влияния внутренних напряжений в поверхностном слое стали на ее сопротивление изнашиванию. Сб. Трудов Ин-та строит. мех. АН УССР, № 22, 1956.
4. В. С. Рысцова. Изменение состояния поверхностного слоя шлифованных образцов в процессе износа. Труды Ленингр. ИЭИ, вып. 13, 1956.
5. А. А. Шмыков. Справочник термиста. Машгиз, 1956.
6. Н. С. Штейнберг. Применение скоростного резания для повышения усталостной прочности деталей машин. М., Дом инженера и техника, 1953.
7. А. А. Маталин. Качество поверхности и эксплуатационное свойство деталей машин. Машгиз, 1956.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛИ ПУТЕМ ОБРАБОТКИ ПОТОКОМ СЖАТЫХ ГАЗОВ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ

При многократном прорыве сжатых газов высокой температуры через щель в образце или между деталями в поверхностном слое их происходят значительные изменения [1—5]. Быстрый нагрев этого слоя, а затем охлаждение вызывают его закалку с образованием нетравящейся структуры металла. Движущиеся с большой скоростью газы отрываю и уносят отдельные частицы металла. Диссоциированные при высокой температуре газы диффундируют внутрь металла; происходит изменение

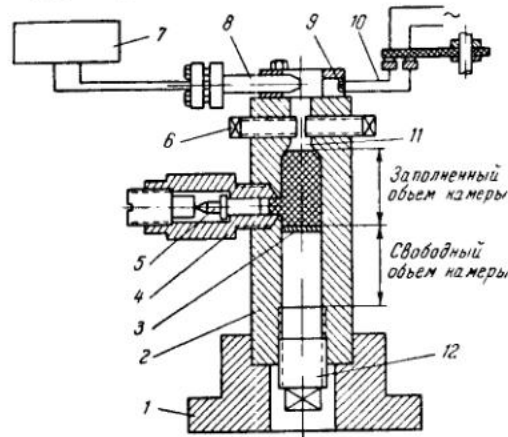


Рис. 1. Схема установки для испытания металла при воздействии потока сжатых газов высокой температуры.

1 — подставка; 2 — металлический сосуд; 3 — прокладка; 4 — крешерный прибор; 5 — крешер; 6 — образцы; 7 — осциллограф; 8 — термопара; 9 — запал; 10 — спираль зажигания; 11 — воспламенитель — дымный порох; 12 — ограничитель свободного объема камеры

состава поверхностного слоя — в нем возникают новые соединения и структуры. С течением времени металл под воздействием потока газов разрушается, происходит так называемая газовая эрозия.

В зависимости от условий воздействия газов некоторые процессы, сопровождающие эрозию, будут происходить более или менее интенсивно. Можно подобрать такие условия воздействия потока газов, когда роль процессов, ведущих к эрозионному разрушению металла, будет резко снижена, а при помощи других процессов можно создать слой с высокими механическими и иными свойствами.

Эти вопросы представляют значительный интерес, во-первых, для раскрытия природы «белых», нетравящихся слоев и, во-вторых, для получения и использования указанных слоев в практических целях.

В настоящей работе производилось исследование изменений в поверхностном слое металла при действии потока сжатых газов высокой температуры — продуктов горения бездымного пороха.

Опыты производились на установке, изображенной на рис. 1. В камеру горения, представляющую собой толстостенный металлический сосуд 2, помещался бездымный порох. Щель в камере образовывалась при помощи двух образцов 6, которые, ввинчивались в сосуд. Воспламенение

производилось дымным порохом, который помещался непосредственно возле щели — между образцами и зарядом бездымного пороха. Поджигание пороха производилось при помощи спирали зажигания 10, изготовленной из нихромовой проволоки и запала 9. Давление газов, развивающееся в камере, определялось по обжатию медных конических крешеров 5, которые устанавливались в специальный прибор 4, соединенный с камерой. Крешера предварительно тарировались на прессе.



Рис. 2. Поверхностный слой ст. 40X, предварительно закаленной и отпущенной после воздействия потока сжатых газов X400

Качественный замер температуры газов при выходе из камеры производился при помощи полусинтетической вольфрамовой термопары 8, которая помещалась перед щелью. Запись термоэлектродвижущей силы производилась на шлейфном осциллографе 7 марки МПО-2. Время горения определялось по осциллограмме изменения термоэлектродвижущей силы термопары.

Постоянство давления в течение опыта обеспечивалось применением канальчатого зернистого пороха. Изменение давления газа производилось тремя способами: изменением величины щели, количества бездымного пороха и изменением соотношения свободного пространства и объема камеры, заполненного порохом.

Температура горения изменялась путем добавления к пороху окислителя KNO_3 .

В связи с тем, что давление и скорость горения пороха взаимосвязаны, изменение времени горения производилось за счет изменения давления в камере.

Опыты показали, что для создания поверхностного слоя с высокими механическими свойствами необходимо однократно воздействовать потоком газов высокой температуры на металл. Многократное воздействие приводит к появлению трещин, вследствие термических ударов, а также вызывает неравномерное вымывание металла. Кроме того, наблюдается разрыхление металла при образовании раковин от насыщения поверхностного слоя газами.

Следующими условиями являются подбор количества заряда для создания импульсного потока газов, достаточного для получения упрочненного слоя, а также выбор температуры и времени воздействия газов.

Эти условия определяют глубину и твердость возникающего белого слоя. Они связаны с необходимостью нагрева поверхностного слоя стали до температур, обеспечивающих аустенитно-мартенситное превращение при одновременном создании большого градиента температур в глубь металла. Последнее обеспечивает быстрое охлаждение поверхностного слоя путем отдачи тепла лежащим ниже более холодным слоям.

Чтобы избежать образования неравномерной структуры белого слоя при воздействии потока газов, образцы из стали 40X были предварительно закалены при температуре 850° с охлаждением в масле, а затем отпущены в течение 40 мин. при 400° .

Равномерный белый слой глубиной 75 мк (рис. 2) устойчиво получался на образцах из стали 40X при следующих условиях: диаметр образцов 10 мм, щель между образцами $0,7 \times 10$ мм, количество пороха 2,1 г, окис-

лителя 1,5 г, воспламенителя 0,7 г, давление газов в камере 1200 кг/см², время горения 0,0025 сек. Указанный слой постепенно протравливается лишь при длительном воздействии 4%-ного раствора азотной кислоты в спирте; при этом обнаруживается высокодисперсная структура металла.

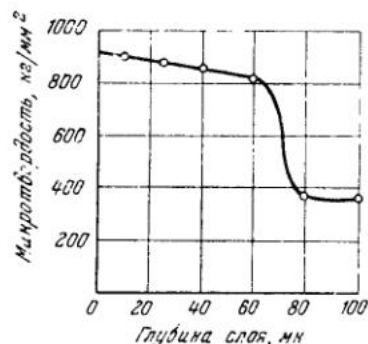


Рис. 3. Микротвердость поверхностного слоя, закаленного импульсным потоком газов, для Ст. 40X

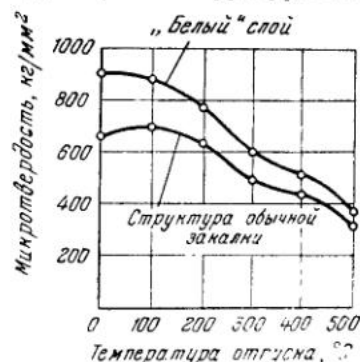


Рис. 4. Влияние температуры отпуска на микротвердость Ст. 40X разного вида закалки

По глубине твердость белого слоя мало изменяется, он имеет высокую микротвердость, доходящую до 900 кг/мм² и выше, и превосходит по своей твердости структуру металла после закалки в обычных условиях,

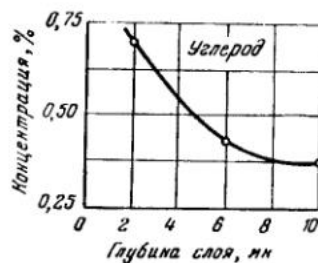
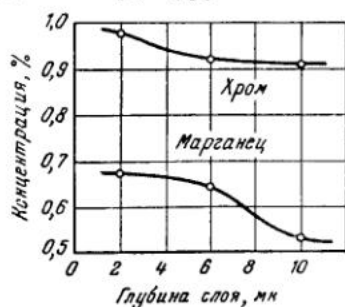


Рис. 5. Изменение концентрации элементов в образцах после воздействия импульсного потока газов.

а — хрома и марганца; б — углерода

а также после высокочастотной закалки (рис. 3). Большая твердость белого слоя по сравнению с твердостью структуры закалки в обычных условиях сохраняется также и при увеличении температуры отпуска (рис. 4).

Рентгенографические исследования показали, что белый слой состоит у поверхности из двух фаз — мартенсита и аустенита, на большей глубине отмечались только линии мартенсита. Особенностью белого слоя является то, что линии мартенсита (а также аустенита значительно больше по ширине, чем у структуры обычной закалки. Так, линия 110 а по своей ширине увеличилась почти в два раза. Указанное следует отнести за счет измельчения блоков когерентного рассеивания рентгеновских лучей, увеличения внутренних напряжений второго рода и неоднородности.

Рентгенографический анализ показал также смещение максимума линии мартенсита в сторону меньших углов, что свидетельствует о тетрагональности кристаллической решетки мартенсита.

Для изучения изменения концентрации элементов в белом слое был применен локальный по глубине спектральный анализ, который производился на кварцево-стеклянном спектрографе КСА-1 при возбуждении спектра высокочастотной искрой. Исследовались слои толщиной в 2 мк. Это достигалось путем увеличения анализируемой поверхности за счет движения образца во время съемки.

Результаты анализа представлены на рис. 5, а, б. Из графиков видно, что концентрация углерода (рис. 5, б) увеличилась почти в два раза, концентрация хрома и марганца (рис. 5, а) изменилась незначительно. Эти изменения отмечаются на глубине 2—6 мк. Науглероживание тонкого поверхностного слоя следует объяснить диффузией углерода, происходящей при диссоциации продуктов сгорания пороха.

Таким образом, при обработке стали 40Х кратковременным потоком газов высокой температуры в поверхностном слое происходит аустенитомартенситное превращение, и также отмечается насыщение металла углеродом.

Вторичная закалка поверхностного слоя происходит в особых условиях. Прежде всего, следует отметить исключительно высокие скорости нагрева и охлаждения этого слоя. Подсчеты показывают, что скорость нагрева поверхностного слоя достигла 300 000 град/сек. Охлаждение за счет отдачи тепла в глубь металла происходило вначале со скоростью 80 000 град/сек, а затем уменьшалось до 40 000 град/сек и ниже. Поверхностный слой в нагретом состоянии под воздействием лежащих ниже, относительно холодных слоев находился в сжатом состоянии. Кроме того, сжатие поверхностного слоя происходило под действием давления газов, проходящих через щель между образцами. Это давление составляло в этих опытах 600 кг/см².

Быстропротекающий процесс нагрева в условиях всестороннего давления способствует увеличению количества центров зарождения аустенита и, одновременно препятствуя диффузионным процессам, уменьшает скорость роста его зерен.

Вследствие этого при охлаждении происходит вторичная закалка с образованием высокодисперсной структуры. Необходимо отметить, что при замедленных диффузионных процессах труднее получить равномерную высокодисперсную структуру при обработке потоком газов разнородной исходной структуры металла. Поэтому предварительно следует размельчить исходную структуру путем проведения обычной термической обработки.

Высокая твердость белого слоя объясняется наличием тонкой субмикроскопической неоднородности в его высокодисперсной структуре, которая затрудняет пластическую деформацию [7].

Далее было изучено влияние напряженно-деформированного состояния металла на твердость белого слоя. С этой целью применялись образцы различной конфигурации при разном способе их закрепления в верхней части камеры (рис. 6).

При воздействии газов на образец, закрепленный по схеме а, в поверхностном слое стенок отверстия под действием внутреннего давления в 600 кг/см² возникали радиальные напряжения сжатия $\sigma_r = -600$ кг/см² и окружные напряжения растяжения $\sigma_\theta = 600$ кг/см². В этих условиях образовывался светлый слаботравящийся слой малой твердости ($H = 650$ кг/мм²).

Если на образец с внешней стороны действовало давление газов, равное 1200 кг/см², превышающее внутреннее давление в 600 кг/см² (схема б), а также осевое давление в 1200 кг/см² в поверхностном слое при прежних сжимающих радиальных напряжениях $\sigma_r = -600$ кг/см², возникали сжима-

ющие окружные напряжения $\sigma_{\theta} = -1950 \text{ кг/см}^2$ и сжимающие осевые напряжения $\sigma_z = -1200 \text{ кг/см}^2$. В этом случае поверхностный слой находился в состоянии объемного неравномерного сжатия. Тогда образующийся белый слой имел микротвердость $H = 770 \text{ кг/мм}^2$.

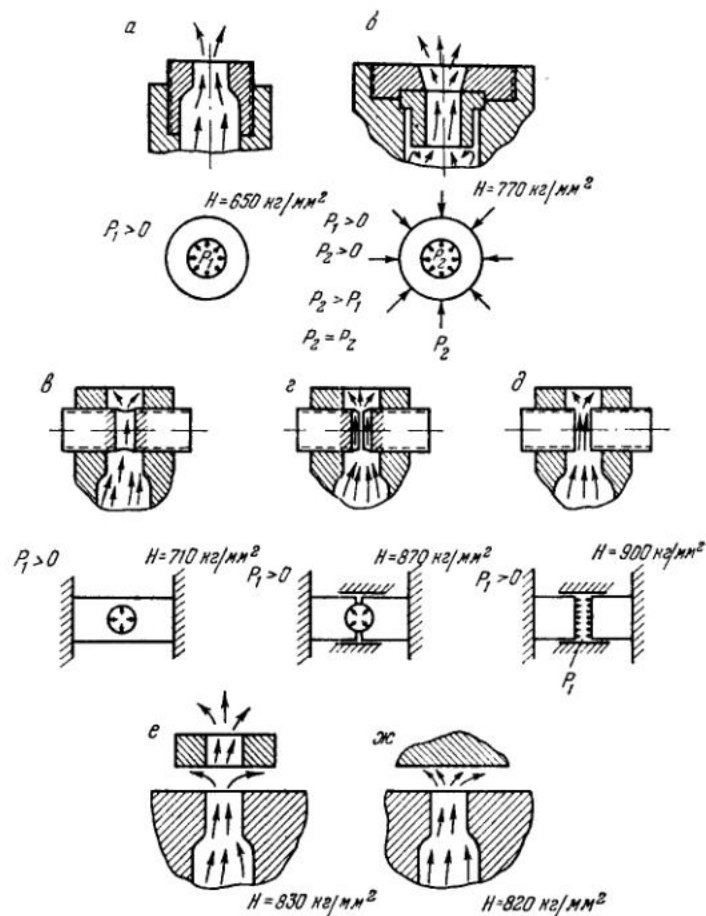


Рис. 6. Влияние вида напряженно-деформированного состояния стали на микротвердость «белого» слоя

Аналогичные результаты были получены при закреплении образца по схеме в. Поперечный разрез образца (схема г) привел к тому, что были сняты окружные растягивающие напряжения, наблюдавшиеся в схеме в, и микротвердость поверхностного слоя увеличилась до $H = 710—870 \text{ кг/мм}^2$.

Наибольшая твердость белого слоя была получена при плоских поверхностях образцов (схема д).

Увеличение микротвердости в этом случае, по-видимому, связано как с более благоприятными условиями напряженно-деформированного состояния, так и с более интенсивным воздействием потока газов на поверхностный слой металла.

При отсутствии более или менее значительного давления газов на металл и растягивающих напряжений (схемы е и ж) белые слои имели также достаточно высокую твердость ($H = 820—830 \text{ кг/мм}^2$), которая

несколько превышает твердость, достигаемую высокочастотной закалкой.

Эти опыты показывают существенное влияние напряженно-деформированного состояния металла на твердость структуры белого слоя. Приближение к условиям всестороннего объемного равномерного сжатия повышает твердость образующейся структуры и, наоборот, неравномерность сжатия, а особенно появление растягивающих напряжений значительно уменьшает твердость белого слоя.

Металлографический анализ показал, что напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя одновременно влияет на травимость структуры белого слоя, которая уменьшается при приближении к условиям всестороннего равномерного сжатия.

Более интенсивный нагрев поверхностного слоя в условиях воздействия импульсного потока газов приводит к пластическому течению металла, достигающего состояния, близкого к плавлению. При этом первоначальная шероховатость может уменьшиться в несколько раз. Качество полирования в большой степени зависит от характера движения струи газов и возможных завихрений. Резкие изменения направления потока газов приводят к местному вымыванию металла.

Было также замечено, что отполированная потоком газов поверхность в условиях повышенных температур и окислительной среды более коррозионноустойчива, чем поверхность белого слоя, не достигшего состояния полирования при действии газов.

С целью определения изменения износостойкости деталей за счет поверхностной обработки потоком газов высокой температуры были проведены сравнительные испытания на износ образцов с белым слоем в обычных условиях.

Испытания проводились на машине Амслера. Изнашивание осуществлялось по схеме машины Савина. Испытуемый верхний образец имел плоскую рабочую поверхность, а нижний представлял собой ролик. Износ определялся по изменению ширины лунки. Трение происходило при смазке маслом МС.

Результаты испытаний показали, что белый слой, полученный на стали путем обработки потоком газов высокой температуры, обладает большей износостойкостью в данных условиях трения.

Таким образом, проведенное исследование показало целесообразность создания на основе метода обработки металла кратковременным потоком сжатых газов высокой температуры нового технологического процесса упрочнения поверхностного слоя деталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Ф. Головин. Исследование износа стволов артиллерийских орудий, Изд-во Военно-техн. Акад. РККА, 1930.
2. Э. Каминский, Г. Курдюмов, Н. Селяков. Рентгенографический анализ корочки выгорания в артиллерийских орудиях и цилиндриках, испытанных с бомбой Вьеля. «Вестн. металлопром.», 1931, № 10.
3. Е. И. Союз. Рентгенографическое исследование «корочки разгара» мощных артиллерийских стволов. ЖТФ, 1946, 16.
4. В. Ф. Янкевич. О газовой эрозии металла при воздействии потока газов высокой температуры. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1956.
5. В. Ф. Янкевич. Изменения в поверхностном слое поршневых колец при газовой эрозии. Информ. материалы, № 9. Ин-т строит. механ. АН УССР, Изд-во АН УССР, 1957.
6. В. Ф. Янкевич. Влияние импульсного потока газов высокой температуры на поверхностный слой стали. Доповіді АН УССР, 1957.
7. Г. В. Курдюмов. О природе твердости закаленной стали. ЖТФ, 1954, 24, вып. 7.

**СХВАТЫВАНИЕ МЕТАЛЛОВ.
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ТРЕНИИ.
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ**

С. Б. Айнбиндер, А. С. Франк

**О МЕХАНИЗМЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ
СЦЕПЛЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ МЕТАЛЛОВ**

**1. ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛА
ПРИ ДЕЙСТВИИ НОРМАЛЬНЫХ И ТАНГЕНЦИАЛЬНЫХ
НАГРУЗОК**

С целью выяснения зависимости пластичности металлов от приложенных к ним нормальных и тангенциальных нагрузок нами были проведены специальные опыты. Влияние нормального давления на срез мостиков (типа мостиков сцепления), возникающих при трении, исследовалось на специальных образцах.

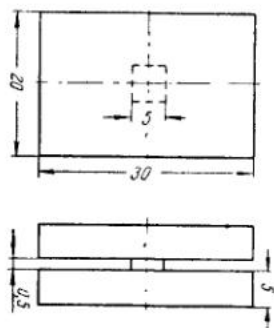


Рис. 1. Вид образцов для испытания.

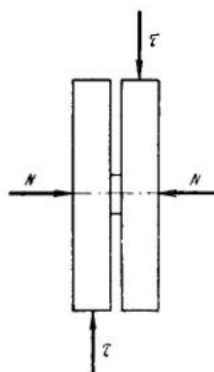


Рис. 2. Схема нагружения образцов.

Образцы были изготовлены из меди и малоуглеродистой стали (рис. 1). Эти образцы сжимались так, чтобы мостики получили предварительный наклеп, а приложенная затем сжимающая нагрузка не вызвала пластической деформации металла и не изменяла его поперечного сечения при изменении нагрузки.

Затем образцы нагружались по схеме, изображенной на рис. 2. При этом изучалась зависимость сопротивления сдвига от величины сдвига и приложенной нормальной нагрузки. Вид образцов после их нагружения изображен на рис. 3. Опыты показали следующее.

1. Величина начального сопротивления сдвигу меди и малоуглеродистой стали с ростом нормальной нагрузки несколько уменьшается, и

при нагрузках порядка 70 кг/мм^2 начинает снова возрастать. Уменьшение начального сопротивления сдвигу с ростом нормальной нагрузки вытекает из энергетической теории прочности.

2. С увеличением нормальной нагрузки резко возрастает пластичность металла. Так, например, для меди при нормальной нагрузке,

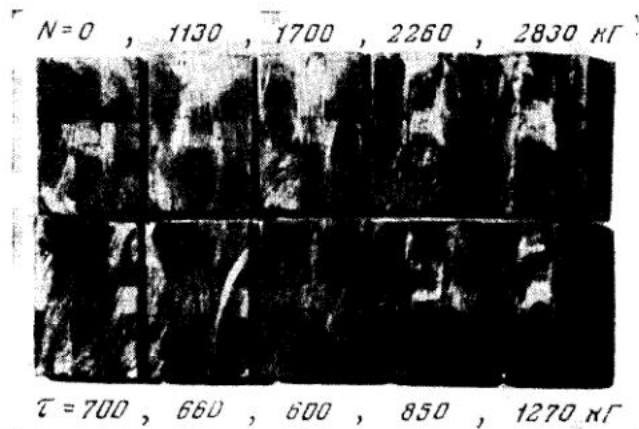


Рис. 3. Вид мостков меди, разрушившихся при различных усилиях N и τ

равной 40 кг/мм^2 , срез мостика получается при относительном перемещении в $2,5 \text{ мм}$. При давлении же 70 кг/мм^2 мостик не срезается даже при перемещении в 15 мм . При этом максимальное сопротивление срезу соответственно возрастает в 2 раза для меди и в 1,5 раза для малоуглеродистой стали.

3. При малых нормальных нагрузках разрушение мостика происходит за счет среза, параллельного плоскости пластин, а при больших нагрузках происходят значительное перемещение мостика и одновременное его деформирование. Кроме того, по направлению движения мостика образуется навал, а на месте его старого расположения образуется вмятина. Разрушение мостика при срезе происходит под углом к поверхности (видимо, по направлению максимальных касательных напряжений). Известно [1], что при одновременном действии нормальных и касательных напряжений главное напряжение не совпадает с направлением сжатия, а касательное с направлением среза.

2. ОБРАЗОВАНИЕ ЗАДИРОВ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

В работе [2] были описаны опыты по изучению процесса сцепления со сдвигом по методике, аналогичной методике, предложенной Б. И. Костецким [3]. При этом особое внимание было обращено на возможность практического осуществления подобного рода сварки.

Результаты этих опытов интересны с точки зрения выяснения деталей процесса сухого трения.

На рис. 4 приведены зависимости тангенциальной силы от перемещения при различных нормальных нагрузках для алюминия, поверхность которого обработана напильником (размеры образцов 30×30 , 26×60 и толщина 5 мм). Из рисунка видно, что при данной нормальной нагрузке

ке с ростом перемещения увеличивается сила трения (тангенциальные усилия), следовательно, в этом случае можно говорить о коэффициенте трения только при данной величине перемещения. Кривая зависимости $\tau(s)$ делится на два участка — быстрого и медленного роста. Чем больше нормальное давление, тем при больших перемещениях будет переход

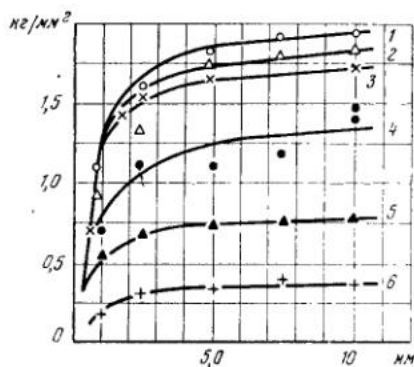


Рис. 4. Зависимости тангенциального усилия от перемещения при различных нормальных нагрузках для алюминия.

N равно: 1 — 0,9; 2 — 0,8; 3 — 0,5; 4 — 0,4; 5 — 0,13; 6 — 0,16 кг/мм²

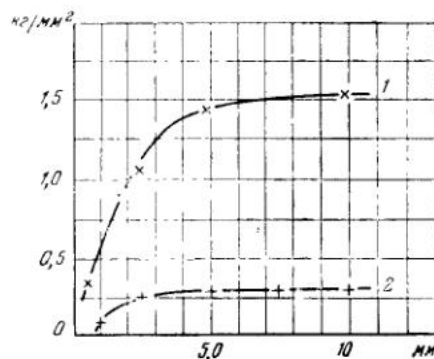


Рис. 5. Зависимости сопротивления разрушению тангенциальными усилиями после снятия нормальных нагрузок.

1, 2 — при $N = 0$

к участку сравнительно медленного роста. Величина коэффициента трения при этом растет и при больших перемещениях приближается к 3.

На рис. 5 приведены две кривые сопротивления металла разрушению тангенциальными силами после снятия нормальной нагрузки. Из сравнения этих кривых с кривыми на рис. 4 видно, что в зоне медленного роста тангенциальных нагрузок сопротивление разрушению после снятия нагрузки достигает 85—90% от сопротивления разрушению при наличии нагрузки. При малых перемещениях отношение разрушающих нагрузок получается порядка 50%. Таким образом, при больших перемещениях сопротивление сдвигу в основном определяется возникшими зонами сцепления.

Для объяснения полученных закономерностей было проведено микроскопическое изучение зон сцепления образцов из алюминия, меди и железа. Во всех случаях и для всех металлов (опыты проводились также с оловом и свинцом) зона сцепления имеет одинаковый вид (рис. 6). Сначала идет некоторое углубление в поверхности, далее крутой подъем с навалом впереди. Видно, что разрушение места сцепления произошло по плоскости подъема, причем длина и глубина впадины и площадь пятен сцепления зависят от величины сдвига и нормального давления. Чем больше сдвиг, тем больше площадь пятна сцепления; чем больше давление, тем при данном сдвиге больше площадь пятна.

При сравнении разрушения искусственных мостиков, описанного выше, и разрушения мостиков сцепления при сухом трении можно убедиться в их полной идентичности. Возникающий мостик сцепления передвигается по мере сдвига, вырывая углубление в поверхности и одновременно образуя навал впереди себя (рис. 7).

Разрушение этих мостиков возможно только после снятия или уменьшения нормальной нагрузки. При этом не обязательно, чтобы разрушение происходило по месту образования сцепления, тем

более, что к моменту разрушения плоскость сцепления не соответствует плоскости разрушения. Таким образом, при каждом разрушении мостика сцепления происходит перенос металла с одной поверхности на другую.

Проведенные опыты подтверждают, что процесс сухого трения есть процесс возникновения и разрушения мостиков сцепления, хотя процесс разрушения является более сложным, чем простой срез.

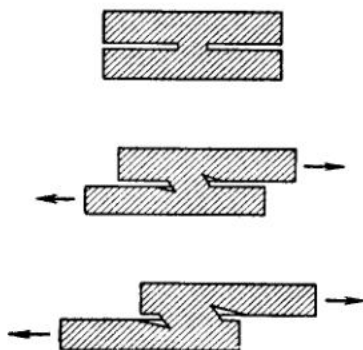


Рис. 6. Схема деформирования мостика при сдвиге

Рассмотрим далее процесс трения от начала движения с целью выявления различных факторов. Очевидно, что в первый момент движения вступившие в контакт неровности поверхностей начинают сдирать в отдельных местах окисные пленки, а так как эти пленки очень тонки, составляют несколько десят-

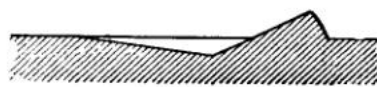


Рис. 7. Схема зоны сцепления

ков ангстрем, то они располагаются где-то между неровностями, не препятствуя образованию пятен контакта. Далее возникают отдельные, сначала небольшие зоны сцепления. По мере увеличения сдвига эти зоны объединяются, увеличиваясь по площади, причем вследствие высокой пластичности металла в условиях сжатия и сдвига по мере относительного перемещения образцов происходит возникновение новых очагов сцепления без разрушения ранее возникших мостиков. При некотором перемещении дальнейший рост числа сцеплений уменьшается и небольшой рост сопротивления сдвигу будет происходить главным образом из-за деформации и упрочнения мостиков сцепления.

Прекращение образования новых пятен сцепления, возможно, связано с тем, что по мере перемещения мостиков сцепления возрастает сопротивление нормальным нагрузкам, что ведет к увеличению зазора между пластинками. Так объясняется сначала быстрый, а затем замедленный рост усилий сдвига на кривой $\tau(s)$. Чем больше нормальное давление, тем больше возникает зон сцепления и тем позднее начинается замедление роста усилий сдвига.

Возникает вопрос, чем определяется площадь возникающих зон сцепления. Из хода кривых на рис. 4 видно, что предположение о том, что площадь определяется нормальным давлением, является неверным. Это следует хотя бы из того, что сопротивление сдвигу есть функция перемещения. Кроме того, неверность этого предположения видна из величины самого коэффициента трения.

Ранее мы отметили, что коэффициент трения получился равным 2,5—3. Но сопротивление неровностей пластическому сжатию практически равно твердости металла. Сопротивление срезу даже в условиях повышенной пластичности не превысит предела прочности, а если и превысит, то незначительно. Значит, коэффициент трения не может быть

выше 0,3—1, если считать, что площадь сцепления определяется только нормальным давлением. Очевидно, при сдвиге площадь сцепления резко возрастает, на что уже указывалось в литературе [4] и что показали наши прямые измерения площадей разрушенных зон сцепления. Это возрастание обусловлено влиянием сложного напряженного состояния сжатия и сдвига.

В этих условиях, в соответствии с энергетической теорией прочности, уменьшается сопротивление пластическим деформациям, и при данном нормальном давлении площадь контакта может резко возрасти.

Заметим, что после разрушения образовавшихся мостиков сцепления на поверхности остаются навалы и наросты, которые в дальнейшем, видимо, не только сдирают пленки, но и образуют зацепления с противоположащей поверхностью. Из изложенного следует, что применяемые расчеты коэффициента трения по величине сопротивления вдавливанию и срезу неправильны. Неверен также и расчет коэффициента трения, приведенный Грином, ибо картина разрушения мостика сцепления не соответствует принятой им расчетной модели. Она, видимо, будет более близка к действительности для случая трения разноименных металлов.

Заметим, что, поскольку сопротивление срезу зависит от удельной нагрузки и увеличивается с ее ростом, то обычно вычисляемый коэффициент трения должен быть убывающей функцией удельного давления, что и получается на опыте [5].

3. РАЗРУШЕНИЕ МОСТИКОВ СЦЕПЛЕНИЯ У РАЗНОИМЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

Выше мы рассмотрели явления, происходящие в начальный период относительного перемещения одноименных металлов. Если контактируют различные металлы, то решающее значение имеют относительные механические свойства металлов и физический характер возникающих между ними соединений. Нами были проведены опыты с парами медь-алюминий и медь-железо-армко. Эти пары характерны существенно различными механическими свойствами. Методами обычной холодной сварки (при приложении нормального давления) эти металлы легко соединяются и образуют прочные соединения [2]. Исследования по методике, описанной выше, привели к следующим результатам:

1) величина тангенциального усилия практически не зависит от нагрузки, а величина коэффициента трения получается порядка единицы;

2) после разрушения образцов путем отрыва или сдвига поверхность более твердого образца (железного) оказывается покрытой мелкими частицами приварившегося мягкого металла (алюминия или меди); при этом на поверхности последнего можно наблюдать многочисленные риски, свидетельствующие о пропахивании этой поверхности неровностями поверхности твердого металла;

3) сцепление между образцами после снятия нагрузки незначительно. Эти результаты объясняются тем, что при действии тангенциальных сил перемещения и деформации части мостика, принадлежащего более твердому металлу, не происходят. Наблюдается некоторая деформация зоны сцепления со стороны мягкого металла и последующий его срез.

Для поворота среза по направлению максимальных касательных напряжений необходимо образование навала, что в свою очередь требует

наличия впадины на противоположном образце. И поскольку такой впадины в более твердом металле не образуется, то срез идет примерно параллельно плоскости образцов. Этим же объясняется и сравнительно малая пластичность сцепления со стороны мягкого металла.

Как было указано выше, в опытах с разноименными металлами, несмотря на весьма значительный перенос металла с одного образца на другой, остаточное сцепление получается очень небольшим. Это объясняется тем, что в данном случае разрушение образующихся сцеплений происходит вскоре же после их образования, и процесс сдвига сводится к непрерывному разрушению и образованию новых сцеплений. В результате количество сцеплений, существующих в данный момент, оказывается небольшим и недостаточное сопротивление сдвигу — незначительным.

При сдвиге одноименных образцов в исследованном интервале смещений возникшие зоны сцепления не разрушаются, а по мере продвижения образцов и с ростом сопротивления сдвигу они увеличиваются по площади. Однако достаточно изменить механические свойства образцов, как картина изменяется. Например, были проделаны такие опыты: медь была наклепана, а железные образцы отожжены так, чтобы твердость железных и медных образцов стала, примерно, одинаковой. В этом случае при сдвиге механизм образования и разрушения сцеплений стал близок к тому, что наблюдалось в опытах с одноименными парами, т. е. разрушение шло по площадкам, наклонным к плоскости образцов. При этом образовались впадины и навалы, но их было значительно меньше, чем в опытах с одноименными образцами.

4. ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПЛЕНОК НА МЕХАНИЗМ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СЦЕПЛЕНИЙ

Нами были проведены исследования по изучению влияния механических свойств поверхностных пленок на возникновение сцепления. На поверхность медных образцов наносились пленки из никеля и олова, а на поверхность алюминия — оксидные пленки. Кроме того, на поверхность медных, алюминиевых и железных образцов наносились тонкие пленки смазки. В случае, когда пленки были тверже, чем основной металл (окисная пленка на алюминии, никель на меди), картина возникновения сцепления качественно не отличалась от того, что происходит после обработки металла напильником, шлифованием или при прокате.

Количественные результаты определяются давлением, необходимым для продавливания пленок. Чем больше несущая способность пленок, тем при больших нормальных давлениях и перемещениях будет возникать сцепление между нижележащими металлами.

Конечно, при относительных перемещениях возникают сцепления и по пленкам, но их твердость очень большая, по сравнению с твердостью нижележащего металла (медь H_v — 80 кг/мм², никель H_v — 500 кг/мм²) и поэтому удельные давления, достаточные для возникновения сцепления у меди, совершенно недостаточны для возникновения больших по площади сцеплений между пленками никеля.

При относительных перемещениях алюминиевых образцов, покрытых окислами, появляются продукты износа — черный порошок, который представляет собой разрушенный окисел. Если пленка более пластичная и менее твердая, чем основной металл, то картина меняется. Например, при пленке олова на меди сцепление возникает между мягкими пленками олова, причем они не сдирают друг друга и не образуют навалы,

так как для этого должен деформироваться нижележащий металл. Поэтому при относительном перемещении из-под пленок не появляется нижележащий металл. Величина коэффициента трения при этом не зависит от перемещения и получается равной 0,55.

При наличии тонкого слоя смазки сцепления в диапазоне применяемых давлений, как правило, не возникало. Но в тех случаях, когда на поверхности все же возникали отдельные задиры (при опытах с медными образцами), их форма была такой же, как и при отсутствии смазки.

Следует отметить, что во всех опытах с чистыми металлами (медь, железо-армко, алюминий, олово, свинец) возникновение и разрушение сцепления при сдвиге происходили совершенно идентично и каких-либо особенностей, указывающих на различную схватываемость металла, в этих условиях обнаружено не было.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Д. Томленов. Теория пластических деформаций металлов. Машгиз, 1954.
2. С. Б. Айнбиндер. Холодная сварка металлов. Изд-во АН СССР, 1957
3. Б. И. Костецкий. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1953.
4. McFarlane J. S., D. Tabor. Proc. Roy. Soc., ser. A, 1950, 202, 244.
5. И. В. Крагельский, И. Э. Виноградова. Коэффициент трения. Машгиз, 1955.

Ю. М. Виноградов

ВЛИЯНИЕ СУЛЬФИДОВ НА ТРЕНИЕ И ИЗНОС МЕТАЛЛОВ

Обогащение серой поверхностных слоев стали повышает их антифрикционность и представляет пример создания поверхностных пленок, состоящих из химических соединений металла с активными элементами, уменьшающих силу трения или повышающих долговечность трущихся металлических пар. Наиболее известным и распространенным способом использования этого эффекта является введение в смазочные масла химических присадок, содержащих активные соединения серы. Присадки такого рода широко применялись для гипоидных передач уже в 1937., к тому же времени относится и внедрение сульфозфрезолы для обработки металлов резанием.

В числе многих работ, посвященных исследованию серусодержащих присадок к маслам и их действия, следует упомянуть статьи Дэви, Кэмпбелла и др. [1—6]; одной из первых работ, объясняющих эффективность химически активных компонентов смазок, явилась статья И. Е. Гребенщикова об использовании химического действия смазки при полировке стекла [7].

Дальнейшее развитие идеи о смазывающем действии химических соединений, образующихся на металлах, дано в работах ряда исследователей трения и износа металлов, в частности, Боудена и его сотрудников [8, 9], а также в работах, посвященных исследованию действия смазки при резании металлов [10—12].

Данные этих исследований объясняют смазывающее действие поверхностных пленок, в том числе и сульфидных, тем, что при трении эти пленки предотвращают схватывание металлов и локализируют разрушение микроконтактов благодаря меньшему сопротивлению сдвигу, так что это разрушение не вызывает пластических деформаций, распространяющихся в глубь металла. При этом, однако, возникает вопрос, может ли такое повышение противозадирных свойств металлов, достигаемое за счет легкости разрушения поверхностных слоев трущихся металлов, означать аналогичное увеличение их износостойкости в условиях длительной эксплуатации и не будет ли, наоборот, повышаться интенсивность изнашивания.

Последний вопрос весьма актуален, так как в случае положительного ответа сульфидирование могло бы иметь большое перспективное значение как средство увеличения долговечности трущихся деталей машин, а может быть и частичной замены антифрикционных цветных металлов сульфидированными черными металлами, в противном же случае его использование будет ограниченным. Для ответа на этот вопрос необходима экспериментальная проверка износостойкости сульфидных пленок в различных условиях трения, которая позволила бы определить, где применение сульфидирования рационально.

В настоящем исследовании был проведен ряд опытов по определению влияния сульфидных покрытий на изнашивание металлов при различных условиях трения. Для получения сульфидных покрытий были использованы методы обработки в соляных ваннах, разработанные в НИИХИММАШ [13], а также метод, разработанный во Франции в SATS [14].

Состав ванн НИИХИММАШ:

1. Ванна 2/6 №1 (на натриевой основе).

роданистый натрий — 2 г;
тиосульфат натрия — 6 г.

На 100 г расплава:

сернистый натрий — 55 %;
хлористый калий — 45 %.

После обработки ферросплавов в этой ванне на поверхности образуется слой, обогащенный серой. Послойный химический анализ показал, что глубина проникновения серы превышает 0,5 мм; рентгеноструктурным анализом установлено, что до глубины 0,03—0,04 мм преобладающей структурой являются сульфиды FeS.

2. Ванна 2/6 № 3 (на литиевой основе):

роданистый натрий — 2 г;
тиосульфат натрия — 6 г.

На 100 г расплава:

хлористый литий — 46,9 %;
сернистый калий — 25,4 %;
хлористый калий — 27,7 %.

Температура обработки в описываемых экспериментах 560°, время 1 час.

После обработки в этой ванне обогащение серой происходит в меньшей степени и до меньшей глубины (порядка 0,3—0,4 мм), пленка

сульфидов FeS образуется, но структура их выражена менее четко, чем в предыдущем случае.

3. Низкотемпературная ванна НИИХИММАШ 75/25:

роданистый калий — 75%;
тиосульфат натрия — 25%.

Температура обработки 220°, время 3 часа.

После обработки в этой ванне сера проникает на глубину не более 0,1 мм; структура поверхностного слоя частично сульфиды (2—3 мк), наличие которых фиксируется лишь с трудом электронографом, а частично окислы Fe₃O₄.

Приведенные три метода сульфидирования были выбраны в качестве тех, при которых получается чистое сульфидирование, в то время как при других способах иногда получается соединение сульфидирования с азотированием. В качестве такого метода для сравнения был взят один из методов, разработанных во Франции, а именно состав, показавший из четырех предложенных в патенте SASS, наилучшие результаты:

цианистый натрий — 34%;
сернистый натрий — 7%;
углекислый натрий — 16%;
углекислый калий — 16%;
хлористый натрий
и хлористый калий — 27%.

Температура обработки 560°, время 1 час.

После обработки в этой ванне на поверхности металла образуется незначительная сульфидная пленка, в основном же происходит обогащение нитридами и карбидами. Некоторые исследователи [15] считают, что именно такая двойственная природа должна давать положительный эффект.

Испытания образцов, обработанных в этих ваннах, показывают повышение противозадирных качеств металла.

Насколько сильно это повышение, можно судить по графикам результатов испытаний баз смазки (рис. 1) и в веретенном масле (рис. 2) на четырехроликовой машине трения, дающей надежный критерий склонности материалов к заеданию. Из расположения кривых видно, что сульфидирование сильнее всего повышает противозадирные качества, причем значительнее всего это повышение сказывается при обработке в ванне 2/6 №1 (структурный анализ указывает на наличие сплошной пленки сульфидов), эффект несколько слабее при обработке в ванне SATS и в ванне 2/6 №3, дающих меньшее обогащение сульфидами, и в низкотемпературной ванне, когда количество и глубина проникновения сульфидов наименьше. При испытании без смазки разница выявляется в более выпуклой форме, чем при испытаниях со смазкой. Это объясняется тем, что противозадирный эффект, достигаемый при сульфидировании, настолько значителен, что наличие смазки практически почти не повышает грузоподъемность сульфидированных образцов, тогда как при испытаниях необработанной стали введение смазки сказывается чувствительным образом. Характерно также то, что при самых малых нагрузках преимущество сульфидирования не выявляется, зато с увеличением давления сульфидированные образцы выдерживают нагрузку, значительно превышающую ту величину, при которой необработанная сталь катастрофически разрушается.

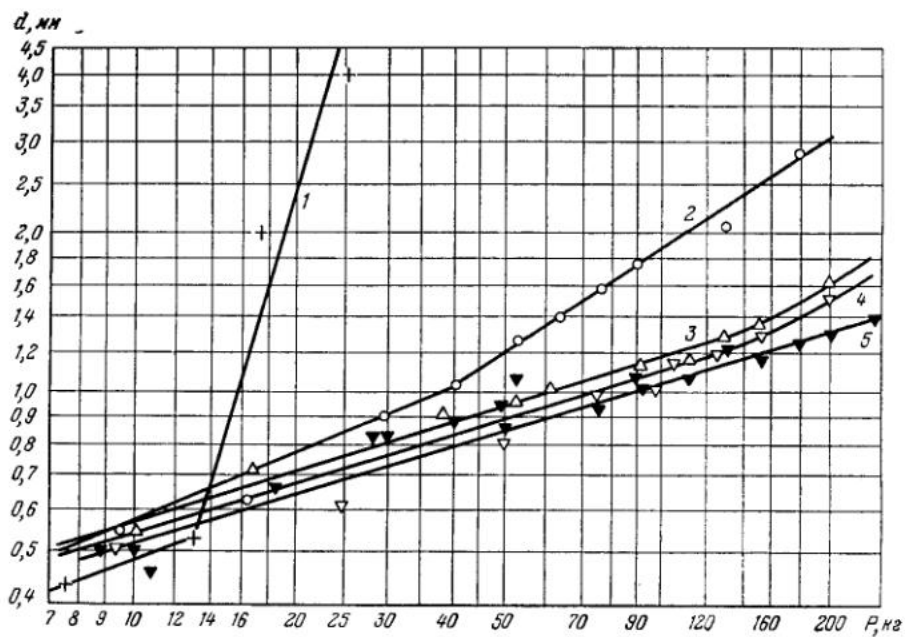


Рис. 1. Диаметр лунки износа от нагрузки при испытаниях всухую образцов из Ст. 45 без смазки:

1 — Ст. 45 без обработки; 2 — ванна НИИХИММАШ 75/25; 3 — ванна НИИХИММАШ 2/6 № 3; 4 — ванна SATS; 5 — ванна НИИХИММАШ 2/6 № 1; Материал конуса Ст. 40X; $n = 300$ об/мин

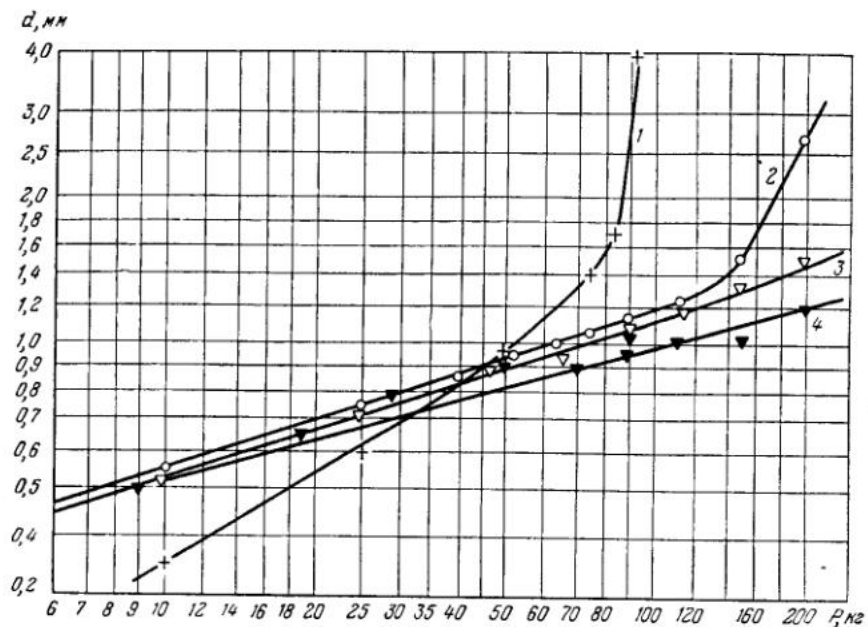


Рис. 2. Диаметр лунки износа от нагрузки при испытаниях образцов из Ст. 45 в веретенном масле:

1 — Ст. 45 без обработки; 2 — ванна НИИХИММАШ 75/25; 3 — ванна НИИХИММАШ 2/6 № 3; 4 — ванна НИИХИММАШ 2/6 № 1. Материал конуса С. 40X; $n = 300$ об/мин

Ранее [13] аналогичные результаты были получены для других металлов. Для иллюстрации разницы в характере износа металлов при описанных выше испытаниях для разных методов обработки приведены

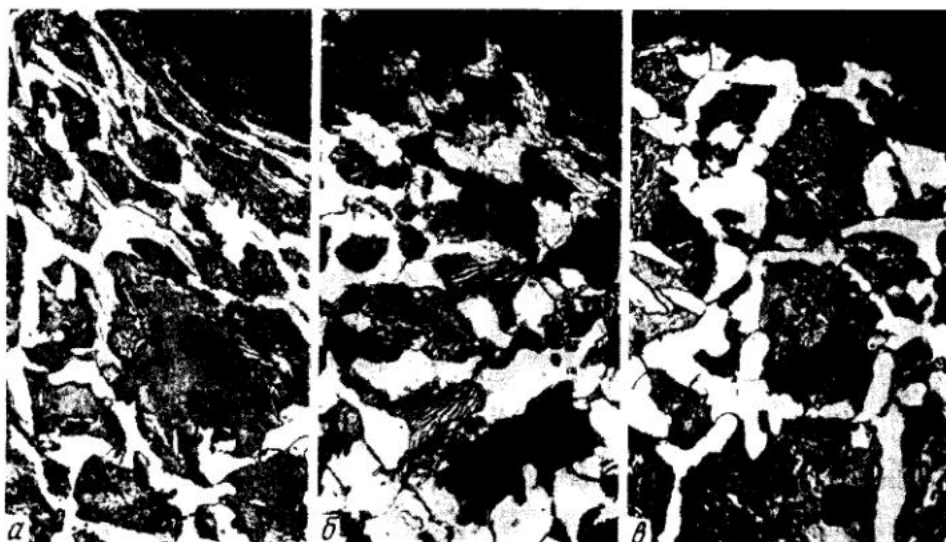


Рис. 3. Фотографии микрошлифов разрезов лунок износа.
 а — Ст. 45, необработанная; б — Ст. 45, сульфидированная в ванне 75/25; нагрузки, 18,5 и 90 кг;
 в — Ст. 45, сульфидированная в ванне 2/6 № 3; нагрузка 90 кг

фотографии микрошлифов разрезов, сделанных по лункам (рис. 4). Из фотографий микрошлифов (рис. 3, а, б, в) можно заметить, что максимальная деформация поверхностных слоев металла произошла у необработанного образца (несмотря на меньшую нагрузку), минимальная — у образца, сульфидированного в ванне 2/6 № 3 (рис. 3, в).

Характер изменения величины коэффициента трения при сульфидировании зависит от условий трения — скорости скольжения $V_{ск}$, удельного давления p , наличия смазки. Так, например, при испытаниях на машине трения МТ-3, на которой трение осуществлялось между плоскими торцами цилиндров при $V_{ск} = 85$ м/мин и $p = 9$ кг/см² с погружением в смазочную жидкость (керосин или трансформаторное масло), коэффициент трения μ стали 45 по сульфидированному чугуно оказался значительно ниже (особенно при трении со смазкой керосином), чем при трении по необработанному чугуно или по бронзе (рис. 4).

При испытаниях по аналогичной кинематической схеме [13], проводившихся на торцевой машине трения Чернышова и Богданова без смазки с $V_{ск} = 1,35$ м/мин и $p = 10—100$ кг/см², коэффициент трения μ закаленной стали Х18 по сырому чугуно изменялся в интервале давлений 20—40 кг/см² от 0,3 до 0,25, а по сульфидированному чугуно от 0,2 до 0,16, причем в первом случае при $p > 40$ кг/см² наступал задир, а во втором с повышением до 100 кг/см² уменьшался до 0,12.

При испытаниях на приборе ГП-1, где определялся μ между образцами цилиндрами диаметром 5 мм, скользящими по пластине с весьма низкой скоростью скольжения без смазки при $p = 0,17—3,4$ кг/см², были получены данные, показывающие, что результаты зависят от того, как расположены трущиеся пары (табл. 1). При суль-

фидировании образцов, скользящих по пластине, μ значительно снижался, при сульфидировании же неподвижной пластины, по которой скользили образцы, он даже несколько повышался, по-видимому, за счет большего внедрения цилиндрических образцов в сульфидированную поверхность.

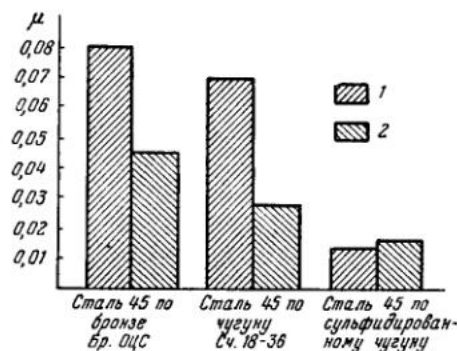


Рис. 4. Коэффициенты трения μ Ст. 45 по чугуну Сч. 18—36, чугуну, сульфидированному в ванне 2/6 № 3 и Бр. ОЦС.

1 — в керосине; 2 — в трансформаторном масле

Наконец, при трении сульфидированных образцов по сульфидированной пластине μ оказался таким же или незначительно ниже, чем при трении сульфидированных образцов по неподвижной несulfидированной пластине. Существенное значение при этой методике испытаний имеет предварительная обработка поверхности пластин, что видно из сравнения результатов, полученных с пластинами, отполированными с различной степенью чистоты.

Таблица 1

Значения коэффициента трения при испытаниях на приборе ГП-1

Удельное давление, кг/см ²	Чистота отполированной пластины				
	10		9		
	Материал трущихся пар				
	сталь 45 по стали 45	сталь 45, сульфидированная по стали 45	сталь 45 по стали 45	сталь 45 по-сульфидированной стали 45	сталь 45, сульфидированная по сульфидированной стали 45
0,17	—	—	0,5	0,55	0,5
0,34	0,325	0,275	0,51	0,55	0,5
0,51	—	—	0,51	0,56	0,5
0,85	0,3	0,240	0,48	0,53	0,47
1,7	0,3	0,210	—	—	0,44
3,4	0,3	0,215	—	—	—

Все эти данные подтверждают, что слой сульфидов является сильным противозадирным средством, могут уменьшать силы трения между поверхностями, а решение вопроса о характере влияния сульфидных покрытий на износостойкость в условиях длительного истирания зависит от условий трения. Эти условия могут быть бесконечно разнообразны, а потому и выводы для разных случаев могут быть различными. В излагаемом исследовании основные эксперименты в этой области были проведены на машине трения Амслера (машине МИ).

При этом трение происходило между наружной поверхностью цилиндрического ролика и внутренней поверхностью вкладыша, представляющего собой сегмент того же радиуса. Скорость скольжения была постоянной, удельное давление изменялось от 67 до 133 кг/см². Опыты производились без смазки и со смазкой веретенным и трансформаторным маслами, заполнявшими ванночку так, что в смазку была погружена нижняя часть ролика. Материал ролика — сталь 45 нормализованная, материал вкладыша — чугун сч. 18-36.

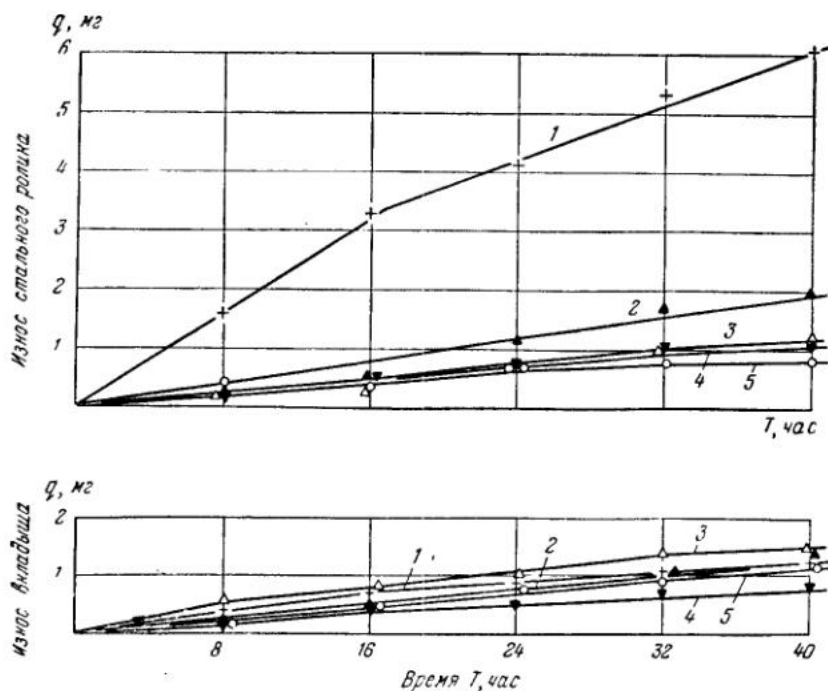


Рис. 5. Износ стальных роликов и вкладышей из различных материалов при испытании на машине Амслера:

1 — чугун Сч. 18-36 без обработки; 2 — чугун, сульфидированный в ванне НИИХИММАШ 75/25; 3 — чугун, сульфидированный в ванне SATS; 4 — чугун, сульфидированный в ванне НИИХИММАШ 2/6 № 39; 5 — бронза Бр. ОЦС

При трении без смазки при $p=30$ кг/см² по несulfидированному чугуно заедание наступило уже через 650 оборотов при износе ролика 111 мг и вкладыша 171 мг; при трении по sulfидированному вкладышу за 40 000 оборотов износ ролика составил 86 мг и вкладыша 28 мг, т. е. интенсивность изнашивания была значительно меньше. Кратковременность этих испытаний не позволяет сделать обобщающих выводов о преимуществе sulfидирования. При испытании других комбинаций материалов (sulfидированная сталь по несulfидированному чугуно и sulfидированная сталь по sulfидированному чугуно) — результат получился хуже, вследствие чего в дальнейших испытаниях была взята пара сталь — sulfидированный чугун. Следует отметить, что в некоторых случаях оптимальный результат получается при sulfидировании обоих элементов трущейся пары [16].

Последующие испытания проводились на таких режимах трения, которые не вызвали быстрого заедания несulfидированного чугуна и давали возможность сравнить износ за значительный период работы.



Рис. 6. Фотографии поверхностей вкладышей после испытания на машине Амслера в течение 40 час.
а — чугун Сч. 18-36; б — чугун сульфидированный в ванне НИИХИММАШ 2/6 № 3;
в — бронза Бр. ОЛС

При трении со смазкой в веретенном масле при $p=67 \text{ кг/см}^2$ сульфидированные образцы, как это видно из графиков, представленных на рис. 5, показали повышение износостойкости. Из расположения кривых следует, что износ вкладыша при обработке в ванне для среднетемпературного сульфидирования (2/6 № 3) сокращается вдвое, а износ ролика, работающего в паре с сульфидированным вкладышем, в 5—6 раз. При низкотемпературном сульфидировании также достигается сокращение износа, но в меньшей степени. Разница в характере износа трущихся поверхностей представлена на фотографиях внутренней поверхности вкладышей (рис. 7, а, б, в). У вкладыша из необработанного чугуна на поверхности образовались сравнительно значительные разрушения (рис. 6, а) у вкладыша из сульфидированного чугуна образовавшиеся впадины гораздо меньше, большая часть поверхности в результате приработки совершенно гладкая (рис. 6, б). Несколько иной характер, но также без разрушений, имеет поверхность бронзового вкладыша (рис. 6, в). Учитывая, что испытания длились по 10 час., результаты являются достаточно убедительным доказательством повышения износостойкости при сульфидировании в данных условиях работы. При указанном режиме сульфидированный чугун оказывается равноценным такому антифрикционному материалу, как бронза Бр. ОЦС 6—6—3 (рис. 4). Однако это положение справедливо не для всех условий трения. При увеличении нагрузки вдвое ($p=134 \text{ кг/см}^2$) у сульфидированных чугунов интенсивность изнашивания примерно такая же, как у необработанных, а у сопряженных стальных роликов в некоторых опытах даже выше (табл. 2). Эти условия трения более жесткие, и в среднем интенсивность изнашивания вкладышей здесь в 3—4 раза выше, чем в первом случае, а для роликов почти в 100 раз. Вместе с тем, на износе бронзы такое увеличение нагрузки мало отражается; износ бронзового вкладыша увеличивается всего вдвое, но сопряженный ролик практически не изнашивается (вес его не уменьшается, так как начинается явление налипания — переноса частиц вкладыша на ролик). Таким образом, в этих условиях сульфидированные чугуны как антифрикционные материалы уступают бронзе.

Если взять еще более тяжелый режим работы — при том же $p=134 \text{ кг/см}^2$ применить для смазки менее вязкое трансформаторное масло, — то интенсивность износа будет еще сильнее, причем, как и в предыдущем случае, сульфидированные чугуны не имеют преимуществ перед нессульфидированными. Бронза в этих условиях оказывается непригодным материалом в смысле износостойкости, так как интенсивность износа бронзового вкладыша была очень велика ($\sim 120 \text{ мг/час}$); износа стальной цапфы здесь также не удалось установить путем взвешивания из-за явления налипания бронзы.

Наконец, при $p=100 \text{ кг/см}^2$ и смазке веретеным маслом получается, что при сульфидировании в наиболее эффективных ваннах (НИИХИММАШ 2/6 № 1 и SATS № 2) чугунные вкладыши снова становятся примерно равноценными бронзе. Износы самих вкладышей и сопряженных стальных цапф в этом случае оказались одного порядка. Более длительные испытания подтвердили, что при этом режиме работы сульфидированные чугуны сохраняют длительную износостойкость, по-видимому, эти условия ($p=100 \text{ кг/см}^2$ при $v_{\text{ск}}=25 \text{ м/мин}$) являются для них предельными (табл. 2).

Таким образом, до определенных пределов антифрикционные качества сульфидированного чугуна могут позволить ему конкурировать с бронзой, но по мере увеличения удельного давления наступает

Износ цапфы и вкладыша при испытаниях на машине трения Амслера в течение 3 час.

Материал вкладыша	Износ стальной цапфы, мг			Износ вкладыша, мг		
	С м а з к а					
	Веретенное масло		Трансформаторное масло $\rho=13,4$ кг/см ²	Веретенное масло		Трансформаторное масло $\rho=13,4$ кг/см ²
	$\rho=100$ кг/см ²	$\rho=134$ кг/см ²		$\rho=100$ кг/см ²	$\rho=134$ кг/см ²	
Чугун Сч. 18-36 необработанный	4,3—25,7	42,1—44,2	63,6	0,1—0,3	1,8—3,2	5,8
Чугун, Сч. 18-36 сульфидированный в ванне 2/6 № 3	16,6—66,1	32,3—136,1	77,3	1,8—5,4	10,1—12,0	4,5
Чугун Сч. 18-36 сульфидированный в ванне 2/6 № 1	0,2—2,6	34,8—100,2	135,8	3,8—4,3	1,7—3,7	6,2
Чугун Сч. 18-36 сульфидированный в ванне SATS № 2	1,5—3,0	—	207,6	0,5—0,8	—	4,7
Бронза Бр. ОЦС-6-6-3	0,2—0,5	Потери веса нет	Потери веса нет	0,1—2,1	2,2	30 (на 15 мин.)

предел, выше которого износостойкость сульфидированных чугунов оказывается ниже.

На основании вышеизложенного можно сделать следующие выводы: влияние сульфидных пленок при трении металлов может быть сильным и давать положительный эффект;

в большинстве случаев коэффициент трения при сульфидировании понижается;

сульфидные покрытия являются хорошим противозадирным средством для трущихся пар, работающих в условиях, где существует возможность заедания;

при кратковременных нагрузках сульфидированные пленки значительно повышают грузоподъемность трущихся пар;

сульфидирование ускоряет и облегчает приработку; в условиях длительного истирания сульфидные покрытия могут увеличивать износостойкость трущихся металлов, но не во всех случаях;

повышению износостойкости содействует способность сульфидных слоев к восстановлению, т. е. к перемещению вглубь металла по мере износа на глубину, превышающую первоначальную глубину проникновения серы в металл [17].

Вместе с тем, по достижении известного предела в смысле величины удельного давления или скорости скольжения эффективность сульфидирования в условиях длительной эксплуатации сходит на нет. Этим ограничивается область, в которой сульфидные пленки могут быть использованы в промышленности с целью повышения долговечности трущихся деталей машин или инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. Davey. J. Petrol. Inst., 1945, III, P. 154.
2. Davey. J. Petrol. Inst., 1946, 32, IX, p. 575.
3. Davey. J. Petrol. Inst., 1947, 33, N 287, p. 673.
4. Davey. Scient. Lubricat., 1955, 7, No 6.
5. C. F. Prutton and oth. J. Petrol. Inst., 1946, 32, II, N 266, p. 90.
6. R. B. Campbell. Conference on lubrication and Wear, 1957, X, London.
7. И. Е. Гребенщиков. Сорена. 1935. 5.
8. Bowden a. Leben. Proc. Roy. Soc. of London, 1939, 169, p. 371.
9. Bowden and Hughes. Proc. Roy. Soc. of London, 1939, 172, p. 263.
10. H. Ernst, M. E. Merchant. Amer. Soc. for Metals, 1941. October 21—39. Preprint No 53.
11. Ю. М. Виноградов. Сб. «Качество поверхности деталей машин». Изд-во АН СССР, 1951.
12. M. E. Merchant. Conference on Lubrication and Wear, 1957, 1—3 X. London.
13. Ю. М. Виноградов. Свойства металлов, получаемые при термохимической обработке сульфидированием. Сб. «Повышение стойкости деталей машин (сульфидирование)». Машгиз, 1959.
14. J. X. Foucru, R. F. Steinmetz. Deutsches Patentamt. Patentschrift 883543.
15. L. Marshall, S. J. Mansell. «Engineering», 1956, 181, No 4708, p. 425.
16. J. Nainar, F. Nasil, K. Stěpánek. Technická správa MST. 1955.
17. В. Э. Вайнштейн, Ю. М. Виноградов. Исследование изнашивания сульфидированных металлических поверхностей с помощью радиоактивных изотопов. Сб. «Повышение стойкости деталей машин (сульфидирование)». Машгиз, 1959.

М. Д. Генкин, Н. Ф. Кузьмин, Ю. А. Мишарин

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЕДАНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ СТАЛЬНЫХ РОЛИКОВ

Расчет зубчатых передач на заедание [1] состоит в определении контактной температуры в опасной зоне зацепления. Эта температура не должна превышать некоторой предельной величины, при которой смазка теряет свои смазочные и адсорбционные свойства, в результате чего наступает схватывание микрообъемов металла трущихся поверхностей. Однако этот метод расчета зубчатых передач на заедание условен, так как температуры заедания при нем не замерялись, а определялись расчетным путем при условном значении коэффициента трения 0,1.

Институтом машиноведения АН СССР совместно с Новочеркасским Политехническим институтом было проведено экспериментальное определение действительных значений коэффициентов трения и суммарной температуры в зоне контакта, которая равна сумме объемной температуры, замеряемой при помощи термомпары и местной мгновенной температуры, вычисляемой (для сталей) по формуле Блока [2].

Так как объемные температуры контактирующих тел отличаются друг от друга, то при определении суммарной температуры в контакте вместо объемной температуры правильнее подставлять в формулу Блока «приведенную» температуру контактирующих тел [3].

В настоящем исследовании измерялась температура только одного (малого) ролика — образца, который имел меньшую поверхность охлаждения, чем сопряженный с ним большой ролик, и поэтому нагревался больше. На основании работы [3] можно считать, что объемная

температура малого образца не превышала в наших опытах «приведенную» температуру образцов более чем на 10° .

Исследование проводилось на роликовой машине конструкции Н. Ф. Кузьмина [4]. Машина была модернизирована, что позволило получить скорости скольжения образцов до 25 м/сек при максимальном контактом напряжении сдвига до 5000 кг/см^2 . Качающаяся бабка машины была изготовлена из двух частей с целью устранения перекоса осей роликов в процессе работы. Исследовались ролики диаметрами 60 и 90 мм из сталей 45, ОХМ, ОХН1М, ОХН3М с поверхностной твердостью $H_B < 350$, сталей 12ХН3А и 12Х2Н4А (цементация и закалка до $R_c \geq 58$) и 38ХМЮА (азотирование, $H_V = 800$). Чистота рабочих поверхностей роликов $\nabla\nabla\nabla$ 8. Часть образцов из сталей ОХН3М, ОХМ и 12Х2Н4А, имела чистоту $\nabla\nabla$ 6 и $\nabla\nabla\nabla\nabla$ 10. Эти образцы предназначались для исследования влияния частоты поверхности на величину коэффициента трения. Образцы смазывались маслами МК-8 (8,23 сст при 50°), турбинным Т (27,7 сст при 50°) и МС-20 (20,87 сст при 100°). Заедание исследовалось на образцах из сталей 45, 12Х2Н4А и 38ХМЮА при смазке маслами МК-8 и МС-20 при двух значениях удельного скольжения η : 1,5 и 2,63. Последнее на малом ролике определяется по формуле

$$\eta = \frac{v_2 - v_1}{v_1}$$

где v_1, v_2 — окружные скорости малого и большого роликов ($v_2 > v_1$).

Масло в зону контакта образцов подавалось под давлением при помощи масляного насоса. Расход масла составлял до 25 л/мин .

В первой части работы исследовалось влияние различных факторов на изменение коэффициента трения, во второй проверялся температурный критерий заедания Блока. Момент наступления заедания фиксировался по резкому увеличению коэффициентов трения в зоне контакта.

Приработка образцов производилась до наступления постоянной величины момента трения, который замерялся динамометром при скорости скольжения 10 м/сек и повышающейся ступенями нагрузке. После приработки задавалась рабочая нагрузка и при достижении образцом заданной температуры фиксировался момент трения.

Объемная температура образца регулировалась количеством масла, подаваемого в зону контакта, и подогревом или охлаждением его. Каждый опыт повторялся трижды, после чего определялось среднее значение момента трения. Заедание роликов исследовалось при постоянной скорости и переменном давлении, и наоборот.

1. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ

Выявить раздельное влияние на коэффициент трения сорта и вязкости масла в настоящей работе не было возможности. При постоянной средней температуре образца наибольшее значение коэффициента трения, при прочих равных условиях, получалось при смазке маслами МК-8, затем турбинным Т и МС-20. Чем больше была исходная вязкость масла (вязкость при комнатной температуре и нормальном атмосферном давлении), тем меньше был коэффициент трения.

Коэффициент трения увеличивался по мере роста объемной температуры образцов, несмотря на то, что температура масла, подаваемого насосом, оставалась постоянной (рис. 1). Чем выше были вязкость масла и температура, тем значительнее изменялся коэффициент трения. Температура поверхностей трения, воспринимаемая тончайшей смазочной пленкой, является одним из наиболее важных факторов, влияющих на коэффициент трения.

Материал образцов оказывает незначительное влияние на коэффициент трения. Сталь твердостью $H_B < 350$ при контактом напряжении $\tau < 1500 \text{ кг/см}^2$ показали несколько меньшие коэффициенты трения, чем твердые (цементированные, азотированные). При больших напряжениях этого не наблюдалось.

С изменением контактного напряжения коэффициент трения меняется незначительно. Согласно теории [5], с ростом нормального напряжения увеличивается напряжение сдвига в смазке. Но оно растет не в прямой пропорции к нормальному напряжению, а несколько отстает от него, поэтому с увеличением контактного напряжения τ значение коэффициента трения f должно падать. Это наблюдалось лишь у образцов из сталей с $H_B < 350$ (рис. 2), а у твердых образцов с ростом τ до 3000 кг/см^2 коэффициент трения практически оставался постоянным.

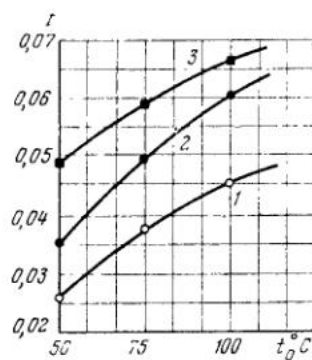


Рис. 1. Зависимость коэффициента трения f от температуры образца t_0^o .

Ст. 12Х2Н4А; $\tau = 1500 \text{ кг/см}^2$; $\eta = 1,5$; $v_{ск} = 8 \text{ м/сек}$.
1 — масло МС-20; 2 — масло турбинное Т; 3 — масло МК-8

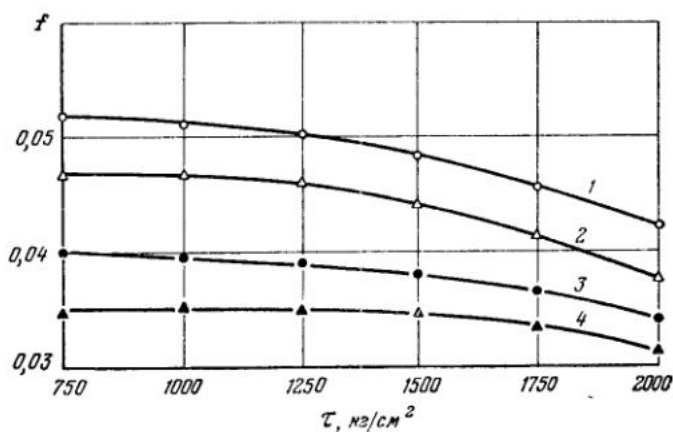


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения f от контактного напряжения τ .

Малый ролик — Ст. ОХНЭМ, большой ролик — Ст. ОХНМ.

Масло — турбинное Т; $\eta = 2$.

1, 2 — $t_0^o = 75^o \text{ C}$, скорость скольжения 7 и 10 м/сек; 3, 4 — $t_0^o = 50^o \text{ C}$, скорость скольжения 7 и 10 м/сек

С возрастанием как скорости скольжения $v_{ск} = v_2 - v_1$, так и суммарной скорости качения роликов $v_{\Sigma} = v_1 + v_2$ коэффициент трения по теории [5] должен падать. В настоящем исследовании $v_{ск}$ менялась при неизменном

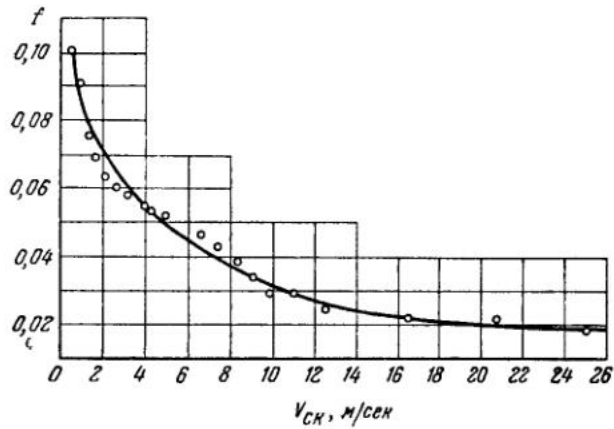


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения f от скорости скольжения $v_{ск}$
Ст. 38ХМЮА; $\tau = 2000 \text{ кг/см}^2$; $\eta = 2,63$; $t_0 = 100^\circ \text{ C}$; масло МС-20

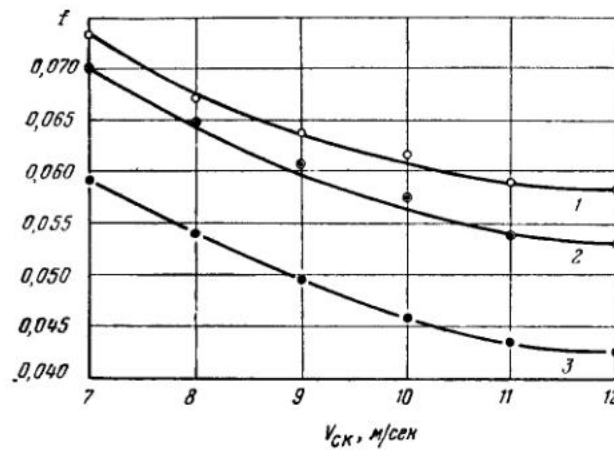


Рис. 4. Зависимость коэффициента трения f от скорости скольжения $v_{ск}$ при разных температурах.

Ст. 12Х2Н4А; $\tau = 3000 \text{ кг/см}^2$; $\eta = 2,63$.
1 — 100° C ; 2 — 75° C ; 3 — 50° C . Масло МК-8

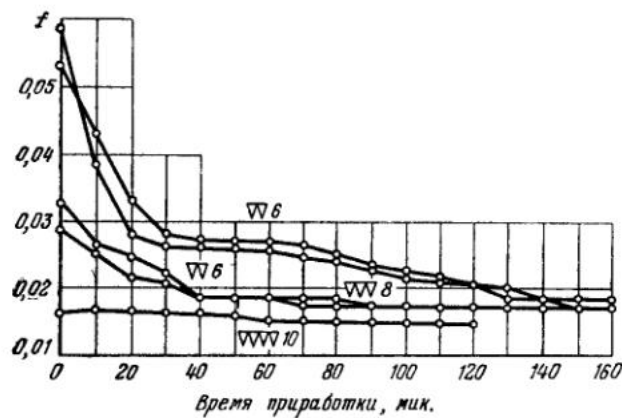


Рис. 5. Изменение коэффициента трения f при приработке.
Ст. 12Х2Н4А; $\tau = 1890 \text{ кг/см}^2$; $v_{ск} = 10 \text{ м/сек}$; $t_0 = 60^\circ \text{ C}$; масло МС-20

удельном скольжении η , т. е. с увеличением скорости скольжения одновременно увеличивалась и суммарная скорость качения. В соответствии с теорией, коэффициент трения уменьшался (рис. 3 и 4).

На рис. 5 представлены кривые изменения коэффициентов трения f при приработке образцов с различной первоначальной чистотой рабочих поверхностей. Значения f у поверхностей с исходной чистотой $\sqrt{\sqrt{6}}$ и $\sqrt{\sqrt{\sqrt{8}}}$ после приработки одинаковы. Коэффициент трения полированных поверхностей меньше, чем предыдущих даже после приработки последних.

Таким образом, исследования показали, что коэффициент трения не зависит от материала трущихся тел, незначительно меняется с изменением контактного напряжения, падает с ростом скорости скольжения, суммарной скорости качения и увеличением исходной вязкости масел, возрастает с увеличением объемной температуры трущихся тел.

Эти закономерности качественно хорошо согласуются с основными выводами контактно-гидродинамической теории смазки [5].

2. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЕДАНИЯ ОБРАЗЦОВ

Заедание образцов, изготовленных из стали 45, сопровождалось значительным повреждением поверхностей трения и наволакиванием материала, независимо от скорости скольжения. Характер заедания сталей с высокой поверхностной твердостью при скорости скольжения до 6 м/сек не отличался от такового у пластичных материалов, а при более высокой скорости поверхности имелись лишь небольшие повреждения. При этом не наблюдалось интенсивного роста коэффициента трения, но величина его заметно увеличивалась.

Образцы из цементированной и азотированной сталей чувствительны к перекошу, о чем свидетельствует возникающее в период приработки частичное заедание поверхностей, которое впоследствии быстро исчезает даже при увеличении нагрузки.

Было сделано около 200 опытов, результаты которых обработаны и представлены в виде таблиц и графиков.

Заедание роликов из указанных выше сталей при смазке маслом МС-20 возникало при большей суммарной температуре в зоне контакта, чем при смазке маслом МК-8. Основную роль в этом, по-видимому, сыграла вязкость смазки, а не ее сорт.

Надежность эмпирических критериев заедания вида $\tau v_{ск} = \text{const}$, $f \cdot v_{ск} = \text{const}$ настоящими опытами не подтвердилась. Суммарная температура в контакте $t_{\Sigma} = t_0 + \theta$ при заедании оказалась зависящей от условий трения, хотя, согласно теории Блока [2], заедание должно было бы наступить при постоянной для данной комбинации масла и материала критической температуре $t_{кр}$.

Контактное напряжение мало сказывается на величине суммарной температуры в момент заедания.

Кривые зависимости t_{Σ} от v_{Σ} при одновременно меняющейся $v_{ск}$ и постоянных значениях удельного скольжения η для сталей 45 и 12Х2Н4А при смазке маслом МС-20 представлены на рис. 6 и 7. Аналогичные кривые получены для этих сталей и стали 38ХМЮА при смазке маслом МК-8. Здесь незачерненными кружками обозначены температуры заедания t_{Σ} при удельном скольжении $\eta = 2,63$, а зачерненными при $\eta = 1,5$; стрелка у кружка обозначает отсутствие заедания.

Для того, чтобы установить, как влияют отдельно на t_{Σ} скорость скольжения и суммарная скорость качения, необходимо сравнить значения t_{Σ} соответственно при $v_{\Sigma} = \text{const}$ и $v_{ск} = \text{const}$.

При $v_{\Sigma} = \text{const}$ с ростом η растет $v_{ск}$. Отсюда, на основании графиков,

изображенных на рис. 6 и 7, следует, что в наших опытах с увеличением скорости скольжения суммарная температура в контакте при заедании образца из стали 45 уменьшалась, а из стали 12Х2Н4А увеличивалась. Перестроив графики в координатах $t_{\Sigma} - v_{\Sigma}$, можно видеть, что с ростом суммарной скорости качения t_{Σ} повышается.

Закономерность изменения t_{Σ} отдельно от v_{Σ} и $v_{\text{ск}}^{\text{н}}$ установить было нельзя из-за отсутствия данных при других значениях удельного скольжения.

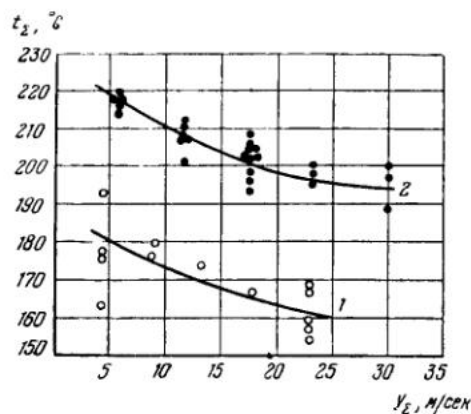


Рис. 6. Зависимость температуры заедания t_{Σ}° от суммарной скорости качения v_{Σ} для Ст. 45 и масла МС-20.

1 — $\eta = 2,63$; 2 — $\eta = 1,5$

Кривые температуры заедания образцов из Ст. 45 и твердых сталей различны. В первом случае t_{Σ} с ростом v_{Σ} и $v_{\text{ск}}$ падает, а во втором возрастает. Более резкое падение наблюдается при смазке МК-8. Для стали 12Х2Н4А кривые при $\eta = 1,5$ и $2,63$ мало отличаются друг от друга.

Полученные закономерности можно объяснить следующим.

Заедание может наступить тогда, когда толщина смазочной пленки становится меньше некоторой минимальной критической величины. Согласно гидродинамической теории смазки толщина масляной пленки возрастает с ростом v_{Σ} и уменьшается с уменьшением вязкости масла μ в зоне контакта. Эта вязкость зависит от суммарной температуры в указанной зоне. При заданных скоростях качения, скольжения и нагрузках толщина масляной пленки может изменяться за счет изменения μ .

Логично предположить, что чем лучше условия для образования гидродинамической масляной пленки, тем больше должна быть температура в зоне контакта для того, чтобы вязкость масла, а вместе с ней и толщина пленки упали до критической величины.

Если t_0 больше «критической» температуры граничного трения $t_{\text{кр}}$, то гидродинамическая масляная пленка не образуется, и заедание может возникнуть независимо от величины скорости скольжения. Если же $t_0 < t_{\text{кр}}$, то пленка может возникнуть. Вязкость масла, попавшего в зону контакта, повышается под действием высоких давлений и одновременно уменьшается из-за повышения температуры, возникающей при трении. Поэтому при высоких давлениях за счет резкого возрастания вязкости гидродинамическая масляная пленка может существовать и в том случае, когда суммарная температура в контакте больше критической температуры граничного трения.

Температура заедания в этих условиях оказывается больше «критической» температуры граничного трения.

Контактирующие поверхности всегда имеют неровности. Разрыв масляной пленки на отдельных неровностях может привести или не привести к заеданию поверхностей, в зависимости от свойств материала: если материалы склонны к схватыванию, то разрыв пленки приводит к заеданию, если нет, то не приводит, так как узлы схватывания

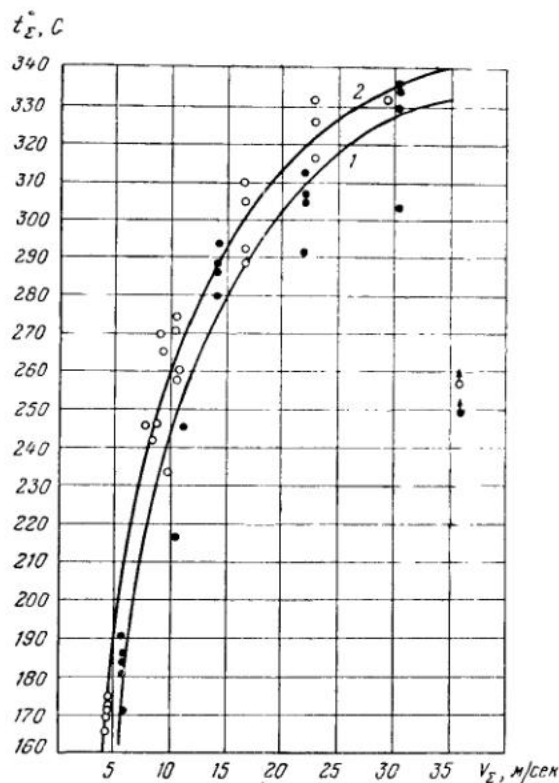


Рис. 7. Зависимость температуры заедания t_{Σ}^0 от суммарной скорости качения v_{Σ} для Ст. 12Х2Н4А и масла МС-20.

1 — $\eta = 2,63$; 2 — $\eta = 1,5$

легко разрушаются и масляная пленка между поверхностями восстанавливается вновь.

Надо полагать, что температура заедания как функция толщины пленки, т. е. условий трения, может служить критерием заедания только для материалов, мало склонных к схватыванию. Стали, склонные к схватыванию, заедают при температуре в зоне контакта, не зависящей от толщины пленки. Даже тогда, когда между поверхностями теоретически имеется масляная пленка, возможен контакт шероховатостей, который вызывает заедание у этих сталей.

ВЫВОДЫ

1. Коэффициент трения в тяжело нагруженном контакте при качении со скольжением подчиняется закономерностям контактно-гидродинамической теории смазки.

2. Предположение Блока о том, что независимо от условий трения для каждой комбинации материалов и масла существует постоянная

критическая температура, при которой наступает заедание трущихся поверхностей, в данной работе не подтверждается.

3. Температура заедания твердых сталей (цементированных, азотированных) зависит от условий трения, т. е. условия, способствующие образованию гидродинамической пленки, повышают температуру заедания.

4. Понятие «критическая температура» следует относить только к граничному трению.

ЛИТЕРАТУРА

1. Детали машин, под ред. чл.-корр. АН СССР Н. С. Ачеркана, т. I. Машгиз, 1948.
2. H. Blok. Les temperatures des surfaces dans des conditions de graissage sous pression extreme. Congress mondial du petrole, v. III. Paris, 1937.
3. М. Д. Генкин, Ю. А. Мишарин. Проверка применимости гипотезы Блока к расчету зубчатых колес на заедание. Докл. на III Всес. конф. по трению и износу. Изд-во АН СССР, 1959.
4. Н. Ф. Кузьмин. О коэффициенте трения в тяжело нагруженном контакте. «Вестник машиностроения», 1954, № 5.
5. А. И. Петрусевич. Основные выводы из контактно-гидродинамической теории смазки. Изв. АН СССР, ОТН, 1951, № 2.

М. Д. Генкин, Ю. А. Мишарин

МЕТОД ИСПЫТАНИЯ СМАЗЫВАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ МАСЕЛ НА ШЕСТЕРЕНЧАТОМ СТЕНДЕ

Противозадирные свойства масел, определенные на лабораторных машинах, часто не дают правильного представления о способности масел предохранять зубчатые колеса от заедания.

Условия образования масляной пленки между образцами, принятыми для испытаний на таких машинах и между зубьями зубчатых колес, различны. Поэтому нередки случаи, когда масло, показавшее хорошую смазывающую способность при испытании на одной машине, оказывалось непригодным при испытании на другой или при работе в зубчатой передаче [1].

За последние годы в связи с быстрым развитием газовых турбин, появлением сверхзвуковых самолетов температурный режим работы масла в зубчатых передачах стал значительно тяжелее. Для смазки редукторов газотурбинных установок требуются масла, способные работать при температурах 200—250°. В этих условиях заедание является основным видом разрушения, ограничивающим нагрузочную способность зубчатых колес. Контактная и изгибная прочности при этом во многих случаях имеют второстепенное значение. Надежная оценка смазывающей способности высокотемпературных масел и масел для высокооборотных, тяжело нагруженных зубчатых передач и рекомендация применения этих масел в ответственных зубчатых передачах не могут быть сделаны на основании результатов лабораторных исследований, без испытания масел на такой установке, где образцами служат зубчатые колеса, работающие в условиях, близких к эксплуатационным.

Необходимость испытаний смазывающей способности масел непосредственно на зубчатых колесах возникла еще в 30-х годах, в связи с применением в задних мостах автомобилей гипоидных зубчатых колес, подверженных заеданию в силу своих геометрических особенностей, а также в связи с необходимостью проверить работу обычных масел в редукторах форсированных авиадвигателей.

Впервые такая работа была проделана в Англии в 1935 г. на шестеренчатой установке, работающей по принципу замкнутого контура. Несколько позже там же были созданы установки с межцентровым расстоянием $3\frac{1}{2}$ " , которые явились прототипом современных установок УАЕ для испытания смазывающей способности масел на зубчатых колесах.

На шестеренчатых установках выполнено большое число исследований [2, 3, 4, 5, 6], связанных как с изучением самого метода испытания масел, так и с решением практических задач (подбором противозадирных присадок, определением влияния конструкторско-технологических факторов, условий работы на заедание зубчатых колес и т. п.).

В настоящее время этот метод получил признание как метод сравнительной оценки смазывающей способности масел, предназначенных для высокооборотных, тяжелонагруженных прямозубых цилиндрических зубчатых колес с большой твердостью поверхности ($R_c \leq 58$).

При этом методе испытаний наблюдается сравнительно большое расхождение результатов, основной причиной которого является несогласованность принятых критериев заедания. На результатах опытов сказываются также неоднородность материала испытываемых зубчатых колес и степень очистки масляной системы при замене масла. С другой стороны, между результатами испытаний на шестеренчатых стендах и в эксплуатационных условиях имеется удовлетворительное качественное совпадение.

Недостатками испытаний на машине УАЕ являются ограниченная возможность использования результатов для оценки смазывающей способности масел с сильными противозадирными присадками, поскольку из-за тихоходности машины питтинг часто появляется раньше заедания, а также ее непригодность для испытания высокотемпературных масел.

Институтом машиноведения АН СССР в 1950—1955 г. была разработана типовая методика испытания масел*, в которой авторы стремились избежать недостатков, присущих известным методам таких испытаний.

Стенд для испытаний

Испытания проводились на шестеренчатом стенде Ш-3 (рис. 1), работающем на принципе замкнутого контура. В испытательной коробке 5 расположены испытательные зубчатые колеса, в коробке 1 — широкие зубчатые колеса, замыкающие контур. Нагрузка создается за счет упругого закручивания валов нагрузочной муфтой 6. Вращение зубчатым колесам передается от электродвигателя 2, через редуктор 4, имеющий сменные шестерни. Межцентровое расстояние стенда 82,5 мм. Установка имеет две изолированные маслосистемы. Испытуемое масло подогревается в теплообменнике. В качестве теплоносителя при нагреве масла до 100° используется дистиллированная вода, до 200° — дифенил-оксид, дифенил или даутерм.

* Авторское свидетельство № 106768.

Испытательные зубчатые колеса

Для того чтобы обеспечить возникновение заедания зубьев раньше других видов разрушения (питтинга, поломки), в качестве испытательных зубчатых колес авторами были приняты зубчатые колеса с увеличенной, против обычно применяемой, высотой зуба. Эти колеса имеют

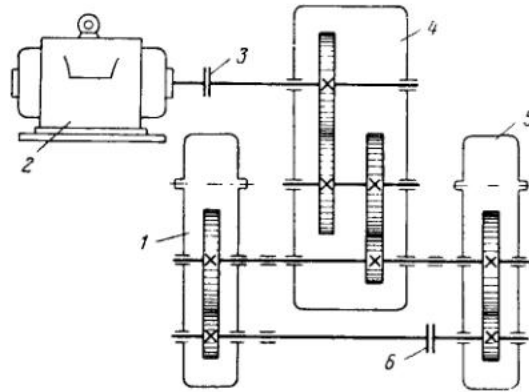


Рис. 1. Схема станда Ш-3.

1 — замыкающая коробка; 2 — электродвигатель; 3 — соединительная муфта; 4 — редуктор; 5 — испытательная коробка; 6 — нагрузительная муфта

повышенную скорость скольжения на профилях в точках, опасных по заеданию. Коэффициент перекрытия их равен 2,268.

Нарезание таких зубчатых колес производится на обычных зубофрезерных станках специальной фрезой; шлифование зубьев может быть выполнено любым из известных способов. Геометрические параметры зубчатых колес приведены в табл. 1. Чистовая шлифовка зубьев производилась на станках типа «Маг» кругами зернистостью 46+60 и твердостью связки СМ₁. Режимы шлифования выдерживались одинаковыми для всей партии. Чистота поверхности соответствует $\sqrt{\sqrt{\sqrt{7}}}$ по ГОСТ 2789-51. Степень точности — 5—6.

Таблица 1

Геометрические параметры испытательных зубчатых колес

Элементы зацепления	Обозначение	Шестерня	Колесо
Число зубьев	Z	22	44
Модуль, мм	m	2,5	2,5
Угол зацепления, град	α°	20	20
Ширина зуба, мм	b	1,0	1,0
Межцентровое расстояние, см	A	8,25	8,25
Коэффициент сдвига	ξ	+0,35	-0,35
Высота головки, мм	h'	4,1	3,26
Высота ножки, мм	h''	3,76	4,6
Диаметр окружности выступов, мм	D_e	63,2	116,52
Диаметр окружности впадин, мм	D_i	47,48	100,8

У каждого зубчатого колеса замеряются радиальное биение по профилям, отклонения основных шагов, радиусы выкружки.

Материал зубчатых колес сталь 12Х2Н4А; термообработка — цементация кругом (глубина слоя после шлифовки $0,6 \div 0,8$ мм). Твердость цементированного слоя $R_c \leq 58$, твердость сердцевины $R_c = 32 \div 40$.

Партия зубчатых колес, предназначенная для проведения серии испытаний, изготавливается из материала одной плавки. Заготовки куются. После термообработки одна шестерня из партии подвергается металлографическому анализу. В табл. 2 приведены характеристики механических свойств материала двух зубчатых колес до испытания.

Таблица 2

Механические свойства материала экспериментальных зубчатых колес, определенные на образцах, вырезанных из поковок (поперечное расположение волокна)

Элемент передачи	Механические свойства материала					Твердость, R_c	
	σ_B , кг/мм ²	σ_T , кг/мм ²	δ , %	ψ , %	α , кгм/см ²	сердцевины	поверхности
Колесо	136,0	108,0	14,0	61,8	6,4	40	61
Шестерня	136,5	118,5	12,8	45,5	4,3	40	62

Микроструктура цементированного слоя мартенсит + карбиды; микроструктура сердцевины троостосорбит; распределение цементированного слоя по профилю зуба равномерное.

Колеса спариваются так, чтобы ошибки в основном шаге у обоих колес взаимно компенсировались. Нагрузка прикладывается таким образом, что шестерня становится ведущей, а колесо ведомым. Правильность контакта зубьев проверяется на краску при нагрузке на рычаг в 2 кг (плечо рычага нагрузочной муфты, установленной на валу шестерни, равно 100 см).

Детали испытательной коробки и ее маслопроводы промываются керосином с последующей просушкой сжатым воздухом, пропускаемым для очистки от пыли и влаги через ватный фильтр. При наличии осадков или лаков, не растворимых в керосине, промывка производится спиртобензольной смесью или ацетоном.

В маслобак заливается испытываемое масло в количестве 10 кг, из которых 2 кг прокачиваются на выброс.

Методика испытаний

Испытания ведутся этапами при ступенчатом нагружении. Как показали опыты, в первые 3—5 мин. после пуска установки под очередной нагрузкой температура зубчатых колес быстро растет, затем скорость роста температуры постепенно падает, и после 10—15 мин. изменяется мало. Для получения стационарного теплового режима длительность работы под нагрузкой в каждом этапе принята равной 1 часу, а осмотру проводится в течение 15 мин.

Для приближения условий испытаний к тем, которые имеют место в современных высокооборотных передачах число оборотов шестерни принято равным 11 900 об/мин (окружная скорость 34,25 м/сек); скорости скольжения в крайних точках линии зацепления на ножках зубьев шестерни и колеса равны соответственно 14,57 и 15,93 м/сек.

При испытании минеральных масел температура масла при входе

в зацепление поддерживается в пределах $80 \pm 5^\circ$, а высокотемпературных масел устанавливается в соответствии с программой исследования (например, 200°).

Прокачка масла влияет на заедание косвенно, через температуру зубчатых колес. При очень малой прокачке шестерни сильно разогреваются, и нагрузка заедания относительно мала. С увеличением прокачки температура падает за счет повышения отвода тепла в масло, и нагрузка заедания соответственно растет до тех пор, пока не прекратится рост теплоотвода в масло. Дальнейшее увеличение прокачки масла мало сказывается на величине нагрузки заедания.

Нами была принята постоянная прокачка масла 2 л/мин . Однако эта величина нуждается, по-видимому, в корректировке в сторону ее уменьшения.

Испытания начинаются с прирабочного этапа при нагрузке на рычаг, равной 4 кг (удельная нагрузка на зуб равна $144,8 \text{ кг/см}$). Длительность этого этапа 2 часа. Прирабочный этап введен по следующим соображениям. В начале работы новых зубчатых колес часто на вершинах рабочих поверхностей зубьев появляются небольшие риски, которые в дальнейшем заглаживаются. Такое заедание мы называем ограниченным, в отличие от прогрессивного, при котором начавшийся процесс разрушения не прекращается. Ограниченное заедание в большинстве случаев не опасно для работы зубчатых колес. Поскольку установить момент начала заедания достаточно трудно, то без прирабочного этапа появление небольших рисок в первые минуты работы зубчатых колес могло бы привести к ложному заключению о возникновении прогрессивного заедания. Кроме того, за время прирабочного этапа разогревается установка, что обеспечивает относительно быстрое установление стационарного температурного режима в последующих этапах.

Предварительные опыты показали, что при принятых условиях испытаний прогрессивное заедание редко наступает при нагрузке на рычаг менее 12 кг . Поэтому ступень повышения нагрузки до 12 кг (если заедание не возникло раньше) принята равной 2 кг . Далее нагрузка увеличивается по 1 кг .

После каждого этапа зубчатые колеса осматриваются через окно в испытательной коробке. Момент наступления заедания определяется визуально.

За нагрузку заедания принимается такая, при которой не менее чем на 25% зубьев возникает разрушение рабочих поверхностей от заедания, соответствующее по своему характеру разрушению на эталонных зубчатых колесах, причем при дальнейшей работе это разрушение не уменьшается, а прогрессирует. Эта нагрузка сравнивается с нагрузкой заедания эталонных масел, в качестве которых приняты стандартные масла МС-20 и МК-8 (верхний и нижний пределы смазывающей способности). Если при последующих этапах испытания состояние разрушившихся поверхностей улучшается, то это означает, что произошло ограниченное заедание и опыт продолжается.

Для уменьшения влияния субъективности при определении момента наступления заедания это определение должен производить один и тот же опытный экспериментатор.

При проведении испытаний на стенде Ш-3 производится периодический отбор проб отработанного масла и путем химического анализа и других исследований выясняется изменение свойств масла в процессе работы.

Методика испытания высокотемпературных масел отличается от описанной выше значением температуры входящего масла, нагрузкой приработки (1 кг на рычаг) и величиной ступени нагрузки (0,5 кг на рычаг).

РЕЗУЛЬТАТЫ НЕКОТОРЫХ ОПЫТОВ

По изложенной методике было проведено определение смазывающей способности ряда масел с присадками и без них, а также керосина. Результаты некоторых опытов приведены в табл. 3. Помимо нагрузки заедания, в табл. 3 в качестве расчетного критерия заедания указана мгновенная температура по Блоку, подсчитанная при коэффициенте трения $f=0,1$ по методике [7], скорректированной с учетом увеличенной высоты зубьев испытательных зубчатых колес и $\epsilon > 2$.

Таблица 3

Результаты испытания смазывающей способности некоторых образцов масел на стенде Ш-3.

Масло	Нагрузка заедания (нагрузка на рычаг) G , кг	Удельное окружное усилие при заедании p , кг/см ²	Теоретическая мгновенная температура при заедании (на ножке зуба колеса при $f=0,1$) ϑ , °C
Стандартное МС-20	16,75	609	312
Образец А	15	545	297
Образец Б	17	618	316
Образец В	11	400	258
Образец В+0,5% присадки	15	545	297
Образец В+1% присадки	17	618	316
Образец В+2% присадки	18	655	326
Керосин Т-1, бакинский	5	182	200
Керосин Т-1, с присадкой	Износ без заедания	—	—
Образец Г	7	254	219
Образец Д	8,5	309	234
Образец Е	10	364	248
Образец Ж	17	618	316
Стандартное МК-8	12	436	268

Испытания смазывающей способности масел на стендах Ш-3 по изложенной выше методике ведутся рядом организаций.

Результаты испытаний, произведенные на стенде Ш-3, подтверждаются испытаниями масел в реальных условиях работы быстроходных тяжело нагруженных зубчатых передач.

ЛИТЕРАТУРА

1. Р. М. Матвеевский. Температурный метод оценки предельной смазочной способности машинных масел. Изд-во АН СССР, 1956 г.
2. H. D. Mansion. Some factors affecting gear scuffing. J. Petrol. Inst., 1952, 38, No 344, p. 633—645.
3. The Development of a Test Method for Gear Lubricants of the JAE Machine. J. Petr. Inst., 1952, 38, No 344, p. 705—711
4. J. Greenwood and R. W. Morton. The testing and performance of lubricants for high-speed gears. J. Petrol. Inst., 1952, 38, No 344, pp. 739—747.

5. G. Niemann, H. Rettig. Erdöl und Kohle, 1954, 7(10), p. 640—642.
6. R. D. B. Stone. Production of lubricant test gears. J. Petrol. Inst. 1952, 38, No 345, p. 728—732.
7. А. И. Петрусеви ч. Зубчатые и червячные передачи. Спр. «Детали машин», под ред. чл.-корр. АН СССР Н. С. Ачеркана, т. I. Машгиз, 1953.

М. Л. Горб

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ, ДЕФОРМИРОВАННОЙ ОБЪЕМНЫМ НЕРАВНОМЕРНЫМ СЖАТИЕМ ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ*

Рентгенструктурным исследованием объемно-деформированной стали при нормальной температуре впервые занимались Г. В. Курдюмов, Б. Д. Грозин и Л. И. Лысак. В их работе [1] изучалось влияние деформации в обоямах (объемное неравномерное сжатие) на кинетику распада мартенсита закаленной стали марок У12А и Ст. 45.

Позже Л. И. Лысак [2] изучал кинетику распада остаточного аустенита и мартенсита закаленной и низкоотпущенной стали, а также [3] изменение тонкой кристаллической структуры при упрочнении и разупрочнении деформированного простым сжатием технически чистого железа. В этой работе исследовались напряжения второго и третьего рода как при упрочнении деформированием, так и при разупрочнении отпуском.

В литературе отсутствуют данные о влиянии объемного деформирования при повышенных температурах на изменение тонкой кристаллической структуры стали, между тем как исследование механических свойств высокопрочной стали (нелегированной и легированной), деформированной в условиях объемного неравномерного сжатия, значительно продвинулось работами [4, 5, 6] и др.

Целью настоящей работы являются изучение методом рентгеноструктурного анализа влияния температур отпуска и деформирования, а также степени деформации на величину напряжений второго и третьего рода, изучение размеров областей, когерентно рассеивающих лучи, а также установление связи между напряжениями второго рода и сопротивлением пластическим деформациям сталей У8 и ШХ15.

Исследование проводилось на установке УРС 50И с ионизационным методом регистрации рентгеновских лучей. Съемка велась по методу от шлифа. Цилиндрические образцы до деформации и после определенной степени сжатия методом обоям разрезались вдоль диаметра. Для снятия в поверхностном слое напряжений, образовавшихся от разрезки образца, шлиф травился в 50%-ном растворе азотной кислоты. Измерения велись в лучах железа при этом определялась полуширина линий (110) и (220) решетки α -твердого раствора. Замеры полуширины указанных линий позволили рассчитать напряжения второго рода и размеры областей когерентного рассеивания лучей после исчезновения тетрагональности решетки α -твердого раствора. Расчет по определению напряжений второго рода, а также размеров конгерентных областей производился по методике, описанной в работе [7].

* Работа выполнялась при участии инж. Т. М. Головинской.

Для стали У8 замерялись интегральные интенсивности I_{110} и I_{220} линии (110) и (220) путем планиметрирования площадей, ограниченных контурами указанных линий и соответствующими диффузионными фонами. Таким образом, представилась возможность построить кривые зависимости отношения I_{110}/I_{220} (величины, пропорциональной напряжениям третьего рода) от температуры отпуска и температуры испытания при двух значениях пластической деформации — $\varepsilon \approx 15$ и 30%.

Измеряемая полуширина линий, как известно, определяется следующими четырьмя факторами:

- 1) слиянием дублетов тетрагональной решетки мартенсита;
- 2) неоднородностью α -твердого раствора;
- 3) малостью областей, когерентно рассеивающих лучи;
- 4) напряжениями второго рода.

В различных областях температур нагрева стали после закалки роль этих факторов различна. Известно, что при нагреве метастабильная структура мартенсита стремится к более равновесному состоянию. Этому способствуют выделение избыточного углерода из пересыщенного α -твердого раствора и образование мелкодисперсных карбидов. Твердый раствор становится неоднородным из-за того, что наряду с областями начальной концентрации углерода вокруг карбидов образуются области, обедненные им. С повышением температуры отпуска степень тетрагональности уменьшается, выравнивается концентрация α -твердого раствора и увеличивается количество карбидной фазы. Как показали Г. В. Курдюмов и Л. И. Лысак [7], для углеродистых сталей при температурах отпуска выше 250° тетрагональность α -решетки настолько мала, что можно пренебречь влиянием первых двух факторов на ширину линий на рентгенограммах.

Легирование стали приводит во многих случаях (в зависимости от природы легирующего элемента) к повышению температуры распада α -твердого раствора. Для стали ШХ15, легированной 1,5% Сг, начиная от температуры 350—400°, первыми двумя факторами можно пренебречь. В связи с этим выше температуры окончательного распада тетрагональности на размытие линий влияют напряжения второго рода и дисперсность твердого раствора. Влияние других факторов, не связанных с физическим состоянием твердого раствора таких, как неоднородность рентгеновского излучения, геометрические условия съемки, учитывалось путем обработки материала по методике, изложенной в работе [7].

1. ПОЛУЧЕННЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Кривые, полученные в результате обработки экспериментального материала для сталей У8 и ШХ15, позволяют оценить влияние на напряжения второго рода и размеры когерентных областей таких факторов, как легирующая добавка хрома (в стали ШХ15) в размере 1,5%, температура отпуска, температура деформирования и степень деформации. Кроме того, можно сделать некоторые качественные выводы о тетрагональности решетки до температуры 250—300°.

Деформирование при нормальной температуре

На рис. 1, а, б, приведены зависимости ширины линий от температуры отпуска сталей У8 и ШХ15. Эти кривые отражают также влияние степени деформации. Анализ указанных кривых показывает, что по

мере роста температуры отпуска ширина линий уменьшается. Для стали У8 это уменьшение происходит более резко, чем для стали ШХ15. Следует отметить, что указанные кривые имеют качественное сходство с кривыми зависимости приведенного напряжения σ_i при двух значениях деформации, а также твердости от температуры отпуска [6]. Это

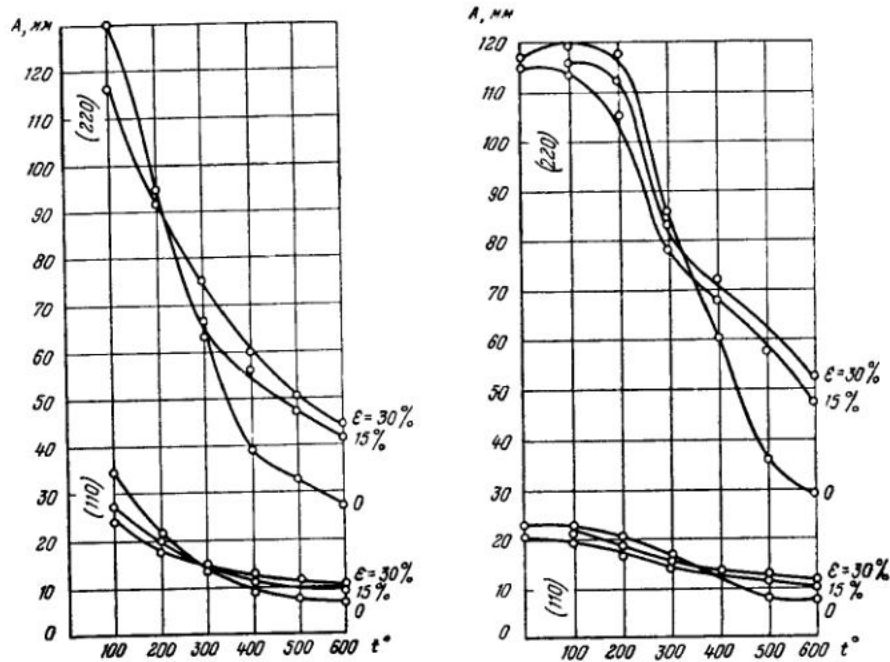


Рис. 1. Зависимость ширины линий (110) и (220) от температуры отпуска и степени деформации.
а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

сходство надо считать не случайным; оно показывает, что сопротивляемость пластическим деформациям в области низких температур отпуска связана со степенью тетрагональности α -решетки, а в области более высоких температур с дисперсностью блоков и напряжениями второго рода. Из приведенных графиков видно, что в области температур 300—600° для стали У8 и 400—600° для стали ШХ15 деформация приводит к уширению линий за счет роста напряжений второго рода и измельчения блоков.

В области температур отпуска, где существует тетрагональность α -решетки, решающим фактором, влияющим на ширину линий, является степень тетрагональности. Этим объясняется взаимное расположение кривых левее 250° для стали У8 и левее 350° для стали ШХ15.

С увеличением деформации следует ожидать увеличения напряжений второго рода и измельчения блоков, а оба эти фактора приводят к уширению линий. В действительности, как это видно из кривых, этого не происходит в указанной выше области температур. Следовательно, при низких температурах отпуска главное влияние на ширину линий оказывают тетрагональность решетки и деформация, эквивалентная дополнительному отпуску. Эта деформация будет приводить к появлению другой фазы — карбидов, что и было доказано при исследовании деформированной структуры этих сталей на электронном микроскопе [6].

При низких температурах отпуска величина пластической деформации для обеих сталей сказывается по-разному: для стали У8 деформация до $\epsilon \approx 15\%$ еще не завершает возможное уменьшение степени тетрагональности; это видно из того, что при деформации до $\epsilon \approx 30\%$

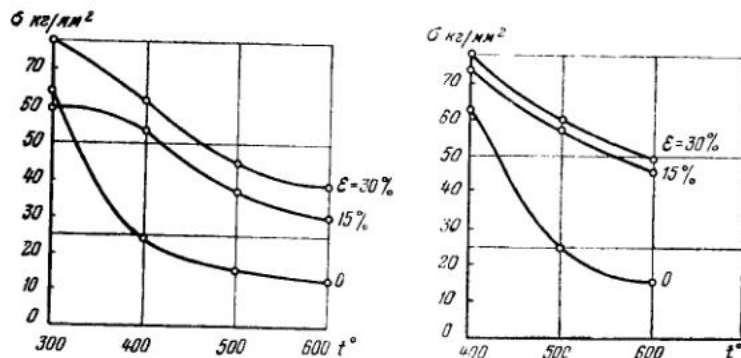


Рис. 2. Зависимость напряжений II рода от температуры отпуска и степени деформации.

а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

наблюдается дальнейшее уменьшение ширины линий; для стали ШХ15 деформация до $\epsilon \approx 15\%$ приводит к распаду тетрагональности мартенсита, о чем свидетельствует уменьшение ширины линий по сравнению

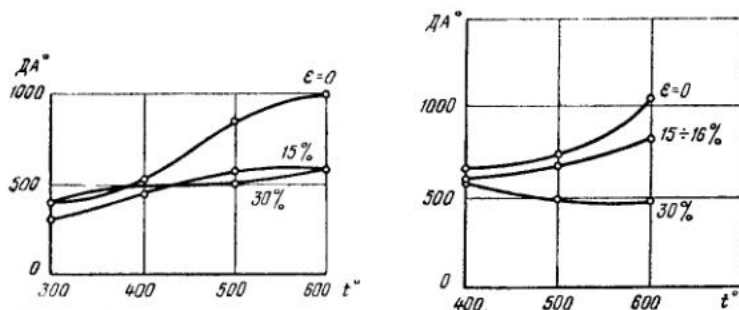


Рис. 3. Зависимость величины областей когерентного рассеивания от температуры отпуска и степени деформации.

а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

с линиями недеформированной стали; деформация до $\epsilon \approx 30\%$ приводит к уширению линий, что можно объяснить большим ростом напряжений второго рода и измельчения блоков.

Зависимости напряжения второго рода σ от температуры отпуска $t_{отп}$ для недеформированных и деформированных образцов показывают, что независимо от степени деформации у обеих сталей наблюдается уменьшение напряжений второго рода при увеличении температуры отпуска, причем свыше 300° для стали У8 и свыше 400° — для стали ШХ15. Наибольший градиент падения σ наблюдается у недеформированных образцов в интервале температур отпуска 300—400° для стали У8 и 400—500° для стали ШХ15 (рис. 2).

С увеличением деформации напряжения второго рода возрастают. О характере возрастания σ при увеличении деформации ϵ по приведен-

ным данным судить трудно, так как между значениями $\epsilon=0$ и $\epsilon=15\%$ экспериментальных линий $\sigma-t_{отп}$ не приведено. Можно лишь утверждать, что выше определенного значения дальнейшее деформирование приводит к незначительному изменению напряжений второго рода. Для стали ШХ15 такое уменьшение в росте напряжений второго рода выражено более ярко и происходит при меньших степенях деформации, чем у стали У8.

Влияние температуры отпуска и степени деформации на величину блоков, когерентно рассеивающих лучи, показывают кривые рис. 3. Рассматривая их, видим, что с увеличением температуры отпуска размеры блоков увеличиваются. Однако пластическая деформация подавляет этот процесс и приводит к резкому измельчению блоков. Причем изменение величины блоков различно для обеих сталей.

Деформирование при повышенных температурах

Изменение ширины линий в зависимости от температуры испытания образцов из сталей У8 и ШХ15 представлено на рис. 4. Из кривых видно, что с увеличением температуры испытания ширина линий уменьшается: у линий (110) плавно, а у линий (220) весьма резко; при этом

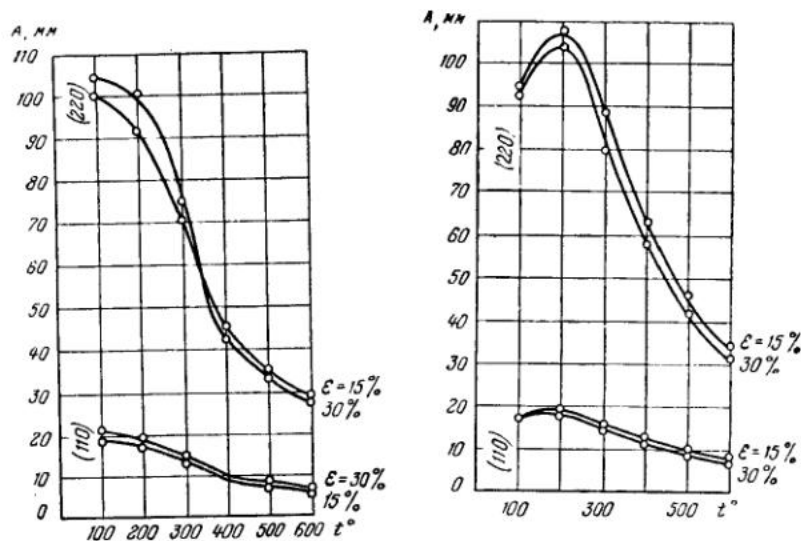


Рис. 4. Зависимость ширины линий (110) и (220) от температуры и степени деформации.

а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

влияние степени деформации сказывается незначительно. Следует отметить различное расположение кривых в зависимости от степени деформации ($\epsilon \approx 15$ и 30%) обеих сталей. Однако результаты математической обработки кривых показывают, что у обеих сталей для разных степеней деформации напряжения второго рода и размеры когерентных областей имеют одинаковый характер изменения. Приведенные кривые свидетельствуют о незначительном влиянии степени деформации на ширину линий, а также на напряжения второго рода и размеры блоков. Решающее значение в определении характера кривых при горячей деформации имеет не степень, а температура деформации.

Для стали У8 в области температур 300—600° и стали ШХ15 в области 400—600° определялись напряжения второго рода и размеры когерентных областей. Как видно из приведенных кривых (рис. 6),

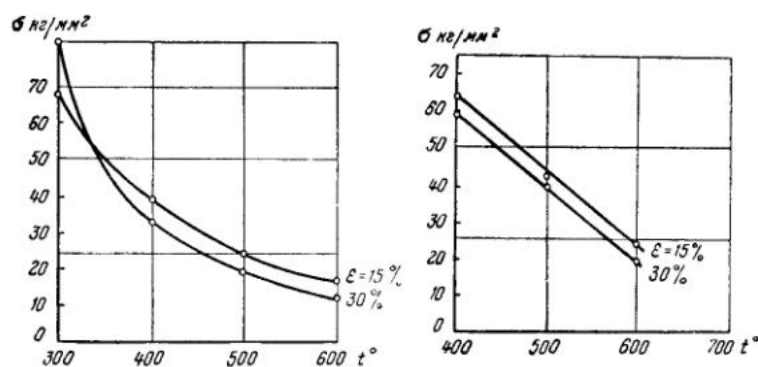


Рис. 5. Зависимость напряжений II рода от температуры и степени деформации.

а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

размеры блоков растут с увеличением температуры деформирования. Увеличение степени деформации приводит к измельчению блоков. Степень деформации для стали У8 обнаруживает свое влияние с температурой испытания ~400°.

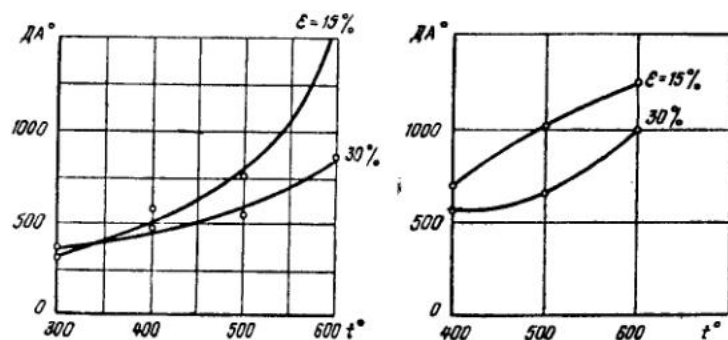


Рис. 6. Зависимость величины областей когерентного рассеяния от температуры и степени деформации.

а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

Характер изменения напряжений второго рода в зависимости от температуры испытания (рис. 5) для обеих сталей одинаков: с увеличением температуры они интенсивно уменьшаются. При значительных пластических деформациях влияние степени деформации на величину напряжений второго рода незначительно, однако кривая $\sigma - t_{\text{исп}}$ при $\epsilon = 30\%$ расположена ниже аналогичной кривой при $\epsilon = 15\%$. Подобное расположение кривых в зависимости от степени деформации объясняется тем, что влияние деформации аналогично действию дополнительной температуры. Уровень напряжений второго рода, как и уровень сопротивляемости пластическим деформациям [6], для стали ШХ15 значительно выше, чем для стали У8, что объясняется влиянием легирующей добавки хрома.

Сопоставление величин напряжения второго рода со значениями приведенных напряжений σ'_i * для одинаковых температур отпуска и степеней деформации показывает наличие между ними прямолинейной зависимости (рис. 7). Степень корреляции, а следовательно, и достоверность этой связи не устанавливались. Однако можно утверждать,

что рост приведенных напряжений приводит к увеличению напряжений второго рода в исследуемом диапазоне деформаций.

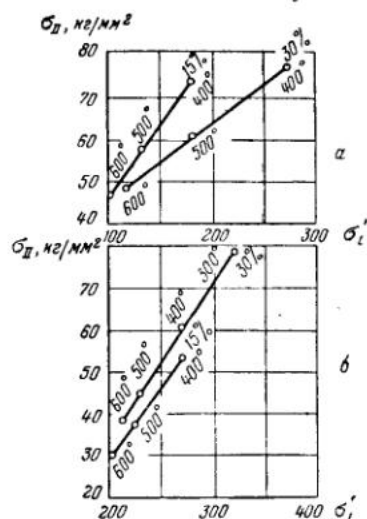


Рис. 7. Связь между напряжениями II рода и приведенными напряжениями в зависимости от степени деформации при различных температурах для сталей У8 и ШХ15;

а — Ст. У8; б — Ст. ШХ15

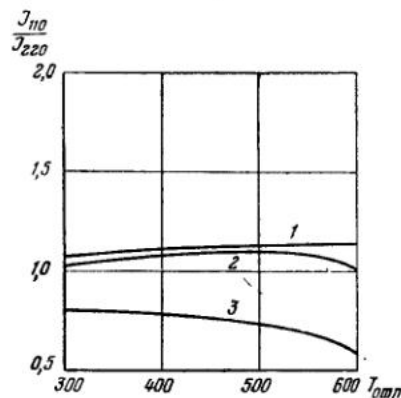


Рис. 8. Изменение искажений III рода в зависимости от температуры отпуска для стали У8.

ε равно: 1 — 0%; 2 — 15%; 3 — 30%

Для стали У8 установлена связь между отношением I_{110}/I_{220} и температурой отпуска, а также температурой деформирования при двух значениях деформации $\epsilon = 15$ и 30%. Величина I_{110}/I_{220} представляет собой отношение интегральных интенсивностей линии (110) и (220) и характеризует элементарное искажение кристаллической решетки, складывающееся из динамических и статических искажений. Известно [9], что статические искажения обуславливают упрочнение. В работе [10] установлено, что для чистых металлов и углеродистых сталей динамические искажения остаются постоянными при изменении температуры отпуска и степени деформации. Поэтому можно для стали У8 величину I_{110}/I_{220} считать пропорциональной статическим искажениям (напряжениям третьего рода).

На рис. 8 и 9 представлены зависимости величины I_{110}/I_{220} от температуры отпуска (рис. 8) и температуры деформирования (рис. 9). Из сопоставления этих кривых следует, что напряжения третьего рода с увеличением температуры деформирования уменьшаются более интенсивно, чем с увеличением температуры отпуска для соответствующих степеней деформации. Незначительное изменение напряжений третьего рода с увеличением температуры отпуска для холоднодеформированных образцов подтверждает известные опытные данные [9] о том, что деформирование при комнатной температуре не приводит к отпуску

* Кривые деформаций $\sigma'_i - \epsilon$ сталей УФ и ШХ15 в зависимости от температуры отпуска и температуры деформирования приведены и подробно анализированы в работе [6].

первого рода (процесс, при котором снимаются напряжения второго и третьего рода). Это объясняется значительной устойчивостью искажений (напряжений) третьего рода, требующих для их снятия большей подвижности атомов.

При повышенных температурах деформирования подвижность атомов увеличивается, и это объясняет ход кривых на рис. 9. Снятие напряжений третьего рода означает устранение сил, упруго деформирующих

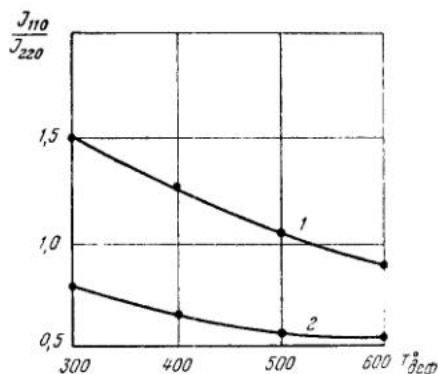


Рис 9. Изменение искажений III рода в зависимости от температуры деформации для стали УФ.
1 — $\epsilon = 30\%$; 2 — $\epsilon = 15\%$

блоки мозаики и отдельные кристаллиты. Это приводит к снятию напряжений второго рода (отдых второго рода — процесс снятия напряжений второго рода). Отдых первого рода обеспечивает значительно более полное и глубокое восстановление свойств металлов, чем отдых второго рода.

Совместный анализ зависимостей напряжений второго и третьего рода от температуры отпуска и температуры деформирования (см. рис. 2, 5, 8, 9) приводит к заключению, что деформирование при повышенных температурах стали У8 является причиной отдыха первого рода. Последнее объясняет ранее установленный факт, что сопротивляемость пластическим деформациям при нормальной температуре больше, чем при нагреве.

На основании изложенного можно сделать следующие выводы:

1. Независимо от степени деформации напряжения второго рода уменьшаются при увеличении температуры отпуска. Наибольший градиент падения этих напряжений наблюдается у недеформированных образцов.

2. С увеличением степени пластической деформации напряжения второго рода возрастают, однако темп их возрастания уменьшается с ростом деформаций.

3. С увеличением температуры отпуска размеры блоков увеличиваются, однако пластическая деформация подавляет этот процесс и приводит к резкому измельчению блоков.

4. Напряжения второго рода уменьшаются при увеличении температуры испытания. При больших пластических деформациях влияние степени деформации на изменение величины напряжений второго рода незначительно.

5. Уровень напряжения второго рода и уровень сопротивляемости пластическим деформациям стали ШХ5 значительно выше, чем стали У8.

6. Сопоставление величин напряжений второго рода со значениями приведенных напряжений, при одинаковых температурах отпуска и степенях деформации, приводит к заключению о существовании между ними прямолинейной зависимости в исследованном диапазоне деформаций (до $\epsilon=30\%$).

7. Напряжения третьего рода уменьшаются более интенсивно при увеличении температуры деформирования, чем при увеличении температуры отпуска, для одинаковых степеней деформации.

8. Совместный анализ зависимости напряжений второго и третьего рода (при $\epsilon \approx 0,15$ и 30%) от температуры отпуска и температуры деформирования показывает, что деформирование при повышенных температурах является причиной отрыва первого рода. Это подтверждает вывод о том, что при одинаковых температурах отпуска и деформирования сопротивляемость пластическим деформациям при нагреве всегда ниже, чем при нормальной температуре.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. В. Курдюмов, Б. Д. Грозин, Л. И. Лысак. Вплив деформації на розпад мартенситу загартованої сталі. Доповіді АН УРСР, 1949, № 2, 17—21.
2. Л. И. Лысак. Влияние деформации на структуру закаленной и отпущенной стали. Вопросы физики металлов. Сб. научных трудов Института металлофизики АН УССР, № 7, 1956.
3. Л. И. Лысак. Изменение тонкой кристаллической структуры при разупрочнении деформированного железа. Сб. научных трудов Института металлофизики АН СССР, № 7, 1956.
4. Б. Д. Грозин. Механические свойства закаленной стали. Машгиз, 1951.
5. В. Н. Семирог-Орлик. Механические свойства подшипниковой стали в зависимости от режимов термической обработки и температуры испытания. Дисс. Киев, 1951.
6. М. Л. Горб. Сопротивление пластическому деформированию высокопрочных сталей в условиях объемного неравномерного сжатия при повышенных температурах. Дисс. Киев, 1957.
7. Г. В. Курдюмов, Л. И. Лысак. О природе размытости интерференционных линий на рентгенограммах отпущенного мартенсита, ЖТФ, 1947, 17, вып. 9.
8. Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер. Физические основы металловедения. Металлургиздат, 1955.
9. В. А. Ильина, В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов. Проблемы металловедения и физики металлов. Металлургиздат, 1951.

Ф. Я. Исхелес, В. И. Старцев

О НАПРЯЖЕНИЯХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛИ ПРИ ИЗНОСЕ*

При трении стальных изделий в поверхностном слое металла возникают заметные внутренние напряжения [1], вызывающие пластическую деформацию, которая облегчается тем, что отдельные точки поверхности

* Раздел этого доклада, посвященный исследованию белых фаз при питтинговом износе, опубликован в сокращенном виде в статье Ф. Я. Исхелеса в журнале «Металловедение и обработка металлов», 1958, № 10.

испытывают большое кратковременное повышение температуры. Повышение температуры при трении может вызвать структурные превращения в стали, в результате чего физические свойства поверхностного слоя изделия будут меняться в процессе его работы, в частности, будет изменяться износостойчивость стали. Для понимания механизма износа при трении необходимо изучить указанные явления.

В настоящей работе проведены рентгеновские исследования изменения напряжений второго рода, размеров мозаичных блоков кристаллической решетки α -фазы и фазового состава и выявлено влияние их на микротвердость и износостойчивость стали.

Исследованию подвергались стали 20Х, 18ХНВА, 20Х2Н4А, применяемые для изготовления тяжело нагруженных шестерен ряда машин, и сталь 20. Исследование напряжений второго рода и размеров мозаичных блоков проведено на стали 18ХНВА.

Образцами для испытания являлись ролики диаметром 50 мм и шириной рабочей дорожки 3 мм. Образцы подвергались цементации и последующей термической обработке [1, 2] до твердости $R_c=57-60$.

Образцы — ролики подвергались испытанию на машине трения конструкции Л. М. Фельдмана (Харьковский авиационный институт), моделирующей условия работы зубьев сопряженных шестерен при следующих режимах: окружной скорости 2,62 м/мин; скорости скольжения в различных точках профиля (ролика) от 0 до 0,58 м/сек; удельных давлений для сталей 20 и 20Х—150 кг/мм², для сталей 18ХНВА и 20Х2Н4А—200 кг/мм². Образец непрерывно смазывался автолом 10.

1. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ КОЛИЧЕСТВА АУСТЕНИТА В СТАЛИ ПРИ ТРЕНИИ

Исследование изменения процентного содержания аустенита в поверхностном слое металла производилось рентгенографическим методом.

Рентгеновские исследования роликов производились периодически по этапам испытания через $0,5 \cdot 10^6$ циклов нагружений до $4 \cdot 10^6$. Рентгенограммы снимались с шести точек профиля роликов, соответствующих различным скоростям скольжения. Для сравнения были получены также рентгенограммы с нерабочих дорожек. Исследование проводилось на острофокусной трубке системы Б. Я. Пинеса [3]. Съемка производилась в железном излучении при напряжении 43—45 кВ и анодном токе 1—1,5 ма. При рентгенографировании ролики устанавливались в специально сконструированную камеру [7]. Камера давала возможность рентгенографировать после каждого этапа обкатки все исследуемые точки профиля ролика без перезарядки кассеты.

Фазовый состав поверхностных слоев роликов, участвовавших в трении, определялся по методу Нечволодова — Палатника [4, 6].

Для повышения точности определения количества структурных составляющих полученные рентгенограммы фотометрировались. Расчет кривых проводился по площадям интерференционных максимумов $I_{\text{инт}\alpha}/I_{\text{инт}\beta}$ что для закаленных сталей является более точным, чем отношение максимальных почернений [5].

Фотометрирование полученных рентгенограмм и расчет фотометрических кривых при пользовании шкалой Палатника дали возможность значительно уточнить результаты и понизить нижний предел определения количества аустенита до 4%.

Таблица 1

Содержание аустенита в поверхностных слоях на разных участках образцов (%)

№ исследуемого места	Градусы	Соответствующие точки в сопряженных шестернях	Скорость скольжения, м/сек	Число циклов		Число циклов			Число циклов			Число циклов					
				До износа	10 ⁶ 1·10 ⁶	До износа	Число циклов			До износа	Число циклов		До износа	Число циклов			
							10 ⁶	1,5·10 ⁶	3·10 ⁶		10 ⁶	2·10 ⁶		3,5·10 ⁶	10 ⁶	3,5·10 ⁶	
0		Нерабочая дорожка	—	12	—	14	—	—	6	—	—	—	7	—	—		
1	270	Пэлос зацепления	0,050	—	7	9,5	—	11	6	4	—	до 3	до 4	4—6	—	3—4	4—6
2	60	Ножка ведомого зуба шестерни	—0,236	—	4	14	—	6	5	10	—	до 3	до 4	4—6	—	3—4	4—6
3	210	Головка ведущего зуба	0,403	—	4	6	—	11	6	10	—	до 3	до 4	4—6	—	3—4	4—6
4	300	Ножка ведущего зуба	—0,263	—	4	63	—	6	6	32	—	до 3	до 4	12	—	3—4	4—6
5	330	То же	—0,480	—	4	39	—	6	6	20	—	до 3	до 4	10	—	4—6	4—6
6	360	»	—0,576	—	5,5	40	—	6	5	27	—	до 3	до 4	12	—	4—6	4—6

В табл. 1 приведены данные изменения содержания аустенита в поверхностных слоях цементированной и закаленной стали при трении и износе. Содержание аустенита в каждом исследуемом месте является средним для трех исследуемых роликов каждой марки стали.

Как видно из таблицы, на первых этапах трения однозначно для всех исследуемых марок стали при всех скоростях скольжения количество остаточного аустенита уменьшается.

Содержание аустенита в различных местах изменяется неодинаково и зависит от характера профиля сопряженных роликов. Наибольшее его количество — в области ножки ведущего зуба в наиболее изношенных участках (см. табл. 1).

Тонкий поверхностный слой этих участков, испытавший в процессе трения вторичную закалку, имеет аустенито-мартенситную структуру. Количество аустенита в этом слое 10÷40% и в отдельных случаях достигает 65%.

Вторично закаленный слой распространяется на глубину 20—100 мк и при большом количестве γ -фазы слабо травится 3—5% раствором HNO_3 , располагаясь по ней в виде белых фаз.

Как показали рентгеновские исследования, поверхностные слои металла при трении подвергаются вторичным термическим процессам. На первых этапах трения происходит отпуск, в дальнейшем — вторичная закалка этих слоев металла [7].

2. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСА РОЛИКОВ

Наряду с определением фазового состава производилось определение линейного износа на поверхности роликов в двенадцати точках их профиля.

Определение линейного износа производилось по этапам испытания через $(0,25-0,5) \cdot 10^6$ циклов нагружений [2].

В табл. 2 приведены результаты исследования износа образцов в различных точках профиля.

Таблица 2

Износ образцов в различных точках профиля

Точка профиля	Градусы	Скорость скольжения, м/сек	Средний линейный износ на $0,5 \cdot 10^6$ циклов нагружений, мк				Характеристика профиля	Имитируемые условия зуба
			Марка стали					
			20	20X	18XНВА	20X2Н42		
1	30	-0,470	5,2	3,7	3,0	3,5	Зуб ведомого колеса	Ножка
2	60	-0,236	2,6	4,1	2,0	3,5		
3	90	0,052	3,0	4,0	2,0	4,8		
4	120	0,262	3,9	6,8	4,8	5,5		Полос
5	150	0,420	3,5	5,2	4,0	5,0		
6	180	0,497	3,4	4,3	3,0	4,5		
7	210	0,403	4,4	3,3	2,5	4,0	Зуб ведущего колеса	Головка
8	240	0,268	4,7	2,6	2,0	4,8		
9	270	0,050	5,8	3,7	4,0	5,8		
10	300	-0,263	7,4	5,5	6,0	6,6		Полос
11	330	-0,480	9,4	3,7	4,8	5,2		
12	360	-0,576	6,9	3,7	3,0	3,5		

Исследованиями установлено, что максимальный износ расположен в области образующей ролика, характеризующей ножку ведущего зуба при скоростях скольжения от $-0,268$ до $-0,576$ м/сек.

Таблица 3

Микротвердость образцов после испытания

Марка стали	Характеристика профиля (имитируемые условия трения зуба)	Начальная микротвердость, $H_{\mu 20}$	Скорость скольжения, м/сек	Число циклов нагружения	Микротвердость после испытания, $H_{\mu 20}$
Ст. 20	Зуб ведущего колеса	635	0,050	$2,5 \cdot 10^6$	833
	Зуб ведомого колеса		0,052		716
Ст. 20X	Зуб ведущего колеса	716	0,050	$2,5 \cdot 10^6$	938
	Зуб ведомого колеса		0,052		853
18XНВА	Зуб ведущего колеса	780	0,050	$2 \cdot 10^6$	853
	Зуб ведомого колеса		0,052		780
20X2Н4А	Зуб ведущего колеса	780	0,050	$3 \cdot 10^6$	1030
	Зуб ведомого колеса		0,052		936

Характер износа со временем не меняется. При небольшом числе испытаний и после длительной работы роликов распределение износа следующее: на профиле ролика, характеризующего зуб ведущего колеса, максимальный износ расположен в зоне ножки ведущего зуба; на профиле ролика, характеризующего зуб ведомого колеса, максимально изношена головка зуба.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ

Следующим этапом исследования явилось измерение микротвердости поверхностных и внутренних граничных слоев металла [2].

Исследования показали, что микротвердость профиля ролика, моделирующего работу зуба ведущего и ведомого колес, меняется различно (табл. 3).

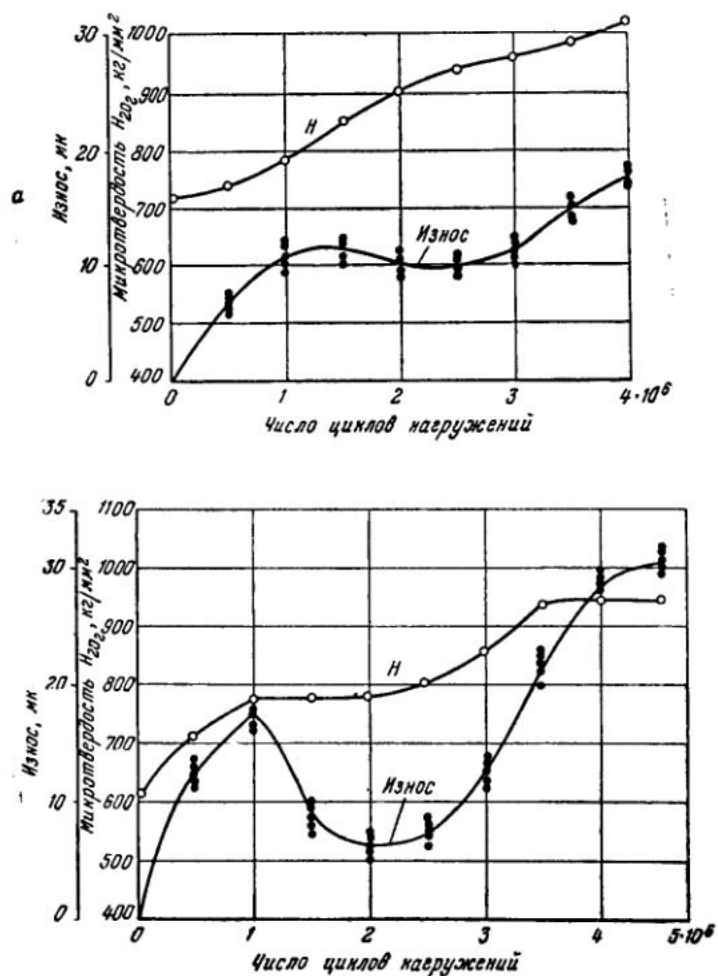


Рис. 1. Зависимости износа и микротвердости от числа циклов нагружения.

а — скорость скольжения 0,48 м/сек; удельное давление $p = 200$ кг/мм²; материал — Ст. 18ХНВА; б — скорость скольжения 0,48 м/сек; удельное давление $p = 150$ кг/мм²; материал — Ст. 20

Данные опыты показали наличие некоторой связи между износом и повышенном микротвердости. Упрочнение поверхностного слоя стали 18ХНВА до $H_{\mu_{20}} = 780-880 \text{ кг/мм}^2$, стали 20 до $H_{\mu_{20}} = 750-780 \text{ кг/мм}^2$ в наших исследованиях являются оптимальными условиями, значительно снижающими износ этих сталей (рис. 1). Дальнейшее увеличение числа циклов вызывает увеличение микротвердости и снижение износоустойчивости. Увеличение износа при этом объясняется ростом в процессе трения микронапряжений и изменением размеров мозаичных блоков.

4. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ ВТОРОГО РОДА

Исследование напряжений второго рода и определение размеров областей когерентного рассеяния при износе роликов проведены методом гармонического анализа кривых интенсивности интерференционных линий рентгенограмм [8, 9]. Исследовались ролики из стали 18ХВНА. Рентгенографировались те же образцы, на которых определялись величины износа, микротвердость и изменение фазового состава при изнашивании. Исследования проводились на острофокусной трубке системы Б. Я. Пинеса.

Съемка производилась в железном излучении при напряжении 45—50 кВ и анодном токе 1—1,5 мА.

С целью учета геометрических факторов и получения инструментальной кривой эталонный образец термически обрабатывался — отпускаялся при температуре 680°.

Рентгенограммы от исследуемых образцов получались при тех же геометрических условиях, что и инструментальная кривая. Линии [211] на полученных рентгенограммах микрофотометрировались.

Использованный в работе метод предполагает, что интенсивность линии в процессе пластической деформации не меняется. Чтобы это предположение оправдалось, после получения микрофотограмм площади их путем уравнения приводились к одной интенсивности. Тем самым определялись только те искажения, которые вызывают изменение формы линии и перераспределение в ней интенсивности, но оставляют последнюю постоянной.

Для изучения наличия напряжений и изменения размеров кристаллитов при износе закаленной стали полученные фотометрические кривые $h(x)$ и $g(x)$ подвергались разложению в ряды Фурье. Для подсчета коэффициентов Фурье микрофотограммы разбивались на $\alpha = 48$ интервалов. Суммирование коэффициентов Фурье производилось при помощи штрипсов [3].

В результате анализа кривых зависимости коэффициентов Фурье от их номера $A_t = f(t)$ установлено, что размытие линий произошло не только от наличия внутренних напряжений, но также и от изменения размеров кристаллитов [1].

Для разделения этих двух эффектов коэффициенты были разложены на множители, обусловленные эффектом дисперсности A_t^D и искажений A_t^H . По тангенсу угла наклона кривых $A_t = f(t)$ к оси абсцисс, взятому при $t = 0$, определялся средний размер мозаичных блоков.

Среднеквадратичные смещения $\sqrt{\Delta L^2}$ на длине столбика L вычислялись по формулам

$$\sqrt{\Delta L^2} = \frac{\alpha_0 \sqrt{-\ln A_t^H}}{\pi \sqrt{2\sum h_t^2}},$$

$$L = \frac{2R \operatorname{tg} \theta_0}{\alpha} \frac{a_0 t}{\sqrt{\Sigma h_i^2}},$$

где a_0 — параметр кристаллической решетки; R — радиус рентгеновской камеры; θ_0 — угол Вульфа Брегга; t — номер коэффициента Фурье; α — длина отрезка на рентгенограмме, соответствующая интервалу разложения микрофотометрической кривой; Σh_i^2 — сумма квадратов индексов.

При подсчете внутренних напряжений по формуле $\sigma = \varepsilon E$ величина относительной деформации вычислялась по формуле.

$$\varepsilon = \frac{\sqrt{\Delta L^2}}{L}.$$

Изменение напряжений второго рода и размеров мозаичных блоков при испытании закаленных роликов из стали 18ХНВА приведено в табл. 4.

Таблица 4

Напряжения второго рода и размер мозаичных блоков на разных участках образца

Точки на профиле	Граду-сы	Скорость скольжения, м/сек	Характеристика профиля ролика	Число циклов нагружений					
				10 ⁶		3 · 10 ⁶		4 · 10 ⁶	
				σ , кг/мм ²	D , 10 ⁶ см	σ , кг/мм ²	D , 10 ⁶ см	σ , кг/мм ²	D , 10 ⁶ см
1	270	0,050	Полос зацепления	68	2,6	92,0	2,5	104,0	2,0
2	60	—0,236	Зуб ведомого колеса — ножка	54,5	2,6	56,5	2,5	67,0	2,0
3	210	0,403	Зуб ведущего колеса — головка	64,5	3,7	76,0	2,1	92,0	1,8
4	300	—0,263	Зуб ведущего колеса — ножка	68,0	3,2	86,5	1,8	146,0	1,6
5	330	—0,480	То же	65,0	3,2	95,2	1,9	173,0	1,6
6	360	—0,576	» »	67,5	3,8	128,0	2,4	178,0	1,6

До испытания ролики имели напряжения $\sigma = 100$ кг/мм² и размеры когерентных блоков $D = 2 \cdot 10^{-6}$ см.

Из таблицы видно, что на первых этапах трения при всех скоростях скольжения напряжения уменьшаются, а размеры кристаллитов растут. Дальнейшее увеличение числа циклов нагружений приводит к уменьшению размеров кристаллитов и значительному возрастанию напряжений.

Проведенные исследования позволили сделать вывод, что уменьшение напряжений на первых этапах трения является результатом отпуски поверхностного слоя металла, при котором происходит выделение из мартенсита мельчайших частичек карбида, когерентно связанных с мартенситом, и их дальнейший рост. Это явление, как известно, приводит к обеднению мартенсита углеродом и уменьшению тетрагональности решетки и как следствие этого — к снижению напряжений. Одновременно, как указывалось выше, на первых этапах трения происходит уменьшение, а в некоторых случаях исчезновение γ -фазы. До числа циклов 10⁶ происходит увеличение размеров рассеивающих кристаллитов.

При увеличении числа циклов нагружений высокий нагрев и быстрое охлаждение микроконтактов приводит к процессу вторичной закалки тонкого поверхностного слоя и появлению белого слоя. Вторичная

закалка, сопровождаемая пластической деформацией, вызывает значительное повышение внутренних напряжений и раздробление зерен.

Проведенные исследования показали, что напряжения на пожке зуба значительно превосходят напряжения на головке.

Напряжения растут с увеличением скорости скольжения.

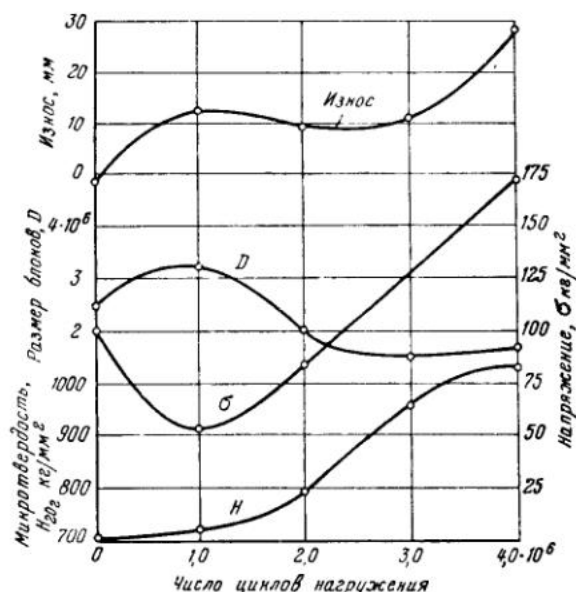


Рис. 2. Зависимость износа, микротвердости, напряжения и размера блока от числа циклов нагружения.

Скорость скольжения 0,48 м/сек; удельное давление $p = 200 \text{ кг/мм}^2$

По мере увеличения числа циклов происходит наложение вторичных термических процессов и повторных пластических деформаций, что приводит к увеличению разрушающих напряжений и дроблению кристаллитов. Так, при напряжениях $\sigma = 173 \text{ кг/мм}^2$ поверхность, моделирующая ножку зуба, по всей ширине рабочей дорожки покрывается конусообразными углублениями — питтингами.

В результате проведенных исследований удалось установить некоторую мало известную связь между тонкой кристаллической структурой, микротвердостью и износом стали (рис. 2):

1) в период приработки износ интенсивно растет, напряжения уменьшаются, размеры мозаичных блоков увеличиваются, а микротвердость остается неизменной или незначительно повышается;

2) после приработочного износа падению и стабилизации износа сопутствуют повышение микротвердости и рост напряжений. Падение износа происходит до достижения определенной степени упрочнения, характеризуемой повышением микротвердости до величины $H_{20} = 900 \text{ кг/мм}^2$ и напряжения $\sigma = 110\text{—}120 \text{ кг/мм}^2$;

3) при дальнейшем увеличении числа циклов наряду с повышением микротвердости износ резко возрастает, сопровождаясь увеличением напряжений и уменьшением кристаллитов.

Таким образом, рост микротвердости в процессе трения до $H_{20} = 780\text{—}880 \text{ кг/мм}^2$ и развитие микронапряжений до $\sigma = 110\text{—}$

115 кг/мм² являются оптимальными величинами для данной стали в условиях опыта.

Дальнейшее увеличение твердости и напряжений становится вредным, так как приводит к интенсивному износу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ф. Я. Иохелес, В. И. Старцев. О микронапряжениях закаленных сталей при трении. *Металловедение и обработка металлов*, 1957, 3, 15.
2. Ф. Я. Иохелес. Повышение износостойкости и срока службы машин. Труды Киевской конференции, 121. Машгиз, 1956.
3. Б. Я. Пинес. Острофокусные рентгеновские трубки и прикладной рентгеноструктурный анализ. Гос. изд-во техн. теорет. лит., 1955.
4. В. В. Нечволодов. Сб. «Рентгенография в применении к исследованию материалов» ОНТИ, 1936.
5. Г. С. Жданов и Я. С. Уманский. Рентгенография металлов, т. II, ГОНТИ, НКТП, 1938.
6. Л. С. Палатник и М. Я. Фукс. Уч. зап. Харьк. ун-та, 1950, 30, стр. 213
7. Ф. Я. Иохелес. Рентгеновское металлографическое исследование структурных превращений при износе стали применительно к случаям перегруженных зубчатых колес. НТО Машпром, 1957.
8. A. R. Stokes. Proc. Phys. Soc., 1948, 61.
9. B. E. Waggen a. B. L. Averbach. J. Appl. Phys., 1950, 21.

Э. Ф. Клокова

СЦЕПЛЕНИЕ МЕТАЛЛОВ В ОБЫЧНЫХ УСЛОВИЯХ ПРИ ДЕЙСТВИИ НОРМАЛЬНЫХ НАГРУЗОК

ВВЕДЕНИЕ

Исследование процесса сцепления металлов в обычных условиях, когда их поверхность покрыта различными адсорбированными пленками, представляет значительный интерес для создания теории сухого трения, холодной сварки металлов и спекания.

Роль пленок в процессах, происходящих на поверхности металлов, отмечалась в работах многих авторов. Однако этот вопрос подробно не исследован до сих пор.

Ниже рассматривается механизм возникновения сцепления металлов при действии нормальных нагрузок. Вопрос о сцеплении металлов в случае совместного приложения тангенциальных и нормальных нагрузок подлежит отдельному рассмотрению.

1. СЦЕПЛЕНИЕ МЕТАЛЛОВ В ОБЫЧНЫХ УСЛОВИЯХ ПРИ МАЛЫХ НАГРУЗКАХ

Рассмотрим, каким образом происходит деформирование под действием малых нагрузок (т. е. нагрузок, вызывающих пластическую деформацию не всего образца, а отдельных его неровностей). Для выяснения характера деформации поверхностных неровностей нами были изготовлены модели неровностей в виде сферических сегментов с различным отношением диаметра основания d к высоте h (рис. 1). Материалом служили алюминий, медь, железо, олово, свинец; кроме того, исследовалось

поведение наклепанных и отожженных медных и железных образцов.

На поверхности неровностей наносились координатные сетки. Затем неровности сдавливались между собой по высоте на 80—90%. После деформации определялось изменение площади центральных ячеек координатной сетки.

Эксперименты показали, что во время деформации при отношении $d/h > 7$ увеличения площади ячеек сетки у отожженных металлов почти не происходит, а неровности как бы вдавливаются в глубь металла. У наклепанных металлов растекание несколько больше. Для металлов отожженных и находящихся при температуре рекристаллизации, как например, отожженной меди, свинца и олова, увеличение площади ячеек не происходит уже при отношении $d/h = 4$.

При малых нагрузках значительное увеличение площади поверхности может быть только за счет деформирования крутых неровностей ($d/h = 2$ и менее). Для свинца и олова при $d/h = 2$ площадь ячеек сетки при деформировании на 80% увеличивается в 2 раза, а для наклепанной меди — в 3—4 раза.

Профилографические исследования показывают, что большинство неровностей имеют весьма малые углы подъема. Так, по данным С. Б. Айнбиндера [1], отношение длины неровностей к высоте при шлифовке составляет 20—30, при прокатке 70—80 и при шлифовании 30—90.

Значительного увеличения площади поверхности при деформации таких неровностей ожидать нельзя. Можно считать, что когда поверхность металлов покрыта даже тонкими пленками, то при малых нормальных нагрузках заметное сцепление возникнуть не может, так как в этом случае деформация неровностей не создает значительного увеличения площади поверхности и, следовательно, в зоне деформирования остаются пленки, препятствующие сцеплению.

2. СЦЕПЛЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ БОЛЬШИХ НАГРУЗКАХ

Теперь рассмотрим, что происходит с пленками при растекании поверхностных слоев сжимаемых образцов вследствие их деформирования.

Поведение пленки на металле определяется ее относительными к металлу механическими свойствами [10]. Если пленка имеет много большее сопротивление деформированию (твердость), чем сопротивление деформированию металла, то при деформировании металла пленка не растекается; она разрушается на отдельные части, общая площадь которых остается неизменной. Образование новых площадей поверхности происходит за счет выхода на поверхность основного металла, при этом металл обоих деформируемых образцов начинает соприкасаться и происходит сцепление.

Если твердость пленки меньше твердости металла, то пленка деформируется совместно с металлом, и тогда металл на поверхность не выходит, и сцепления не возникает.

Таким образом, способность металла к сцеплению, когда на его поверхности находится пленка, приближенно может характеризоваться как соотношение твердостей пленки и металла, причем металла наклепанного, так как при растекании поверхности происходит его наклеп.

Приведенные соображения были подтверждены серией опытов с металлами, на поверхности которых искусственно создавались пленки

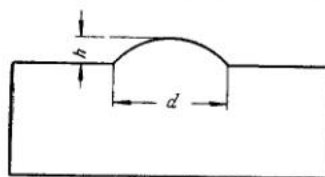


Рис. 1. Модель неровностей на поверхности

различной твердости. Исследовались образцы с гальваническими и оксидными пленками. В табл. 1 приведены исследованные пары металла и пленок, результаты измерения их микротвердости и наличие сцепляемости металла. Сцепляемость определялась по методу, предложенному А. П. Семеновым [2]. Если при деформировании до 90% сцепление не возникало, то считалось, что сцепления образцов не было.

Таблица 1

Основной металл	Микротвердость основного металла, кг/мм ²	Материал пленки	Микротвердость пленки, кг/мм ²	Относительная твердость пленки	Сцепляемость
Al	40	Ni Cr Cu Zn Оксид	400—500 400—500 170 150 —	>1	Есть
		Cd Sn	— —	<1	Нет
Cu	100	Ni Cr Fe	500 400 250	>1	Есть
		Cu Zn Ag Cd Sn	100 75 65 — —	≤1	Нет
Sn		Ni	—	>1	Есть
Pb		Ni	—	>1	»

Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3, причем предварительно исследовалась зависимость результатов измерения от величины нагрузки на пирамиду и подбирались такие толщины пленок, чтобы глубина отпечатка составляла не более 0,1 толщины пленки. Образцы для опытов имели вид пластин размером 3×30×80 мм, с толщиной гальванических пленок около 20 мк. Оксидные пленки наносились электролитическим способом.

Поверхность в месте деформирования фотографировалась при помощи инструментального микроскопа.

Исследования показали, что разрушение пленок с твердостью большей, чем твердость основного металла, существенно отличается от механизма разрушения относительно мягких пленок.

Твердые пленки при деформировании ломаются на отдельные куски, из-под которых появляется основной металл. Площадь отдельных кусков пленки практически не увеличивается при дальнейшем деформировании.

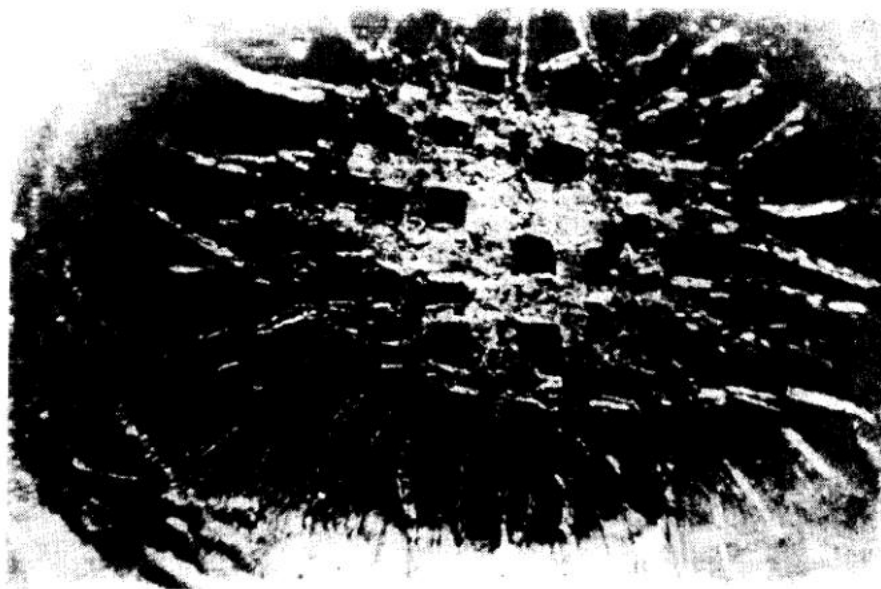


Рис. 2. Фото пленки никеля на меди после внедрения пуансона

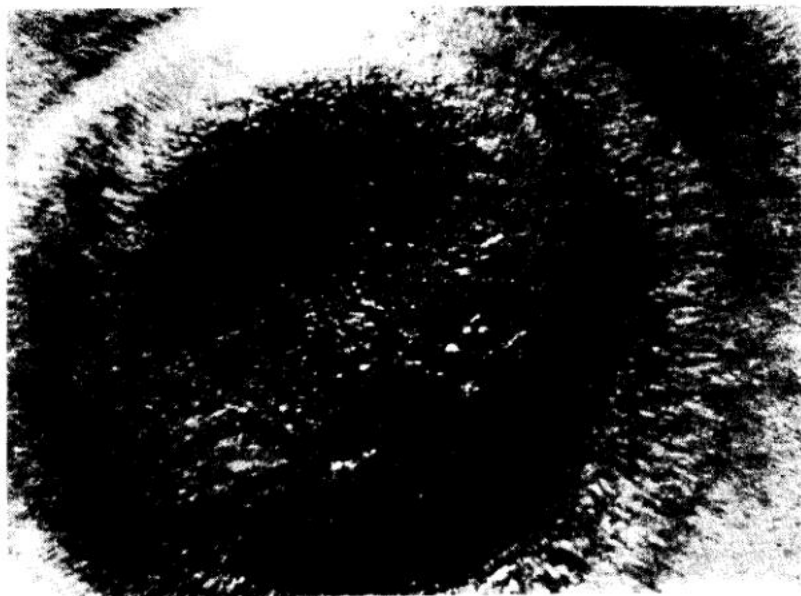


Рис. 3. Фото пленки олова на меди после внедрения пуансона

Так разрушаются пленки хрома, никеля, железа на меди, пленки меди, никеля, хрома, цинка на алюминии, пленки никеля на олове и свинце, пленки же относительно мягкие (Ag, Zn, Cu, Cd, Sn — на меди, Cd и Sn на алюминии) деформируются вместе с металлом, не разрушаясь. Следует иметь в виду, что свойства пленок зависят от метода их получения и при других способах покрытия могут измениться.

На рис. 2 и 3 приведены фотографии пленок никеля и олова на меди, иллюстрирующие особенности разрушения пленок твердых и мягких, по сравнению с основным металлом.

Из табл. 2 видно, что сцепление происходит в тех случаях, когда на поверхности металла имеется твердая пленка, и не происходит, когда пленка мягче основного металла.

Таким образом, проведенные эксперименты показывают, что один и тот же металл, в зависимости от свойств его поверхностной пленки, может сцепляться или не сцепляться. И наоборот, различные металлы с поверхностной пленкой, твердость которой значительно превышает твердость основного металла, могут обладать одинаковой способностью к сцеплению. В табл. 2 приведены результаты измерения по методу Семенова способности к сцеплению металлов, покрытых пленками с большой относительной твердостью.

Таблица 2

Металл	Вид пленки	Относительная твердость пленки	% деформации схватывания *
Sn	Твердый Ni	} > 5	50
Pb	» »		50
Al	» »		51
Al	Оксид		53
Cu	Твердый Ni		54

* Ошибка определения % деформации схватывания составляет 3–4%.

Такова общая картина влияния относительных механических свойств пленки и основы. Однако существует ряд факторов, имеющих существенное влияние на процесс сцепления при совместной пластической деформации, например, толщина пленки, размеры участков разрушенных твердых пленок, температура, давление, время, загрязнения сверху пленки и т. д.

Если деформирование производится при повышенных температурах, то происходит увеличение пластичности металла, т. е. изменение соотношения твердости металла и пленки. Высокая температура может вызвать процессы диффузии, за счет которых будет увеличиваться площадь контакта в случае достаточного времени приложения нагрузки [3]. С увеличением давления в случае твердых пленок сцепление может возникать и при весьма малых деформациях вследствие продавливания металла через узкие трещины в пленке.

Размер образующихся при разрушении пленки отдельных ее участков существенно сказывается на величине давлений, необходимых для получения заданного деформирования, и на поведении адсорбированных пленок, так как с возрастанием протяженности границ пленки увеличивается возможность загрязнения чистых поверхностей металла [10]. Обычно сверху металлических или оксидных пленок находятся еще адсорбированные пленки загрязнений, по которым сцепления не

происходит. Эти загрязнения ведут себя как мягкие пленки, т. е. препятствуют сцеплению металла.

Важен также вопрос о влиянии на сцепление толщины твердых пленок. Поверхности металла всегда имеют оксидные пленки, часто обладающие твердостью, много большей твердости металла. Загрязнения остаются на обломках пленки и в случае достаточной ее толщины почти не выдавливаются. Если же оксидная пленка тонка, то она следует за всеми изменениями деформируемого металла, и загрязнения стекают, сдавливаются с нее.

Характерной особенностью процесса сцепления металлов при давлении без нагрева является большая чувствительность к различного рода загрязнениям. Например, достаточно коснуться свариваемой поверхности грязными руками, и сварка на загрязненном участке не произойдет. Это обстоятельство часто затрудняет внедрение холодной сварки в производство.

Покрытие места сварки твердой пленкой позволяет осуществлять сварку даже под слоем масла.

В табл. 3 приведены результаты испытаний на разрыв сваренных образцов меди с пленкой никеля толщиной ~ 20 мк. Образцы сваривались под слоем масла ВМ-4 с добавкой олеиновой кислоты. Сварка производилась внахлестку цилиндрическими пуансонами.

Для сравнения в таблице приведены результаты испытания на разрыв таких же образцов, но сваренных без масла.

Из таблицы видно, что прочность контрольных образцов сваренных в масле отличается всего на 5%.

Таблица 3

Сопrotивление разрушению контрольных образцов P , кг	Сопrotивление разрушению образцов, сваренных в масле P , кг
495	440
575	490
560	500
470	485
510	520
400	410
375	380
$P_{cp} = 483$ кг	$P_{cp} = 460$ кг

3. СЦЕПЛЕНИЕ МЕТАЛЛОВ, ОЧИЩЕННЫХ ЩЕТКОЙ

Рассмотрим теперь приводимый в литературе ряд сцепления металлов [4] (табл. 4).

Таблица 4

Металл	% деформации охватывания	Металл	% деформации охватывания
Al	68	Cu	86
Cd	84	N	89
Pb	84	Zn	92
		Ag	94

Эксперименты для получения такого ряда часто проводятся следующим образом: образцы из исследуемого металла очищаются стальной вращающейся щеткой, затем определяются процент деформации и относительная глубина вдавливания пуансона, при которой возникает прочное сцепление. Глубина вдавливания пуансона не является какой-либо физической величиной, характеризующей процесс сцепления. Она изменяется в зависимости от схемы напряженного состояния и свойств пары металл — пленка. В случае, когда различные металлы находятся

в одинаковых условиях (одинаковое напряженное состояние, гомологические температуры, соотношения свойств пленки и основного металла и т. д.), у них могут быть аналогичные деформации сцепления.

Таблица 5

Металл	Микротвердость металла, кг/мм ²	Микротвердость поверхностного слоя, кг/мм ²	Относительная твердость поверхностного слоя
Al	23	120	5,6
Cu	55	180	3,2
Ni	210	550	2,6
Zn	50	125	2,5
Ag	90	150	1,6

При очистке поверхностей металлов щеткой происходит удаление различных загрязнений вместе с верхними слоями металла, но одновременно с этим происходят окисление металла и наклеп его верхних



Рис. 4. Фото поверхности пленки после ее очистки щеткой и внедрения пюансона

слоев. В результате на поверхности образуется слой, значительно превышающий твердость лежащего ниже металла.

В табл. 5 приведены результаты измерения микротвердости металла и поверхностной пленки, полученной при обработке поверхности стальной вращающейся щеткой.

Из этой таблицы видно, что поверхностный слой представляет собой твердую, по сравнению с основным металлом, пленку. Характер разрушения этой пленки представлен на рис. 4.

В экспериментах, проводимых с очисткой поверхности вращающейся стальной щеткой, обычно определяется способность к сцеплению не

металла, а пары металл — пленка. Особенности поведения такой пары, при прочих равных условиях, определяются соотношением твердостей пленки и основного металла, что отмечается также в работах Тайлекота [5]. Однако у этого автора способность к сцеплению определяется отношением твердости окисла к твердости металла, эксперименты же были проведены с металлами, очищенными щеткой, а, как было показано выше, при очистке щеткой мы имеем дело с парой не металл — окисел, а металл — пленка, пленка же по своим свойствам существенно отлична от окисла.

4. СЦЕПЛЕНИЕ СВОБОДНЫХ ОТ ПЛЕНОК МЕТАЛЛОВ

Для сцепления свободных от пленок металлических поверхностей необходимо приложить к ним некоторое давление, чтобы выравнять неровности и создать требуемую площадь контакта. На всех участках контакта чистых поверхностей между ними возникает сцепление.

Сцепление — это спонтанный процесс, протекающий с выделением энергии. Происходит это потому, что между атомами существует силовое взаимодействие. Само явление сцепления металлов вряд ли требует для своего объяснения каких-либо специальных гипотез. Когда же предлагаются гипотезы для объяснения этого явления (рекристаллизационная [6], диффузионная, энергетическая [2], то, видимо, предполагается, что металлические связи направлены, и только при соответствующем расположении атомов между ними существует силовое взаимодействие. На самом деле это не так: металл как раз характерен ненаправленностью связей [8].

Если контактируют два различно ориентированных кристаллита, то между ними образуется переходная зона, аналогичная межкристаллитной зоне в поликристаллах [7]. Энергия для построения переходной зоны берется за счет освобождающейся поверхностной энергии.

Если контактируют два разноименных металла, металл с неметаллом или два неметалла, то всегда на участках, где атомы различных тел сближены на межатомные расстояния, между ними возникают связи, хотя бы типа ван-дер-ваальсовских. Неясными будут только характер и прочность образующегося соединения.

Таким образом, явление сцепления в случае, когда поверхность металла покрыта различного рода пленками, связано с наличием условий, приводящих к удалению пленки из зоны контакта, сближению атомов на межатомные расстояния и возможностью сохранения сцепления после снятия нагрузки.

ЛИТЕРАТУРА

1. С. Б. Айбиндер. Холодная сварка металлов. Изд-во АН СССР, 1957.
2. А. П. Семенов. Исследование схватывания металлов при совместном пластическом деформировании. Изд-во АН СССР, 1953.
3. A. Miller a. W. Oyler. Weld. J., Okt. 1951.
4. A. B. Sowler. Mat. a Mrth., 1948, 28, 60—63.
5. R. F. Tulocote. Brit. Weld. J., 1954, 1(3), p. 117—135.
6. J. M. Parks. Weld. J., 1953, 8.
7. В. И. Архаров. Труды Ин-та физики металлов, вып. 16, 17, Уральский филиал АН СССР, 1955.
8. Н. В. Агеев. Природа химической связи в металлических сплавах. Изд-во АН СССР, 1947.
9. С. Б. Айбиндер, Э. Ф. Клокова. Изв. АН Латв. ССР, 1954, № 10 (87); ЖТФ, 1955.

ВТОРИЧНЫЕ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТЯХ ТРЕНИЯ И ИЗНОС МЕТАЛЛОВ

Изучение изнашивания деталей машин и результаты лабораторных исследований изнашивания металлов на испытательных машинах показали, что в процессе изнашивания происходят упрочнение и разупрочнение металла, термические процессы закалки и отпуска, изменение химического состава вследствие химических реакций и диффузионных явлений [1, 2 и 3]. Поэтому очевидно, что характеристики износостойкости металлов можно обоснованно связывать не с их исходными механическими свойствами, а со свойствами вторичных структур, образующихся на поверхностях трения в процессе изнашивания.

Наибольший интерес представляет изучение вторичных структур, возникающих при окислительном изнашивании металлов.

В процессе окислительного изнашивания металлов на поверхностях трения образуются пленки окислов различного состава и толщины и пленки и слои твердых растворов кислорода в металле различной степени насыщения.

Эти пленки и слои имеют различные свойства, зависящие от их толщины, химической природы основного металла, степени и интенсивности окисления.

Наряду с большим различием прочностных свойств окисных пленок (твердость, хрупкость и др.) следует также учитывать прочность соединения образующихся пленок с основным металлом изделия, которая зависит в основном от изменения объема окисленного металла по отношению к неокисленному. Известно, что объем металлов при окислении может изменяться в очень широких пределах [4].

Для исследования вторичных структур, возникающих при окислительном изнашивании металлов, и их влияния на процессы трения и изнашивания было проведено три серии опытов.

Первая серия опытов была посвящена исследованию структуры и свойств окисных пленок различных металлов, образующихся при изнашивании на воздухе, и влиянию этих пленок на интенсивность изнашивания. Опыты производились при сухом трении на испытательной машине трения КЕ-4 при скорости скольжения 0,3 м/сек и удельном давлении 7 кг/см². При таком режиме трения изнашивание испытывавшихся металлов сопровождалось образованием окисных пленок.

Во второй серии опытов были исследованы структура и свойства окислов, образующихся при высокотемпературном окислении различных металлов в атмосфере печи.

Результаты первой и второй серий опытов приведены в табл. 1.

В третьей серии опытов исследовались свойства вторичных структур, образующихся на поверхностях трения различных металлов при их изнашивании в атмосфере кислорода и аргона, а также влияние на интенсивность изнашивания окисных пленок, образующихся на поверхностях трения при испытаниях в атмосфере кислорода. Опыты производились на испытательной машине трения КЕ-2 при скорости скольжения 6 м/сек и удельном давлении 7 кг/см². Результаты этой серии опытов приведены в табл. 2.

Исследования показали, что прямой связи между износом и исходными механическими свойствами металлов нет.

Таблица 1

Твердость металлов и их окислов

Группа металла	Металл	Твердость металла $H_B, \text{кг/мм}^2$	Приведенный объемный износ $V_{п}, \text{мм}^3/1000\text{м} \cdot \text{см}^2$	Твердость окислов, образовавшихся на поверхности трения металла, $H_{10\sigma}, \text{кг/мм}^2$	Твердость окислов, образовавшихся при прокаливании металла в печи, $H_{10\sigma}, \text{кг/мм}^2$
I	Fe	90	3,6	800	520
	Cu	80	1,5	325	230
	Al	45	4,0	1200	900
II	Sn	5	1,6	708	658
	Pb	4,5	18,0	49	48
III	Bi	9,3	8,0	180	—
	Sb	30	1,17	515	380
	Cd	20	2,37	295	200
IV	Ni	60	0,38	320	740
IV	Mg	30	34,2	525	516

Анализ результатов исследований подтвердил предположение о том, что интенсивность изнашивания зависит главным образом от свойств вторичных структур, образующихся в процессе изнашивания и, в частности, при изнашивании в условиях окислительного трения, от свойств окисных пленок, которые могут образовываться при трении всех металлов и сплавов.

Таблица 2

Изинос металлов в разных средах

Группа металла	Металл	Среда, в которой производилось испытание					
		Воздух		Кислород		Аргон	
		приведенный объемный износ $V_{п}, \text{мм}^3/1000\text{м} \cdot \text{см}^2$	твердость поверхности трения $H_{10\sigma}, \text{кг/мм}^2$	приведенный объемный износ $V_{п}, \text{мм}^3/1000\text{м} \cdot \text{см}^2$	твердость поверхности трения $H_{10\sigma}, \text{кг/мм}^2$	приведенный объемный износ $V_{п}, \text{мм}^3/1000\text{м} \cdot \text{см}^2$	твердость поверхности трения $H_{10\sigma}, \text{кг/мм}^2$
I	Ст. 45	11	850	1,2	900	40	425
	Fe	214	450	52	567	298	388
	Cu	22	201	6,7	388	17	214
	Al	62	122	42	170	20	150
	Бр. О—14	2,7	711	0,36	806	0,15	357
II	Sn	2,6	711	12,3	700	0,54	13
	Б—83	2,5	711	4,5	711	0,15	22
	Pb	11,8	70	15,1	75	0,71	7
III	Bi	1954	142	2176	160	28,0	15,5
	Sb	114	163	1002	424	1,7	189
	Cd	11	53	542	225	1,3	28
IV	Ni	575	467	561	357	24,3	331
	Mg	22	76	28,7	76	16,6	66

Однако связывать 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 диск на поверхностях трения образуются пленки окислов, твердость которых отличается незначительно (см. табл. 1), а износ магния почти в 22 раза больше износа олова. Таких примеров можно привести много.

Становится очевидным, что 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 научно обоснованное объяснение влияния вторичных структур на износ металлов может быть произведено на основании предложенной авторами классификации металлов по их износостойкости [5]. По этой классификации все металлы делятся на четыре группы: первую и вторую составляют металлы и сплавы, у которых окислы, образующиеся при трении, увеличивают износостойкость; в третью и четвертую группы входят металлы и сплавы, окислы которых снижают износостойкость.

Высокая износостойкость олова, относящегося ко второй группе металлов указанной классификации, объясняется тем, что при трении олова в широком диапазоне скоростей скольжения на поверхностях контакта образуются пленки окислов, обладающие высокой износостойкостью.

Эти пленки хорошо связаны с основным металлом, не хрупкие и обладают высокой твердостью $H_{10a} \approx 700 \text{ кг/мм}^2$.

На рис. 1 и 2 приведены микрофотографии поверхностей трения олова после испытания в атмосфере воздуха и кислорода. Отпечатки индентора сделаны при нагрузке 10 Г на поверхностях как покрытых пленками окислов (меньшие отпечатки), так и на свободных от окислов (большие отпечатки). Как показали исследования, высокой износостойкостью обладают также и сплавы, в состав которых входит олово,— баббиты и оловянистые бронзы. Твердость поверхностей трения покрытых пленками окислов у этих сплавов такая же высокая, как и у чистого олова (см. табл. 2). Микрофотография поверхности трения образца из оловянистой бронзы после испытания в атмосфере кислорода приведена на рис. 3.

Свинец хотя и относится ко второй группе металлов, но обладает недостаточно высокой износостойкостью, особенно в чистом виде, вследствие низкой твердости и повышенной хрупкости окисной пленки (рис. 4). Свинец в этой группе металлов по износостойкости занимает одно из последних мест.

Металлы четвертой группы и, в частности, магний при окислительных условиях трения изнашиваются значительно больше, чем при трении в атмосфере аргона, когда износ происходит в результате развития явлений схватывания.

Это объясняется тем, что в условиях окислительного изнашивания на поверхности трения, например, магния, образуются хотя и твердые ($H_{10a} \approx 525 \text{ кг/мм}^2$), но очень хрупкие окислы, плохо связанные с основным металлом. Плохая связь объясняется тем, что окислы магния имеют меньший объем, чем сам металл.

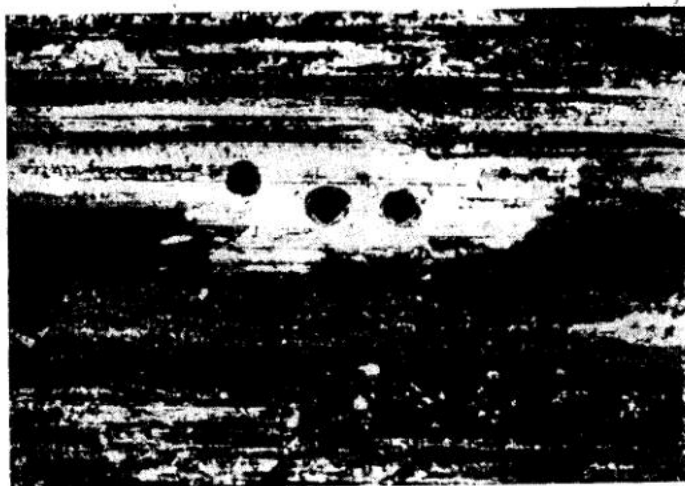


Рис. 1. Микрофотография поверхности трения образца олова, испытывавшегося в атмосфере воздуха.

$v = 6 \text{ м/сек}; \times 350$

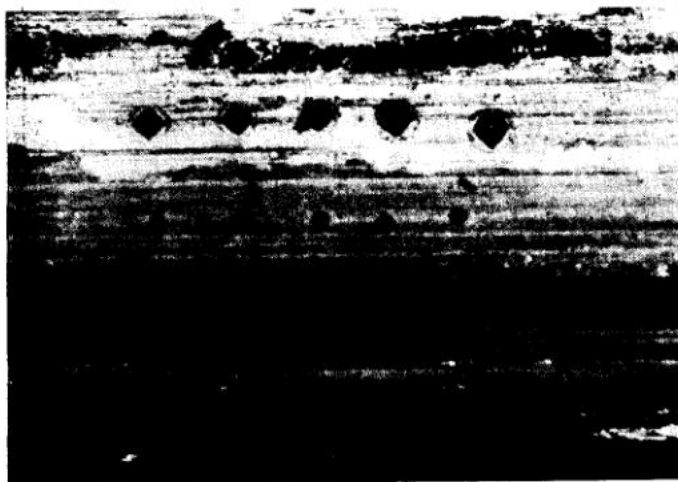


Рис. 2. Микрофотография поверхности трения образца олова, испытывавшегося в атмосфере кислорода.

$v = 6 \text{ м/сек}; \times 350$

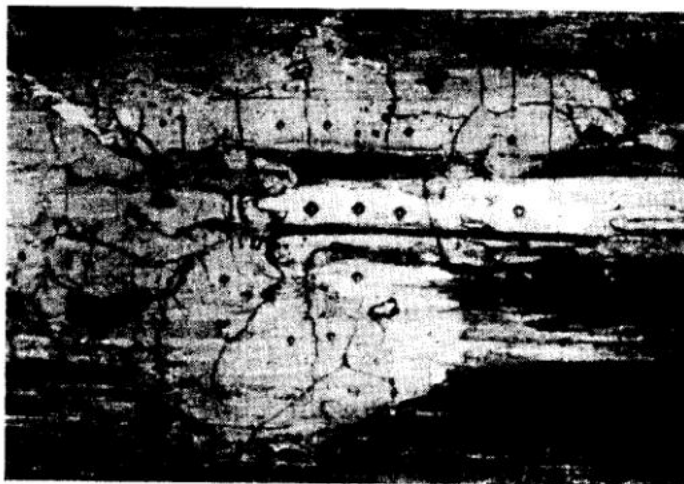


Рис. 3. Микрофотография поверхности трения образца бронзы (Бр. 0—14), испытывавшегося в атмосфере кислорода.

$v = 6$ м/сек; $\times 350$



Рис. 4. Микрофотография поверхности трения образца свинца, испытывавшегося в атмосфере воздуха.

$v = 6$ м/сек; $\times 350$

Такие окислы при трении превращаются в своеобразный абразивный порошок, в результате чего интенсивность изнашивания резко увеличивается.

Поверхность трения, характерная для магния в условиях окислительного изнашивания, показана на рис. 5.

Металлы первой группы (железо, медь, сталь и др.) в условиях окислительного трения, как и металлы второй группы, обладают высокой износостойкостью вследствие образования при трении пленок окислов с прочностными характеристиками, способствующими повышению износостойкости. Алюминий в этой группе металлов располагается последним, так как пленки его окислов имеют повышенную хрупкость. Для алюминия характерен также малый диапазон скоростей скольжения, при которых происходит процесс окисления.

Металлы третьей группы (висмут, сурьма, кадмий, никель и др.) при изнашивании в условиях окислительного трения образуют неустойчивые хрупкие пленки окислов, поэтому при трении в атмосфере кислорода (см. табл. 2), когда процессы окисления этих металлов протекают очень интенсивно, износ достигает больших величин. При трении указанных металлов в условиях окислительного изнашивания при малых скоростях скольжения износ имеет небольшие значения (см. табл. 1). Это объясняется тем, что режим окислительного изнашивания при малых скоростях для этих металлов характеризуется малым развитием окислительных процессов. Указанное обстоятельство должно было бы способствовать интенсивному развитию атермического схватывания, а следовательно, увеличению изнашивания при малых скоростях скольжения, но металлы указанной группы не имеют склонности схватываться, что подтверждается проведенными испытаниями в атмосфере аргона (см. табл. 2).

Результаты микроанализа поверхностей трения металлов третьей группы, испытывавшихся при указанных условиях, полностью согласуются с объяснениями, которые приведены выше в отношении свойств окисных пленок этих металлов и их влияния на процесс изнашивания.

На рис. 6 и 7 приведены микрофотографии поверхностей трения некоторых металлов третьей группы после испытания в условиях интенсивного окислительного изнашивания. Как видно из фотографий, поверхности трения этих металлов покрыты хрупкими, мелко раздробленными окислами.

Рис. 8 и 9 иллюстрируют состояние поверхности трения после испытания этих металлов в атмосфере аргона. Как видно из приведенных микрофотографий, очаги схватывания на поверхностях трения отсутствуют.

О некоторых свойствах пленок можно судить на основании опытов по прокаливанию металлов в атмосфере печи. На рис. 10 приведена микрофотография поверхности образца никеля, окисленного в атмосфере печи; окислы никеля представляют собой хрупкую структуру, состоящую из отдельных зерен.

Вторичные структуры, образующиеся на поверхностях трения образцов из стали 45 и железа армо в условиях окислительного изнашивания, подвергались рентгеновскому фазовому анализу и исследованию на электронном микроскопе.

Рентгеновская съемка велась узким пучком рентгеновских лучей при диаметре освещенного участка 0,12—0,15 мм. Использовалось излучение от железного антикатада. Источником рентгеновских лучей была острофокусная рентгеновская трубка конструкции Б. Я. Пинеса.



Рис. 5. Микрофотография поверхности трения образца магния, испытывавшегося в атмосфере воздуха.
 $v = 0,3$ м/сек; $\times 250$



Рис. 6. Микрофотография поверхности трения образца сурьмы, испытывавшегося в атмосфере кислорода.
 $v = 6$ м/сек; $\times 350$



Рис. 7. Микрофотография поверхности трения образца висмута, испытывавшегося в атмосфере кислорода.
 $v = 6 \text{ м/сек}; \times 350$

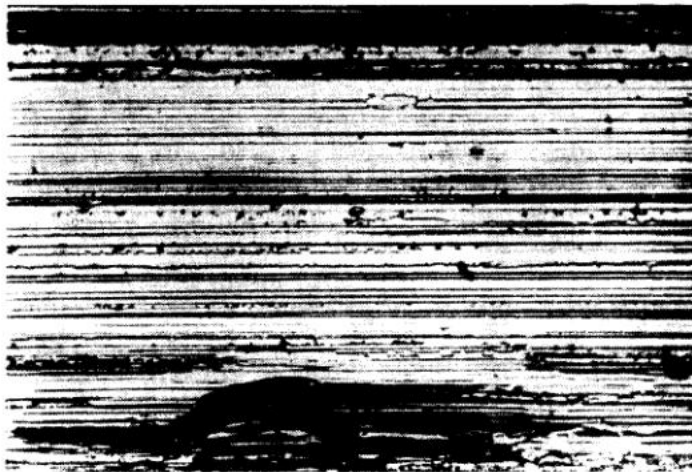


Рис. 8. Микрофотография поверхности трения образца сурьмы, испытывавшегося в атмосфере аргона.
 $v = 6 \text{ м/сек}; \times 350$

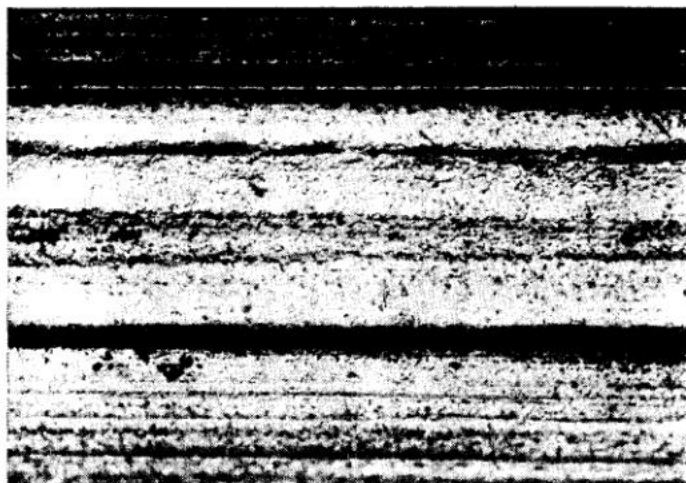


Рис. 9. Микрофотография поверхности трения образца висмута, испытывавшегося в атмосфере аргона.

$v = 6 \text{ м/сек}; \times 350$



Рис. 10. Микрофотография окисленной в печи поверхности образца никеля

$\times 250$

Рентгеновский анализ показал, что в состав вторичных структур, образующихся как на стали 45, так и на железе армко в условиях окислительного изнашивания, входят такие фазы, как FeO , Fe_3O_4 и $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ (рис. 11, 12, 13).

На рис. 14 и 15 приведены электронные микрофотографии исходной структуры стали 45 и вторичной структуры (белого слоя), образовавшихся в процессе окислительного изнашивания.

Как видно из приведенных фотографий, указанные структуры значительно отличаются друг от

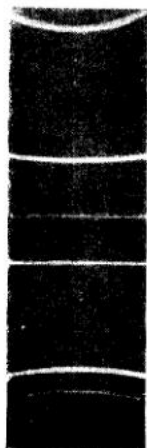


Рис. 11. Рентгенограмма исходной поверхности образца из железа армко (видны только линии $\alpha\text{-Fe}$).

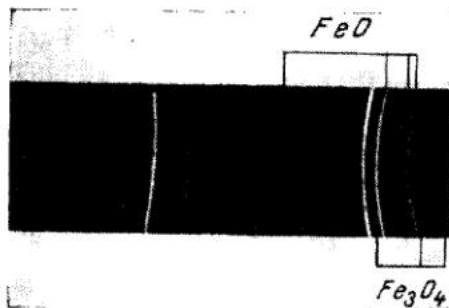


Рис. 12. Рентгенограмма поверхности трения образца из железа армко, испытывавшегося в условиях окислительного изнашивания.

друга. При отпуске структура белого слоя претерпевает изменения, заключающиеся в выделении обособленных частиц окислов (рис. 16).

Исследования влияния на износ металлов вторичных структур, образующихся на их поверхностях трения, приводят к следующим выводам.

При трении всех металлов и сплавов в определенных диапазонах скоростей скольжения на поверхностях трения образуются пленки окислов. Износостойкость металлов и сплавов в этих условиях определяется комплексом свойств окисных пленок, образующихся в процессе трения, т. е. их прочностью, хрупкостью, твердостью, а также прочностью связи окисных пленок с основным металлом.

Объяснение влияния вторичных структур на износ металлов связано с классификацией металлов по их износостойкости, разработанной авторами [5], а также с учетом существования групп металлов (первая и вторая группы), при трении которых образуются пленки окислов, обладающие комплексом свойств, повышающих износостойкость, и с наличием групп металлов (третья и четвертая группы), при трении которых образуются пленки окислов, имеющие низкий комплекс свойств, в результате чего интенсивность изнашивания увеличивается.

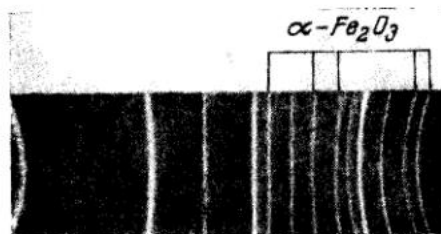


Рис. 13. Рентгенограмма поверхности трения образца из железа армко, испытывавшегося в условиях окислительного изнашивания

Свойства окислов, образующихся при трении, т. е. при одновременном протекании процесса пластической деформации и окисления, и свойства окислов, образующихся при окислении в печи, различны.

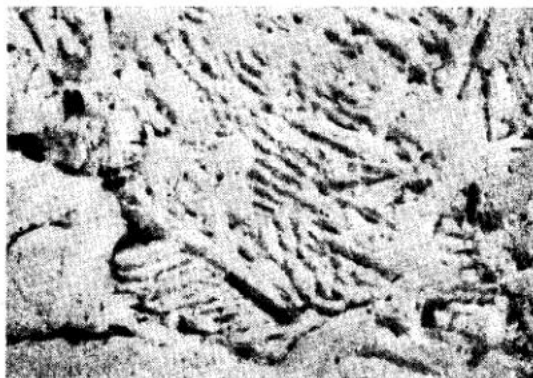


Рис. 14. Электронная микрофотография исходной структуры образца. Ст. 45×6000.

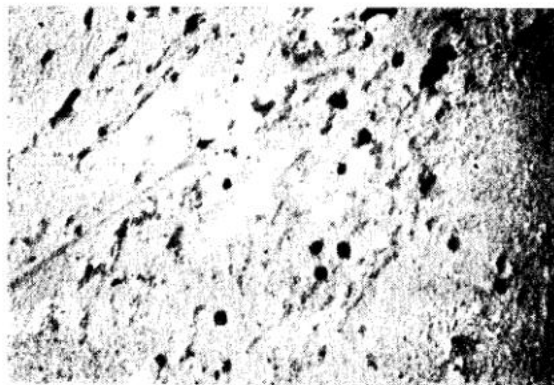


Рис. 15. Электронная микрофотография вторичной структуры (белого слоя) образца, возникшей при окислительном изнашивании. Ст. 45. ×6000.

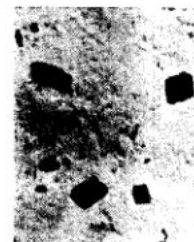


Рис. 16. Электронная микрофотография вторичной структуры (белого слоя) после отпуска. Ст. 45. ×6000.

Далеко не всегда можно судить о характеристиках окислительного изнашивания по результатам высокотемпературного окисления металлов в статических условиях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б. И. Костецкий. Износостойкость деталей машин. Машгиз, 1950.
2. П. К. Топеха. Основные виды изнашивания металлов. Машгиз, 1952.
3. И. Г. Носовский. Исследование изнашивания стали 45 в воздухе, аргоне и кислороде. Сб. «Развитие теории трения и изнашивания». Изд-во АН СССР, М., 1957.
4. В. И. Архаров. Окисление металлов. Metallurgizdat, 1944.
5. Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, Н. Л. Голего, П. К. Топеха. Классификация металлов и сплавов по их износостойкости. Ст. в наст. сб.

ДИНАМИКА СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ИЗНОСЕ

В работе [1] показано, что износостойчивость стали в значительной степени определяется тонкой структурой ее активного слоя. Под тонкой структурой в данном случае подразумевается характер структурной однородности кристаллитов, степень дробления блоков мозаики, величина и характер внутренних напряжений.

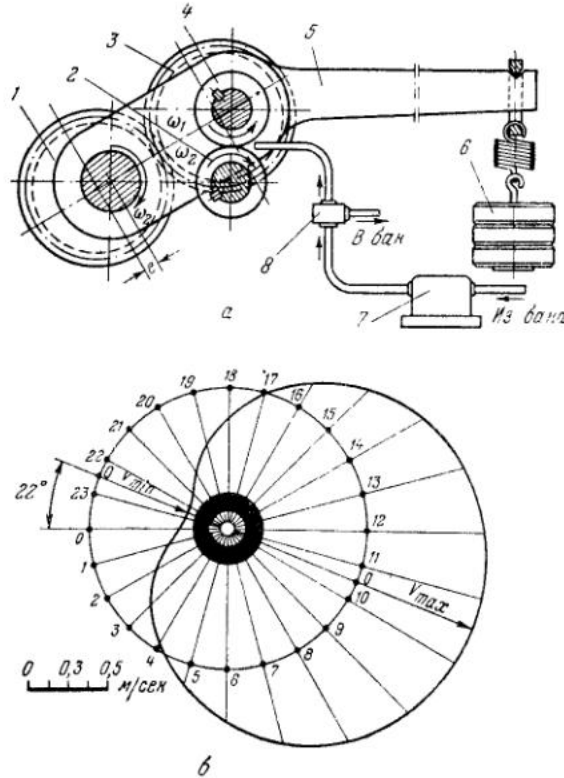


Рис. 1.

а - схема двухроликовой испытательной машины. 1 - нижняя эксцентриковая шестерня; 2 - нижний ролик ($\omega_2 = \text{const}$); 3 - верхняя эксцентриковая шестерня; 4 - верхний ролик ($\omega_1 = \omega_1(\varphi)$); 5 - нагрузочный рычаг; 6 - груз; 7 - масляный насос; 8 - масляный редуктор; б - распределение скоростей скольжения по окружности ролика

В работах [2, 3] показано, что общепринятые представления о влиянии структурных составляющих на износостойкость в ряде случаев должны быть пересмотрены с учетом их влияния на износостойкость при их взаимодействии. В результате этого могут быть получены необычные комбинации свойств твердых и мягких, пластичных и хрупких структурных составляющих.

С учетом сказанного нами были проведены исследования динамики структурных изменений в процессе трения. Эти изменения исследова-

лись одновременно с изменением износов. Испытания проводились на двухроликовой машине, которая воспроизводила кинематический принцип зубчатого зацепления (качение с переменным скольжением рис. 1, а). Здесь нижний ролик вращался непосредственно от мотора с постоянной угловой скоростью. Верхний ролик вращался от того же мотора, но через пару эксцентриковых шестерен и имел поэтому переменную угловую скорость. Скорость скольжения верхнего ролика менялась в пределах от +1,27 до -0,95 м/сек (рис. 1, б).

Смазка — масло МС-20 подавалась непосредственно к месту контакта роликов от насоса производительностью 1,2 л/мин. Кроме того, образцы исследовались и с капельной смазкой (80 кап/мин). Испытания производились на роликах диаметром 50 мм и толщиной 20 мм, изготовленных из цементированной хромоникелевой стали 20Х2Н4А. Контактные напряжения сжатия, подсчитанные по формуле Герца, принимались равными 14 000 кг/см². Ролики были термообработаны по двум режимам. Условия термообработки, микроструктура и твердость приведены в табл. 1.

Исследование проводилось по двум параллельным вариантам: при первом различные пары роликов испытывались непрерывно в течение 3, 9, 19 и 40 мин., 3 и 5 час., при втором — одна и та же пара роликов (для обоих режимов термической обработки и смазки) после каждого указанного промежутка времени подвергалась исследованию и снова устанавливалась на машину для последующего испытания.

Таблица 1

Варианты	Режим термической обработки	Микроструктура цементированного слоя	Твердость цементированной поверхности по R_c
Первый	Цементация в твердом карбюризаторе при 910° в течение 20—21 час. на глубину 1,5—1,7 мм Высокий отпуск при 650° в течение 4 час. Закалка при температуре 810° в масле Низкий отпуск при температуре 150° в течение 1 часа	Мартенсит, остаточный аустенит, карбиты	57—60
Второй	Цементация по режиму, аналогичному для первого варианта Закалка непосредственно из цементационного ящика в воду Низкий отпуск при температуре 150° в течение 1 часа	Аустенит и небольшое количество игольчатого мартенсита	40—50

Поскольку при обоих вариантах были получены одинаковые результаты, в дальнейшем рассматриваются только результаты, полученные при втором варианте.

На каждом из испытывавшихся роликов фиксировались 24 участка, отличавшиеся друг от друга значением и знаком скорости скольжения. После каждого этапа испытания на участках исследовались величина износа, микроструктура, фазовый состав, величина упрочнения, микро-

твердость и величина износа. Изменения величины износа и других параметров были различными для роликов, имевших постоянную или переменную угловую скорость, работавших при обильной или капельной смазке и термообработанных по первому или второму варианту режима.

Определение микротвердости роликов производилось на приборе ПМТ-3, а их рентгенографическое исследование осуществлялось в специальной камере типа дебаевской лучами железного анода.

Износ определялся методом взвешивания и локально в каждой исследованной точке рабочей поверхности, а также методом отпечатков, разработанным М. М. Хрущовым и Б. Г. Берковичем [4].

1. ИЗМЕНЕНИЕ ВЕЛИЧИН ИЗНОСА И ИНТЕНСИВНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ

На рис. 2 и 3 приведены кривые изменения линейного износа, интенсивности линейного изнашивания и микротвердости, полученные в процессе трения роликов, термообработанных по первому и второму вариантам режима. Кривые интенсивности изнашивания — время имеют

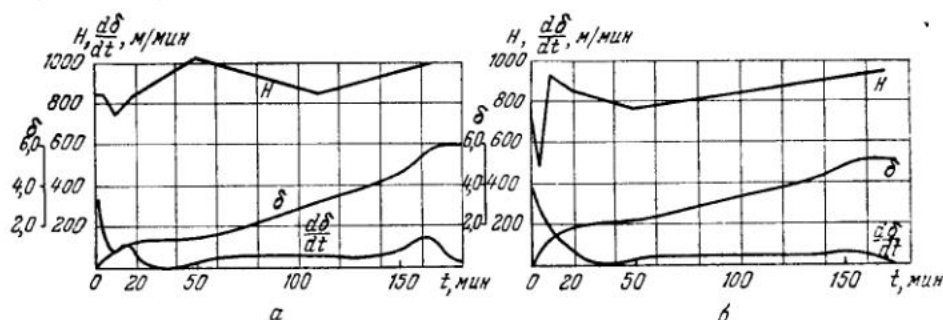


Рис. 2. Изменение линейного износа (δ), интенсивности линейного изнашивания ($\frac{d\delta}{dt}$, $\text{м}/\text{мин}$) и микротвердости в процессе трения роликов, термообработанных по режиму 1, при различной скорости скольжения $v_{\text{ск}}$ равно: а — 0,02 м/сек; б — 0,7 м/сек

различный характер для роликов, термообработанных по различным режимам или работающих с разной смазкой. Но во всех случаях на частях кривой, относящихся к периоду приработки и установившегося износа, есть один или несколько участков повышенной интенсивности изнашивания.

2. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ

Для исследования изменения микроструктуры нами были выбраны наиболее характерные структуры: для первого варианта режима — структура мартенсита с небольшим количеством остаточного аустенита и карбидов, для второго — структура аустенита с небольшим количеством игл мартенсита.

На определенном этапе испытания в начальный период трения обнаруживается новая структура, образующаяся в процессе износа. Ее

составляющими являются отпущенный исходный мартенсит, остаточный аустенит, мартенсит, вновь образовавшийся в процессе трения из вторичного аустенита, карбиды, выделение которых можно наблюдать, сравнивая микрофотографии образцов на различных этапах испытания.

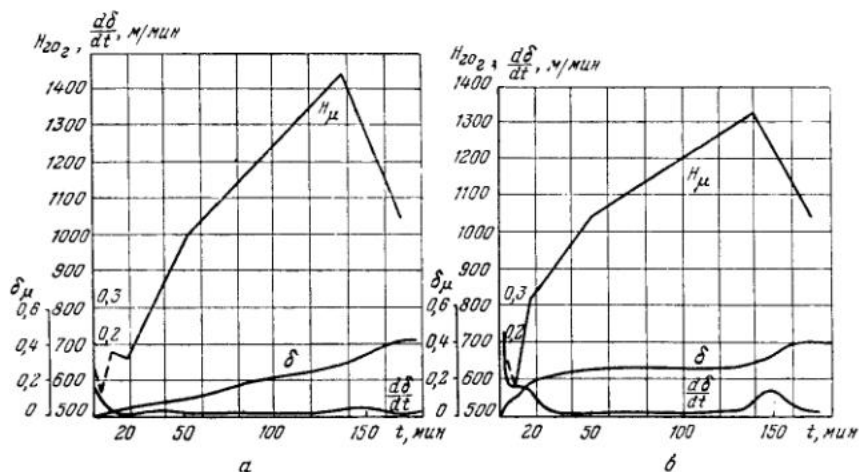


Рис. 3. Изменение линейного износа ($\delta\mu$), интенсивности линейного изнашивания ($\frac{d\delta}{dt}$, м/мин) и микротвердости в процессе трения роликов термообработанных по режиму 2.
 $v_{ск}$ равно: а — 0,02 м/сек; б — 0,7 м/сек

При исследовании роликов после различных этапов испытания почти во всех случаях можно наблюдать появление на их поверхности белых участков в виде тонких пленок, которые в процессе испытания увеличиваются. Кроме того, более характерно проявляются специфические особенности (нетравимость, высокая твердость) этой пленки. При одном и том же времени испытания белая зона резче выражена при больших скоростях скольжения.

Не разбирая природы появления белой зоны, можно указать, что она рассматривается нами как результат осуществляющихся при трении вторичных термических процессов [6, 7].

При тяжелых режимах трения в тонких поверхностных фильмах, находящихся в непосредственном контакте с контртелом, имеются налицо условия, необходимые для формирования вторичной структуры аустенита и для образования насыщенного углеродом вторичного мартенсита.

3. РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ

На рис. 5 приведены определенные рентгенографическим способом кривые изменения количества остаточного аустенита в ходе испытания. Из них видно, что общее количество остаточного аустенита уменьшается с увеличением времени испытания. Ход этих кривых хорошо согласуется с кривыми, показывающими изменение интенсивности износа, изменение микротвердости новой структуры и изменение ширины линий (рис. 2, 3, 4, 6).

4. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ПРОЦЕССЕ ИЗНАШИВАНИЯ

На рис. 2 приведены кривые, характеризующие изменение микротвердости, исходного мартенсита и аустенита в процессе изнашивания. Здесь мы ограничимся рассмотрением изменения микротвердости новой структуры, образующейся в процессе трения.

Как видно из кривой *a* рис. 6, твердость этой структуры в ходе испытания возрастает, достигая высоких значений, до $70 R_c$. Однако затем начинается сравнительно быстрое снижение твердости. Это согласуется с данными изменения ширины линий, которые характеризуют степень упрочнения или разупрочнения активного слоя (рис. 4).

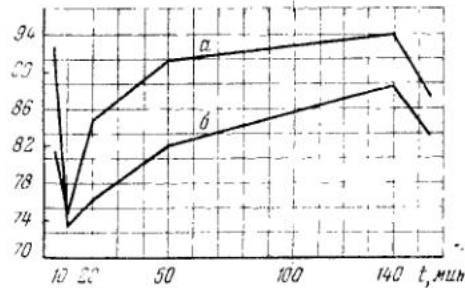


Рис. 4. Изменение ширины линий α -фазы (211) в процессе трения роликов, термообработанных по режиму 2.

$v_{СК}$ равно: *a* — 0,02 м/сек; *б* — 0,93 м/сек

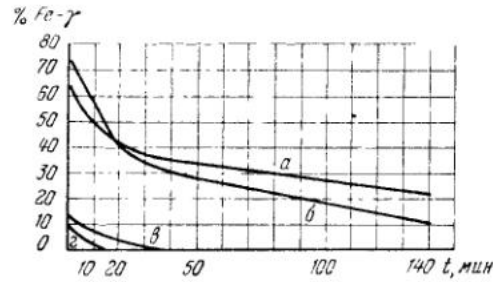


Рис. 5. Изменение количества остаточного аустенита в процессе трения роликов, термообработанных по режимам 1 и 2.

a — режим 2, $v_{СК}$ 0,02 м/сек; *б* — режим 2, $v_{СК}$ = 0,7 м/сек; *в* — режим 1, $v_{СК}$ = 0,02 м/сек; *г* — режим 1, $v_{СК}$ = 0,7 м/сек

Таким образом, данные рентгенографического исследования показывают, что максимум интенсивности изнашивания совпадает с периодом окончания распада основной массы остаточного аустенита и временем, когда достигается максимальное упрочнение структурных составляющих. С другой стороны, данные металлографического исследования и микротвердости показывают, что максимум интенсивности изнашивания соответствует этапу, когда твердость новой образовавшейся в процессе трения структуры* также достигает наибольшего значения.

При изменении условий трения (скорости скольжения и смазки) максимум интенсивности изнашивания сдвигался по оси абсцисс в ту или другую сторону, но во всех случаях можно было зафиксировать указанное выше совпадение.

Изменения интенсивности изнашивания при трении объясняются только изменениями структурного состояния активного слоя. Направление же этих изменений определяется, с одной стороны, внешними условиями (трением, нагрузкой, скоростью, смазкой и временем работы), и, с другой, — исходным состоянием контактирующих поверхностей, определяемых видом и характером механической и термической обработок. Максимум интенсивности при износе в период распада остаточного аустенита тем ближе к началу координат, чем раньше заканчивается этот распад.

* Следуя Е. Д. Грозину, такую структуру можно назвать мартенситом или аустенитом трения.

Известно, что при мартенситном превращении растут внутренние напряжения второго рода, которые достигают особо высоких значений в то время, когда этот процесс заканчивается. Ориентировочные расчеты показывают, что при этом могут создаваться напряжения одного порядка с величиной прочности материала.

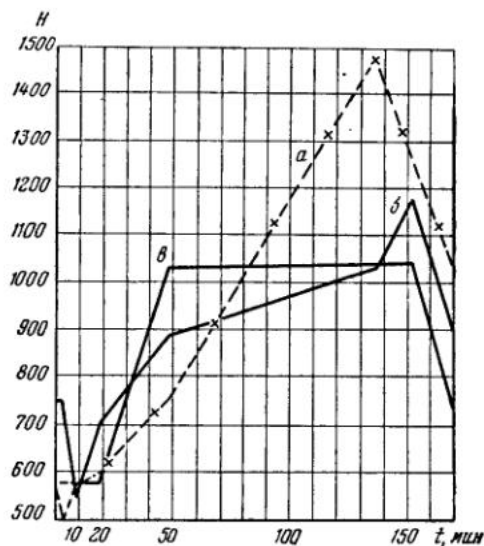


Рис. 6. Изменение микротвердости и структуры в процессе трения роликов, термообработанных по режиму 2 при скорости скольжения $v_{ск} = 0,7$ м/сек.

a — смешанная мартенситно-аустенитная структура с карбидами и без них; b — аустенитная структура; v — игольчатый мартенсит в аустенитных полях

Внутренние напряжения второго рода в данном случае рассматриваются как суммарный эффект когерентных напряжений, образующихся во время начальной стадии распада твердого и пересыщенного твердого растворов, а также дисперсионных напряжений, образующихся при обособлении карбидной фазы в твердом растворе.

При наличии значительных напряжений, вызванных тяжелыми условиями трения, проявление сравнимых с ними дополнительных внутренних напряжений (образующихся в результате структурных превращений) приводит, как указывалось выше, к повышению интенсивности изнашивания в конечной стадии процесса превращения остаточного аустенита в мартенсит.

Внутренние напряжения второго рода достигают максимальных значений тогда, когда новое мартенситное зерно образуется в окружении мартенсита.

Параллельно с образованием мартенсита и упрочнением структурных составляющих идет и процесс разупрочнения, при этом интенсивность изнашивания в каждый данный момент определяется тем, какой из этих процессов преобладает. Кроме того, ранее уже было показано, что в процессе трения образуется новая структура, микротвердость которой существенно повышается в ходе испытания.

Второй максимум интенсивности изнашивания совпадает по времени с тем этапом испытания, при котором достигается максимальное

значение микротвердости. Возможно, что появление этого второго максимума (рис. 2, 3) связано с развитием белой зоны, формирование которой приводит к появлению микротрещин в поверхностных слоях [8].

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать вывод, что ролики, термообработанные по второму варианту режима, обладавшие до начала испытания меньшей твердостью, при тяжелых условиях трения оказались более износостойчивыми (рис. 7, а, б).

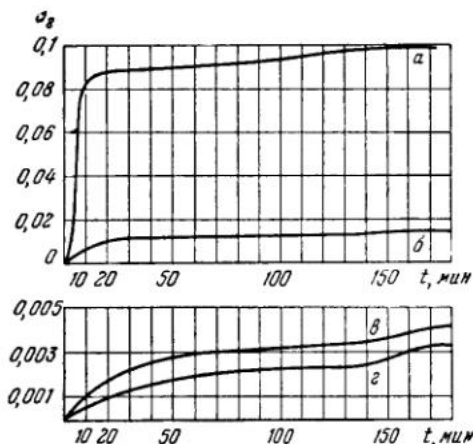


Рис. 7. Весовой износ роликов, термообработанных по режимам 1 и 2.

а — режим 1, $\sigma_{сж} = 14\,000 \text{ кг/см}^2$; б — режим 2, $\sigma_{сж} = 14\,000 \text{ кг/см}^2$;
в — режим 2, $\sigma_{сж} = 9\,000 \text{ кг/см}^2$; г — режим 1, $\sigma_{сж} = 9\,000 \text{ кг/см}^2$

Иная картина наблюдается при более легких условиях трения. В этом случае не сказываются влияния мягкой, с преобладанием аустенита, структуры (второй вариант режима), и суммарные (исходные после термообработки и формирующиеся при трении) напряжения в случае структуры, получающейся при обработке по первому варианту режима, имеют другие значения. Исследование износостойчивости роликов при облегченных условиях трения подтверждает это предположение (рис. 7, в, г).

Влияние скорости скольжения заключается в том, что при ее увеличении (уменьшении) максимум интенсивности изнашивания наступает раньше (позже) и величина его изменяется.

В настоящей работе рассмотрена динамика структурных превращений при трении и при этом показано влияние структурных превращений на износостойчивость стали. В наших опытах интенсивность изнашивания на участках максимума примерно в 3—5 раз больше, чем интенсивность изнашивания на остальных участках, где структурных изменений не происходит. При этом важны не только величина износа, но и изменение условий контакта (образование питтингов, склонность к образованию задиров и т. д.), происходящих при изменении структуры, и свойств активного слоя одной из сопряженных поверхностей.

Из сказанного следует, что при оценке износостойчивости стали той или иной исходной структуры необходимо учитывать способность этой структуры к изменениям в процессе трения, а также характер и направление этих изменений. Рассматривая отдельные этапы процесса изнашивания в виде последовательных переходов единого физиче-

ского процесса, можно многообразие разрозненных факторов свести к нескольким, обоснованным с точки зрения физики износа схемам, а это позволит нам понять механизм процесса изнашивания трущихся деталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Л. С. Палатник, И. М. Любарский, А. П. Любченко. Формирование износостойкой структуры цементированной стали. Доклады СССР, БССР и УССР на Международной конференции по мирному применению атомной энергии. М., 1957
2. И. М. Любарский, О. Ф. Подгорная. Металловедческие вопросы проблемы трения. Сб. «Новое в металловедении и термической обработке». Харьков, 1958.
3. Л. С. Палатник, И. М. Любарский, А. П. Любченко. Об износостойкости цементированной стали. Труды Харьковского ун-та. Изд. 1958.
4. М. М. Хрущов, Б. С. Беркович. Точное определение износа деталей машин. Изд-во АН СССР, М., 1953.
5. И. В. Крагельский и И. Э. Виноградова. Коэффициенты трения. Машгиз, 1955.
6. А. Д. Курцына. О происхождении «белой фазы» на поверхности трения. Сб. «Трение и износ в машинах», 11, М., 1956.
7. Л. С. Палатник, И. М. Любарский, Б. Т. Бойко. О природе белой зоны. ФММ, 1956, 2, № 3.

Ю. А. Мишарин, А. В. Сивякова

ЛАБОРАТОРНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОТИВОЗАДИРНОЙ СТОЙКОСТИ НЕКОТОРЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ЧЕРВЯЧНЫХ ПЕРЕДАЧАХ

Наиболее опасным участком поверхностей трения червячных передач с точки зрения их заедания является участок, где скорости перемещения поверхностей контакта относительно контактной линии имеют составляющие по нормали к контактной линии, направленные в разные стороны [1, 2]. Имитирование условий работы этих участков

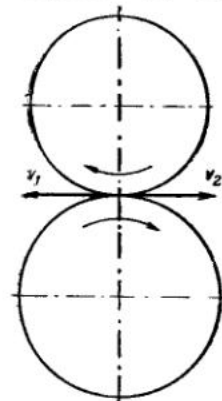


Рис. 1. Схема установки образцов на машине.

при лабораторном испытании материалов было выполнено по предложению проф., д-ра техн. наук А. И. Петрусевича на машине типа МИ, модернизированной таким образом, что ролики получали вращение в одном направлении, но при этом окружные скорости роликов направлены навстречу друг другу; это обеспечило условие контакта профилей, соответствующее указанному выше.

Схема работы образцов приведена на рис. 1.

Так как окружные скорости роликов одинаковы: $v_1 = v_2$, то скорость скольжения равна их сумме:

$$v_{ск} = v_1 + v_2.$$

Согласно гидродинамической теории смазки [3], а также контактногидродинамической теории [4], при таких условиях в зоне контакта отсутствует гидродинамический эффект и получается граничное трение.

1. УСЛОВИЯ ИСПЫТАНИИ

Давление между испытываемыми образцами задавалось от 17 до 200 кг/см. Образцы смазывались маслом из бака при помощи нагнетательной помпы, а затем отсасывающей помпой масло возвращалось снова в бак.

В месте подачи масла на образцы (на входе) и в месте отвода масла (на выходе) были установлены термометры, регистрирующие температуру подводимого и отводимого масла. В магистрали маслосистемы предусмотрен редукционный клапан, позволяющий изменять количество подаваемого масла на образцы.

С целью приближения условия испытаний образцов к часто встречающимся на практике условиям работы червячных передач суммарная скорость скольжения была повышена до $V_{ск} = 307,6$ см/сек. Нижнему ролику сообщалось 735 об/мин, что соответствует окружной скорости $V_1 = 153,8$ см/сек; верхнему — 857 об/мин при той же окружной скорости.

Температура масла на входе 25°.

2. ИСПЫТЫВАЕМЫЕ ОБРАЗЦЫ

Диаметры образцов — роликов верхнего 34,28 мм, нижнего 40,0 мм; ширина линии контакта роликов 10 мм.

Испытания проводились на образцах, данные которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

Материал ролика	Диаметр ролика, мм	классы чистоты	Поверхностная твердость
Бр. АЖ 9—4	40	7 ÷ 8	$H_B = 95 \div 97$
Бр. АЖ Мц 10—3—1,5	40	7 ÷ 8	$H_B = 98 \div 100$
Ст. 45	40	9 ÷ 10	$R_c = 46 \div 48$
Ст. 45	34,28	9 ÷ 10	$R_c = 56 \div 58$
Ст. 45	34,28	9 ÷ 10	$R_c = 45 \div 47$
Бр. ОФ 10—1	40	7 ÷ 8	
Графитизированная сталь ¹	40	7	$H_B = 190 \div 200$
Сульфидированная сталь ²	40	7	$H_B = 220 \div 229$
Чугун С4 = 32	40	6	$R_c = 86$

¹ Графитизированная сталь имеет следующий химический состав (%): $C_{общ} = 1,43$; $C_{граф} = 0,49$; $S_1 = 1,02$; $Mn = 0,15$; P и $S = 0,022$; $Si = 0,69$; Cr — следы; $N = 0,05$.

² Сульфидирование стальных образцов из Ст. 45 производилось в сухом FeS_2 при температуре 570° с выдержкой 3 часа.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

До начала опыта производилось измерение диаметров образцов, которые выдерживались в жестких пределах, с целью исключения появления гидродинамического эффекта смазки. Определялась чистота поверхностей. По краске проверялось взаимное прилегание роликов.

После закрепления образцов на машине производилось их нагружение при выключенном электродвигателе. После этого каретка с верхним образцом приподнималась при помощи рычага, включался электродвигатель и уже на ходу каретка опускалась.

В отличие от предыдущих испытаний, проводимых авторами, когда нагрузка повышалась постепенно, по мере затягивания пружины на ходу, указанный метод нагружения обеспечивал приложение всей нагрузки сразу.

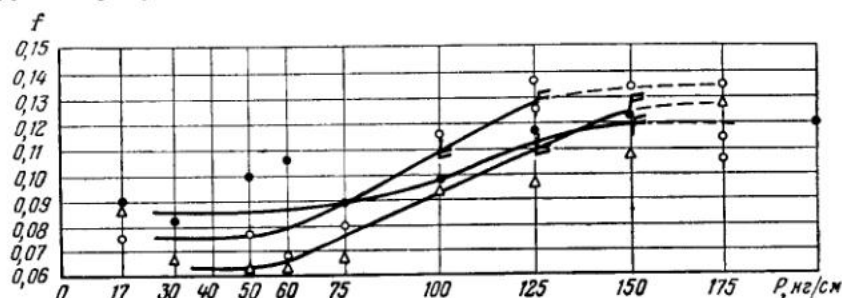


Рис. 2. Кривые противозадириой стойкости трущейся пары.

Ст. 45 по Бр. АЖМЦ 10—3—1,5 в координатах коэффициент трения f — удельное давление P , f — частичное заедание; F — полное заедание

Испытания при каждой нагрузке проводились до установившегося значения момента трения (до затухания колебания системы, регистрирующей момент трения), на что требовалось несколько секунд.

Так как ранее было установлено, что заедание на свежеработанных поверхностях (зачищенных шкуркой и пастой ГОИ) наступает

Таблица 2

Сводные данные о нагрузках заедания

Материалы сопрягаемых роликов	Нагрузка заедания, кг/см		Материалы сопрягаемых опытов	Нагрузка заедания, кг/см	
	частичного	полного		частичного	полного
Ст. 45 по Бр. АЖМЦ 10—3—1,5	100	125	Сталь по чугуна СЧ-32	50	75
	125	150		50	75
	125	150		Среднее значение	
	116	141		50	75
Ст. 45 по Бр. АЖ 9—4	100, 125	150	Сталь по графитизированной стали	В пяти опытах при нагрузке $P=17$ кг/см контакт не по всей ширине; задиры на обоих образцах	
	100	125			
	100	125			
	Среднее значение				
106	133				
Ст. 45 по Бр. ОФ 10—1	125	150	Сталь 45 по стали 45	При $P=17$ кг/см контакт не по всей ширине. Задир на обоих образцах	
	125, 150	175			
	125	150			
	150, 175	200			
	Среднее значение				
141,6	168,8				
		Сульфидированная сталь по сульфидированной стали	В трех опытах при нагрузке частичного заедания > 200 кг/см следы задир отсутствуют		

при меньших нагрузках, чем на приработанных поверхностях, то после каждого нагружения производилась зачистка поверхностей.

Нагрузка во время опыта повышалась ступенями, до появления следов заедания.

Нагрузка, при которой происходит местное заедание или намазывание бронзы на сталь или чугуна на сталь, считалась еще допустимой.

В связи с тем, что после некоторого времени работы намазывание прекращалось, за нагрузку полного заедания принималась нагрузка, при которой происходит намазывание бронзы на сталь или чугуна на сталь по всей ширине ролика.

При трении в паре стали по стали и графитизированной стали по стали заедание проявляется не в виде намазывания, а в виде вырывания частиц металла из одной поверхности, переноса и налипания их на другую поверхность, с последующей порчей поверхностей и быстрым их изнашиванием.

За нагрузку полного заедания для данных пар принимается такая, при которой резко возрастает коэффициент трения.

Результаты испытаний приведены в табл. 2 и на графике рис. 2.

Нагрузки, заедания, приведенные в табл. 2, указаны только для сравнения противозадирных свойств отдельных сочетаний материалов и не могут быть использованы для расчета допустимых нагрузок в червячных передачах, так как распределение нагрузок по контактной линии в червячной передаче более неравномерно, чем в случае испытания роликов с шириной 10 мм.

ВЫВОДЫ

1. Предложена новая методика оценки сравнительной противозадирной стойкости трущихся пар, основанная на использовании модернизированной машины МИ с применением принудительного вращения роликов в одном направлении (при этом окружные скорости роликов направлены навстречу друг другу).

2. Выявлена сравнительная сопротивляемость заеданию некоторых сочетаний материалов. Испытанные комбинации материалов по возрастанию их сопротивляемости заеданию располагаются в следующем порядке:

- 1) закаленная сталь по закаленной стали;
- 2) графитизированная сталь по закаленной стали;
- 3) чугун СЧ-32 по закаленной стали;
- 4) Бр. АЖ 9—4 по закаленной стали;
- 5) Бр. АЖ МЦ 10—3—1,5 по закаленной стали;
- 6) Бр. ОФ 10—1 по закаленной стали;
- 7) сульфидированная сталь по сульфидированной стали.

Настоящая работа проводилась в Лаборатории силовых, механических передач Института машиноведения АН СССР.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Н. Грубин. Червячное зацепление. Труды Центр. констр. бюро редукторостр. ОНТИ, М., 1936.
2. И. И. Бахрадзе. Исследование трения в контактной зоне эвольвентной и архимедовой червячных передач. Труды Тбилисского ин-та инженеров ж.-д. транспорта им. Ленина, вып. 27, Изд-во 1954.
3. Н. М. Martin. Engineering, 916, 102, стр. 119.
4. А. И. Петрусевиц. Основные выводы из контактно-гидродинамической теории смазки. Изв. АН СССР, ОТН, 1951, № 2.

ВОПРОСЫ ТЕОРИИ СХВАТЫВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Схватывание металлов представляет собой бездиффузионное явление, заключающееся в образовании металлических связей при совместном пластическом деформировании металлов и приводящее к их прочному соединению. При схватывании одноименных металлов происходит объединение кристаллических решеток в одно целое; при схватывании разноименных металлов образуется соединение, аналогичное наблюдаемому при электролитическом осаждении металлов. Следует отличать схватывание от диффузионного процесса соединения металлов — спекания, лежащего в основе порошковой металлургии. В чистом виде схватывание бывает при температурах ниже температуры порога рекристаллизации или соответствующей ей температуры начала спекания [1].

Поскольку схватывание бездиффузионное явление, проявление его от времени практически не зависит. Спекание же — процесс, идущий во времени, и как правило для получения соединения в этом случае требуются относительно длительные промежутки времени. Спекание при температурах ниже температуры порога рекристаллизации практически не происходит, схватывание же при достижении в контакте определенных условий может происходить при любых температурах. В рассматриваемом случае уместна аналогия с процессами пластической деформации металлов. При температурах ниже порога рекристаллизации возможны только бездиффузионные механизмы пластической деформации — сдвигообразование и двойникование. При более высоких температурах становится возможным диффузионный механизм пластичности, характерный для аморфных тел, но роль сдвигообразования и двойникования остается, по-видимому, определяющей до самых высоких температур, особенно при сравнительно больших скоростях приложения нагрузки и деформирования.

Схватывание металлов чрезвычайно распространенное явление. Оно наблюдается в машинах при трении в отсутствии смазки или же в случае нарушения смазочных пленок; при обработке металлов давлением между инструментом и обрабатываемым металлом; при резании металлов (наростообразование). Во всех этих случаях проявление схватывания вредно. Громадное значение схватывание играет при пластическом деформировании металлов, являясь основным механизмом залечивания образующихся при этом микронарушений кристаллической решетки (микрощелей). Различная способность металлов и сплавов к пластическим деформациям и влияние на нее напряженного состояния и температуры уже само по себе свидетельствует о далеко не одинаковой способности металлов к схватыванию. Технологические процессы соединения металлов деформированием в твердом состоянии в подавляющем случае основаны на проявлении схватывания при совместном пластическом деформировании. Указанное относится также к ультразвуковой сварке и к получению монолитных металлов прессованием порошков при повышенных температурах. Значительную роль в порошковой металлургии в ряде случаев играет схватывание при прессовании порошков, предопределяя возможность и интенсивность их последующего спекания.

Явление схватывания металлов во всех приведенных случаях одинаково. Исследование удобнее всего проводить при совместном пла-

стическом деформировании металлов, так как при этом можно задавать температуру испытания, точно количественно оценивать напряжения и деформации в зоне контакта. Устранение или сведение к минимуму влияния поверхностных пленок достигается при этом использованием таких схем деформирования, при которых обеспечивается локальное получение чистых (ювенильных) поверхностей совместно деформируемых металлов непосредственно в контакте под большим давлением. Очень удобен для исследований метод деформирования листовых образцов плоскими и симметрично-наклонными пуансонами [2].

В результате исследований было установлено, что для проявления схватывания металлов при устранении или сведении к минимуму влияния адсорбированных пленок нужны деформации определенной величины, зависящей от условий деформирования, чистоты и состояния самого металла. Величина деформации, при отсутствии на поверхностях в зоне контакта пленок, препятствующих схватыванию, во многих случаях превышает необходимую для достижения непосредственного контакта соприкасающихся поверхностей (сближения поверхностных атомов на расстояния, соответствующие существующим в кристаллической решетке). Следовательно, непосредственный контакт чистых поверхностей недостаточен для проявления схватывания, хотя это и является необходимым условием.

Увеличение давления в зоне контакта при совместном деформировании, достигаемое приложением дополнительного объемного сжатия, способствует проявлению схватывания (соединение получается при меньших деформациях). Предварительный наклеп металлов позволяет получить их соединение при меньшей деформации, но при большем давлении. Благоприятным влиянием наклепа, вероятно, следует также объяснять то, что наилучшим способом подготовки поверхностей для технологических процессов соединения металлов при комнатной температуре является очистка поверхностей металлической щеткой, в процессе которой поверхностные слои металла очень сильно наклепываются.

Наиболее мощным фактором, способствующим проявлению схватывания, является температура. Соединение при повышении температуры происходит при значительно меньших деформациях и тем более давлениях. На рис. 1 представлены зависимости от температуры величин деформаций, необходимых для схватывания серебра и сплава меди с 1,5% цинка. Деформирование производилось со скоростью 2 мм/мин в атмосфере чистого аргона, что предотвращало влияние на проявление схватывания окисных пленок и кислорода. Инертная атмосфера обеспечивалась благодаря применению капсулирования [3].

Капсулирование производилось следующим образом. Образцы из серебра (99,9% Ag) предварительно прокаливались на воздухе для удаления органических пленок. После этого соединяемые поверхности зачищались прокаленным шабером из быстрореза и образцы отжигались в вакуумной печи при температуре 850° и давлении 10^{-5} мм рт. ст. Поверхностные слои серебра вместе с находящимися на них пленками при этом испарялись. Затем образцы помещались в алюминиевые капсулы, через которые пропускался аргон (содержание кислорода 0,01%). Вместе с образцами в капсулу помещались полоски предварительно прокаленной в вакууме медной фольги. Далее, не прекращая подачи аргона, производилось одновременное герметическое закрытие обоих концов капсулы деформированием узкими пуансонами в специальном приспособлении (соединение происходило в результате схватывания).

Закрытые капсулы в течение 5 час. отжигались при температуре 450°. Разложение окислов серебра (если они и имелись на поверхности) начиналось при температуре 300°, интенсивное окисление меди — при 180° [4]. Медная фольга в капсулах играла роль геттера, поглощающего кислород из аргона, а также кислород, освобождаемый при разложении окислов серебра (как известно, медь применяется для очищения газов от кислорода). Это позволяло получить очень чистые поверхности серебра в чистом аргоне.

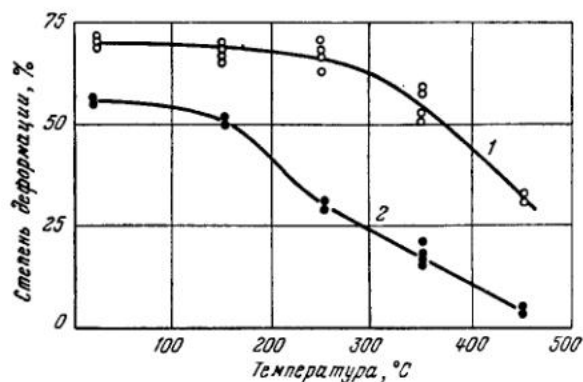


Рис. 1. Зависимость степени деформации свхватывания от температуры

1 — сплав меди с 1,5% цинка; 2 — серебро

Образцы из сплава меди с 1,5% Zn закрывались в капсулах с аргоном непосредственно после очистки металлической щеткой. Подготовленные таким образом капсулы деформировались симметрично наклонными пуансонами в специальном, разогреваемом до нужной температуры реверсоре. Как следует из приведенных на рис. 1 графиков, температура оказывает значительное влияние на деформацию свхватывания. Отсутствие в этих опытах на поверхностях образцов окисных пленок, препятствующих свхватыванию, подтверждается этим влиянием, так как естественно, что деформация в несколько процентов, достаточная для получения при температурах 350—450° соединения серебра по всей площади контакта, увеличивает начальную поверхность образцов незначительно. Следовательно, препятствующих свхватыванию окисных пленок на поверхностях образцов быть не могло.

Большое влияние на способность к свхватыванию металлов оказывают также растворенные в них примеси и легирующие компоненты, что было проверено на примере большого количества двойных сплавов на основе меди в области твердых растворов. Испытания проводились в алюминиевых капсулах, заполненных аргоном (содержание кислорода 0,05%), при разных температурах. Ранее подобные опыты проводились нами в атмосфере воздуха только при комнатной температуре [5]. Полученные зависимости деформаций свхватывания от концентрации растворенных элементов (в ат. %) представлены на рис. 2, удельных давлений свхватывания — на фиг. 3 и сопротивления деформированию при глубине вдавливания пуансонов, равной 50%, — на рис. 4. Зависимости величин деформаций свхватывания от концентрации сохраняют свой вид и для повышенных температур, что наглядно видно из графиков, представленных на рис. 5 и 6. Все

приведенные выше зависимости качественно имеют один и тот же характер и повторяют изображенные на рис. 7 зависимости искажений кристаллической решетки от концентрации (в ат. %) растворенных в меди легирующих компонентов [6, 7]. Относительное расположение кривых сурьмы и фосфора на фиг. 2—6, обратное рис. 7, надо полагать, вызвано тем, что фосфор, являясь хорошим раскислителем меди, нейтрализует действие кислорода; сурьма же этим свойством не обладает.

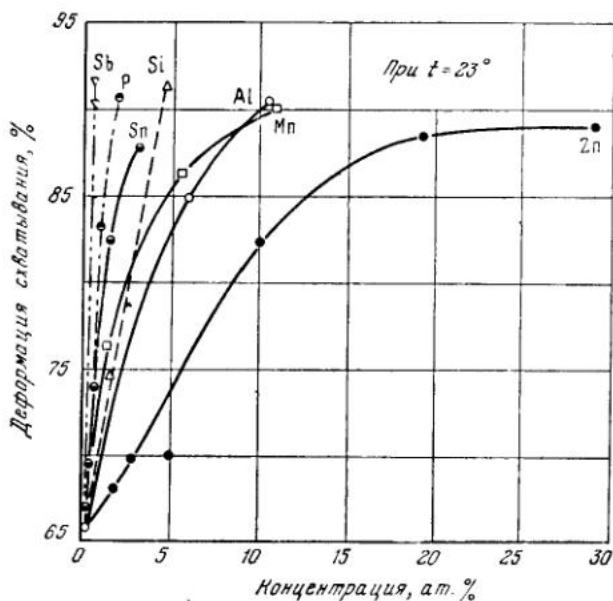


Рис. 2. Зависимость деформации схватывания от концентрации растворенных элементов

Следовательно, чем более искажена кристаллическая решетка основного металла при растворении в нем инородных атомов, тем ниже способность сплава к схватыванию и тем выше должны быть его антифрикционные свойства. Это соответствует существующим представлениям, что при растворении в металле инородных атомов происходит гомеополаризация связей в кристаллической решетке, повышающая направленность этих связей. Для сплавов меди это полностью подтверждается, так как наиболее сильно искажающие кристаллическую решетку и понижающие способность к схватыванию элементы (олово, сурьма, фосфор) придают меди и лучшие антифрикционные свойства. Марганец, алюминий и особенно цинк, мало искажающие кристаллическую решетку меди, не придают ей антифрикционных свойств. Есть основания предполагать, что это правило является общим и для сплавов на основе других металлов, в частности, алюминия.

Еще нет единой точки зрения на природу схватывания и на закономерности его проявления. Существующие гипотезы можно разбить на две основные группы: в гипотезах первой группы предусматривается, что для проявления схватывания необходимо повышение энергии кристаллических решеток совместно деформируемых металлов до определенного уровня — энергетического порога схватывания [2, 8, 9]; в гипотезах второй группы отрицается необходимость преодоления какого-либо энергетического порога и считается, что при контактировании

чистых поверхностей должно происходить спонтанное их соединение, так как энергия системы при этом снижается. С нашей точки зрения, правильны гипотезы, в основе которых лежит представление о необходимости для проявления схватывания преодоления определенного энергетического порога.

Различия существующих энергетических гипотез сводятся в основном к признанию их авторами различных механизмов схватывания.

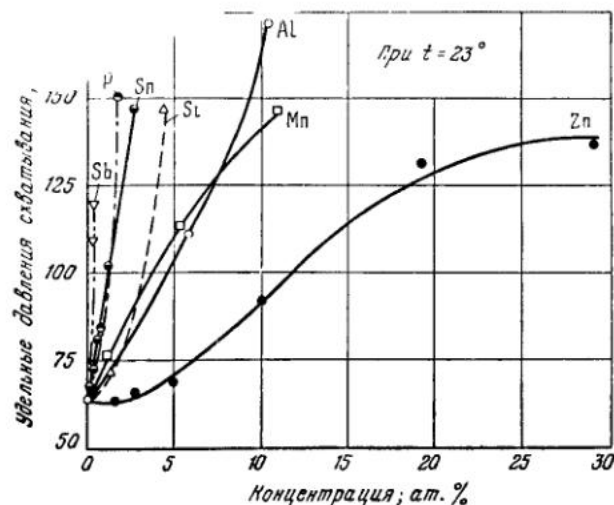


Рис. 3. Зависимость удельного давления схватывания от концентрации растворенных элементов

По мнению Паркса [8], этим механизмом является рекристаллизация, по мнению Эрдманн-Еснитцера [9] — диффузия. Однако о несостоятельности привлечения рекристаллизации и диффузии для объяснения схватывания было много высказываний. Даже если бы по какой-либо причине рекристаллизация и диффузия и могли происходить с заметной скоростью при температуре ниже температуры рекристаллизации, все равно они играли бы второстепенную роль, так как сначала должно было бы произойти схватывание.

В 1952 г. автором была предложена энергетическая гипотеза [10, 2], в которой для объяснения образования металлических связей ни диффузия, ни рекристаллизация не привлекались. В основе гипотезы лежит соображение, что место атомов в кристаллической решетке вполне определено и зависит от расположения соседних атомов, так как каждый атом является членом определенного атомного коллектива, именуемого кристаллом. Следовательно, кристаллические связи в реальных металлах имеют определенные направления, допускающие некоторые отклонения от положений, соответствующих минимальной энергии системы. Чем меньше эти возможные отклонения, тем менее гибки связи и тем более хрупким является кристалл.

Естественно, что при сближении чистых поверхностей поликристаллических металлов, кристаллы которых в пространстве ориентированы беспорядочно (статистически разориентировка кристаллов контактируемых поверхностей постоянна), могут образовываться лишь отдель-

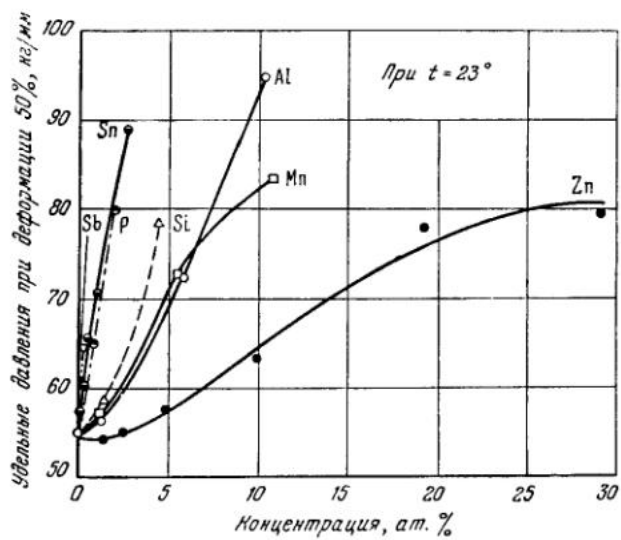


Рис. 4. Зависимость удельного давления от концентрации растворенных элементов

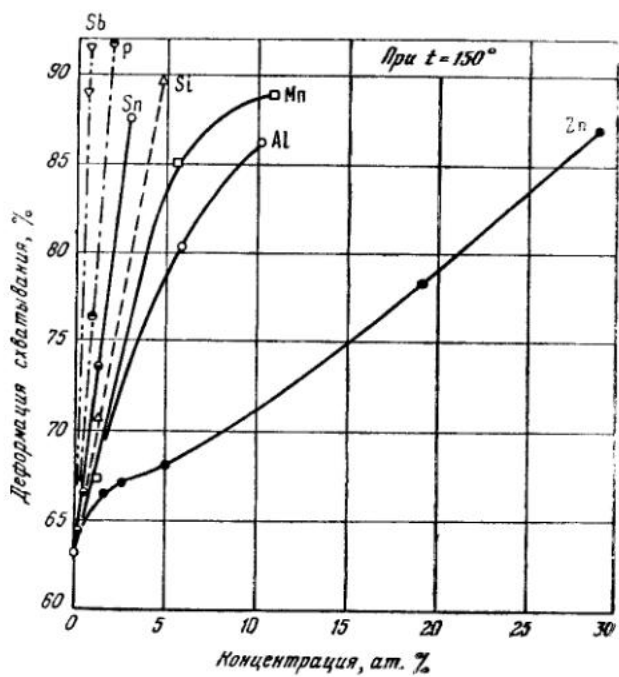


Рис. 5. Зависимость деформации сватывания от концентрации растворенных элементов

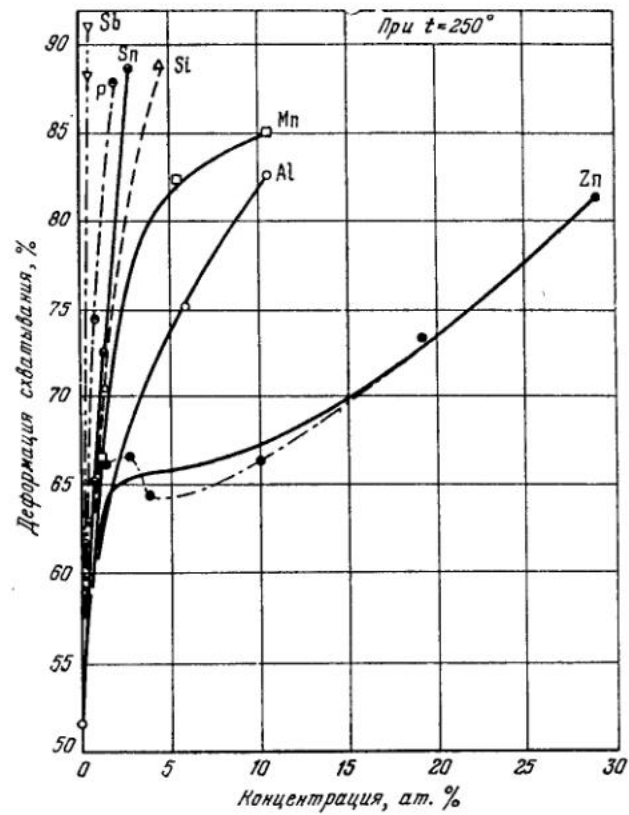


Рис. 6. Зависимость деформации схватывания от концентрации растворенных элементов

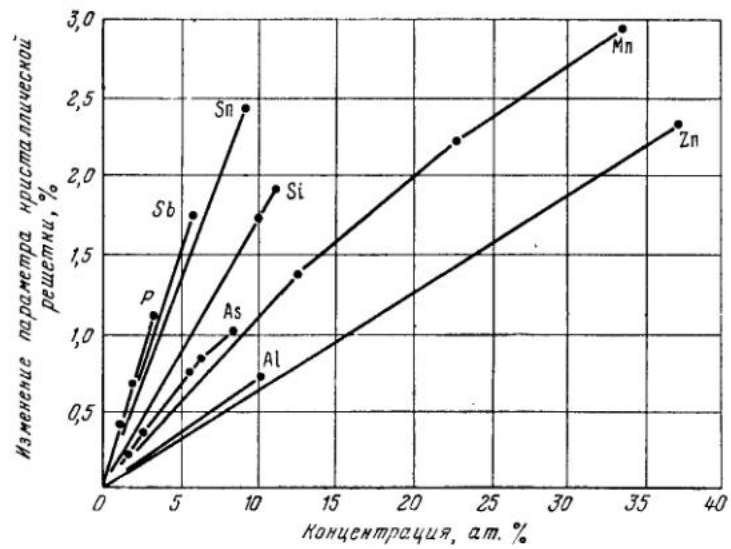


Рис. 7. Зависимость изменения параметра кристаллической решетки от концентрации растворенных элементов

ные связи, случайно совпавшие в пространстве. Чем менее гибки кристаллические связи, тем меньше возможность таких совпадений.

Для проявления схватывания непосредственный контакт чистых поверхностей реальных поликристаллических металлов недостаточен (под непосредственным контактом понимается сближение поверхностей на такое расстояние, при котором могут существовать металлические связи). Необходимо, чтобы энергия атомов кристаллической решетки достигла определенного уровня, который можно назвать энергетическим порогом схватывания. При этом направленность кристаллических связей теряет определяющее значение и тогда происходит соединение — схватывание (физическая граница раздела тел пропадет) — с освобождением соответствующей поверхностной энергии.

В общем энергетическом балансе поверхностных атомов следует учитывать, кроме энергии упругих искажений решетки, тепла, энергии остаточных искажений кристаллической решетки, еще и поверхностную энергию, а также энергию, выделяющуюся в самом процессе пластического деформирования (затрачиваемую на элементарный акт пластической деформации). Различные виды энергии могут заменять друг друга, поэтому изменением условий можно достичь проявления схватывания при деформациях разной величины (даже при отсутствии влияния любых поверхностных пленок).

Установлено значительное влияние химического состава на проявление схватывания, что также не противоречит вышесказанному. При образовании твердых растворов инородные атомы искажают кристаллическую решетку, уменьшая гибкость кристаллических связей, тем самым повышая энергетический порог схватывания и затрудняя проявление схватывания.

Рассмотрим гипотезы, авторы которых отрицают необходимость преодоления какого-либо энергетического порога для проявления схватывания.

По предположению Б. И. Костецкого [11], наиболее плотно усеянные атомами кристаллографические плоскости при совместной пластической деформации поворачиваются до параллельного расположения, после чего происходит самопроизвольное их соединение. Это предположение не выдерживает критики, так как при наблюдаемых проявлениях схватывания металлы чрезвычайно сильно деформируются и правильные кристаллографические плоскости на соединяемых поверхностях перестают существовать в результате интенсивного наклепа. Особенно ярко это проявляется в случае предварительной очистки поверхностей металлической щеткой. Кроме того, изложенная гипотеза не может объяснить ряд экспериментально наблюдаемых фактов. В частности, непонятно, каким образом происходит соединение различных металлов, имеющих различные параметры кристаллической решетки и даже различную кристаллическую структуру (например, железа, имеющего решетку объемно-центрированного куба, и алюминия — с решеткой гранецентрированного куба).

Уайтхед [12] высказал предположение, что способность к схватыванию при трении металлов определяется соотношением механических свойств поверхностных пленок и основного металла. Хьюдж [13] и Тейлкот [14] распространили эти представления на соединение металлов в твердом состоянии. Затем С. Б. Айнбиндер и Э. Ф. Клокова [15] стали принимать во внимание также другие твердые поверхностные пленки — слои металла, наклепанного при очистке металлической щеткой, и искусственно создаваемые пленки гальванических покрытий.

Сторонники этого объяснения, отрицая необходимость преодоления для схватывания энергетического порога, считают, что все металлы и сплавы обладают одинаковой способностью к схватыванию, кажущаяся же разница является следствием наличия поверхностных пленок. Чем больше относительная твердость пленки, тем легче она разрушается и тем легче в контакт вступают чистые поверхности металла, и в результате соединения происходит при меньшей деформации. Физическая природа самого металла или сплава в этом объяснении совершенно не учитывается.

Такое объяснение явления схватывания вызывает ряд возражений. Одно из них вытекает из неубедительности доводов, по которым отрицается возможность существования энергетического порога схватывания. Действительно, свободная энергия соединившихся кусков металла ниже, чем была до соединения. Но и свободная энергия отожженного металла ниже, чем наклепанного, также как и свободная энергия монокристалла меньше энергии поликристалла таких же формы и объема. Но это, как известно, не есть достаточное основание для беспрепятственного перехода в состояние с меньшей свободной энергией при температурах ниже температуры рекристаллизации. Для последнего требуется преодоление определенного энергетического порога.

Наличие толстых твердых пленок на соединяемых поверхностях при некоторых схемах деформирования действительно облегчает выход в зону контакта чистых поверхностей металла и даже образование соединения (значительное изменение условий деформирования металла в контакте). Но принимать этот частный фактор за основной, безусловно, неверно. При деформировании длинными узкими пуансонами наложенных друг на друга образцов из листового металла (толщина равна ширине пуансонов) влияние тонких поверхностных пленок, исключая чрезвычайно активно взаимодействующие с поверхностями, практически полностью нейтрализуется. Это следует из довольно детального исследования деформирования в этом случае, проведенного ранее в Институте машиноведения АН СССР [2], и наглядно иллюстрируется продавливанием внутреннего образца при деформировании трехслойных образцов, даже если внутренний образец имеет значительную толщину и твердость, равную или превышающую твердость наружных образцов.

К фактам, противоречащим этой гипотезе, относятся: уменьшение величины деформации схватывания в случае наклепанных металлов; благоприятное влияние на проявление схватывания дополнительного объемного сжатия, наличие влияния химического состава сплавов; невозможность получения соединения некоторых металлов и сплавов, даже если на их поверхность нанесены очень твердые пленки [10, 16]. Разные по природе пленки оказывают совершенно различное влияние и использовать для объяснения этого влияния только соотношение твердостей нельзя. Возможны также и другие объяснения, например, одно из них, данное автором в 1952 г., о влиянии гальванических пленок хрома на меди, в основе которого лежит несмачиваемость хрома маслами, а также искажение кристаллической решетки в месте перехода к металлу гальванического покрытия, вызывающие соответствующее повышение энергии.

Из работ С. Б. Айнбиндера и Э. Ф. Клоковой неясно, в каких случаях какие пленки следует принимать во внимание и по каким соображениям металлы, поведение которых не совместимо с предположениями

авторов, из дальнейшего рассмотрения исключаются. В частности, это относится к железу и латуни.

В последнее время Г. П. Упитом [17] было проведено обширное исследование, которое опровергает определяющее значение соотношения механических свойств пленок и основного металла на схватывание металлов. С точки зрения автора, убедительным доказательством несостоятельности взглядов сторонников этой гипотезы, к которым, в частности, относится и В. Д. Кузнецов [18], служат описанные выше опыты с серебром в алюминиевых капсулах, заполненных аргоном. Для большей достоверности опыты были повторены с некоторым изменением. Образцы, подготовленные описанным выше способом, герметически закрывались в предварительно прокаленных в вакууме медных трубках, заполненных чистым аргоном (образцы толщиной 3 мм, толщина стенок трубки 1 мм). Затем полученные капсулы прокаливались при температуре, превышающей 600°, в течение 5 час. и после охлаждения деформировались симметрично-наклонными пуансонами при разных температурах. Результаты практически получились такие же, как и при деформировании образцов в алюминиевых капсулах.

Кроме того, был проведен опыт по определению величины деформации схватывания серебряных образцов в глубоком вакууме, который заключался в следующем. Предварительно прокаленные при давлении 10^{-5} мм рт. ст. серебряные образцы (поверхностные слои вместе с адсорбированными пленками испарялись) помещались в подготовленную таким же способом медную трубку. Один конец трубки герметически закрывался деформированием плоскими пуансонами, другой присоединялся к вакуумной системе.

Для повышения вакуума между прокаливаемым участком трубки и местом установки лампы типа ЛМ-2 (для измерения высокого вакуума) помещалась ловушка, охлаждаемая жидким азотом. Конец трубки с образцами прокаливался в печи при температуре 800—850° около 1,5 час. Затем в нагретом состоянии трубка сжималась специальными щипцами до соединения ее внутренних стенок и полученная таким образом герметическая капсула с помещенными в ней образцами серебра отсекалась (при комнатной температуре давление в капсуле было порядка 10^{-7} мм рт. ст.). Деформирование подготовленных таким способом образцов показало, что соединение происходит практически при таких же деформациях, как и при использовании медных капсул, заполненных аргоном. Эти опыты еще раз подтверждают, что величина деформации схватывания определяется не соотношением твердостей пленок и основного металла (пленок на поверхностях в данных опытах не было), а физической природой данного металла, и для серебра при комнатной температуре составляет приблизительно 56%. Наличие же поверхностных пленок может влиять на величину деформации схватывания, препятствуя непосредственному контакту (адсорбированные пленки) или изменяя схему деформации (твердые поверхностные пленки).

Изложенное подтверждает, что гипотеза об определяющей роли соотношения твердостей пленок и основного металла при схватывании не может объяснить реально существующей разницы в способности металлов и сплавов к схватыванию.

ЛИТЕРАТУРА

1. F. P. Bowden and G. W. Rowe. The adhesion of clean metals. Proc. Roy. Soc., 1956, A 233, N 1195.
2. А. П. Семенов. Исследования схватывания металлов при совместном пластическом деформировании. Изд-во АН СССР, 1953.
3. А. П. Семенов. О применении металлических капсул в лабораторной практике. «Зав. лаб.» 1957, № 9.
4. М. П. Славинский. Физико-химические свойства элементов. Metallurgizdat, 1952.
5. А. П. Семенов. О влиянии концентрации некоторых растворенных элементов на способность меди к схватыванию. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, № 5.
6. Correr. The Science and Technology of the Metal, Its Alloys and Compounds. New-York, 1954.
7. E. A. Owen. Primary Binary Solutions Inst. Met. March, 1947, 73, p. 7.
8. J. M. Parks. Recrystallization Welding. Weld. J., 1953, 32, N 5.
9. F. Erdmann-Jesnitzer und W. Wichmann. III Theorie zur Preßschweißung metallischer Körper. Ztschr. Met. 1955, 46, 12.
10. А. П. Семенов. Схватывание металлов при совместном пластическом деформировании. ДАН СССР, 1952, 86, № 1.
11. Б. И. Костецкий. Схватывание при трении металлов. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Укрмашиз, 1953.
12. J. R. Whitehead. Metallic Friction and Surface Damage at Light Loads. Proc. Roy. Soc., 1950, A201, p. 109—124.
13. J. E. Hughes. The Cold Pressure Welding of Metals. Metallurgia Brit. of Met., 1954, 49, N 291.
14. R. F. Tylecote. Investigations on Cold Pressure Welding. Brit. Weld. J., 1954, 1, № 3.
15. С. Б. Айнбиндер, Э. Ф. Клокова. О механизме возникновения сцепления при холодной сварке металлов. Изв. АН Латв. ССР, 1954, № 10 (87).
16. А. П. Семенов. Влияние поверхностных пленок на проявление схватывания алюминия. ДАН СССР, 1952, 86, № 2.
17. Г. П. Упит. Влияние величины давления и растекания поверхности на возникновение сцепления металлических поверхностей в атмосферных условиях. Изв. АН Латв. ССР, 1957, № 12; Сцепление металлических поверхностей при совместной пластической деформации. Изв. Латв. ССР, 1958, № 1.
18. В. Д. Кузнецов. Наросты при резании и трении. Гос. изд. техн.-теорет. лит., 1956.

А. П. Семенов

СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА ПРОТИВОЗАДИРНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ И ИХ СОЧЕТАНИЙ

Способность к схватыванию не всегда полностью характеризует противозадирные свойства материалов и их сочетаний при трении скольжения, ибо они определяются не только легкостью образования металлических связей, но и характером разрушения полученных соединений. Поэтому актуальна сравнительная оценка способности к схватыванию, а точнее — противозадирных свойств материалов, непосредственно при трении скольжения.

Так как задир часто наступает в начале работы механизма, когда гидродинамические режимы трения еще не наступили, а также в начальный период приработки, то во многих случаях целесообразна оценка противозадирных свойств сочетаний материалов при комнатной температуре и низких скоростях трения.

Недостатки известных схем испытания для оценки способности металлов к задире в основном сводятся к следующему:

1) поверхность трения в процессе испытания обновляется лишь у одного из элементов пары;

2) давление в контакте в процессе опыта остается постоянным.

В результате того, что трение в процессе испытания происходит по одному и тому же месту одного из образцов, большую роль в возможном возникновении задира начинают играть случайные неровности на поверхностях, попадание инородных частиц в зону контакта и т. д.

Наиболее подходящей для оценки противозадирных свойств материалов является схема испытания, примененная С. А. Вейлером, Л. А. Шрейнером и П. А. Ребиндером [1], а также И. В. Крагельским и Д. Н. Гаркуновым [2, 3]. Следует отметить, что примененный И. В. Крагельским и Д. Н. Гаркуновым прибор является самозатягивающимся механизмом и поэтому нельзя определять коэффициенты трения непосредственным делением величины сопротивления перемещению на начальное давление в контакте. Действительные коэффициенты трения, вычисленные с учетом самозатягивания, в некоторых случаях приблизительно в 100 раз меньше, чем без учета этого явления, выпавшего из внимания указанных авторов.

Для быстрого установления влияния давления в контакте на характер развития задира возникла необходимость создания методики, в которой было бы предусмотрено непрерывное обновление обеих трущихся поверхностей, а также постепенное увеличение давления от нуля до какой-либо выбранной конечной величины. В работе Хирста и Ланкастера [4] описаны схемы испытаний, в которых отдельно удовлетворяются эти требования. Автором была выбрана схема, представленная на рис. 1, близкая по геометрии образцов и их расположению примененной упомянутыми в начале исследователями [1, 2]. Особенностью ее является то, что короткие цилиндрические образцы (ролики) в процессе испытания вращаются навстречу друг другу, с окружной скоростью в два раза меньшей, чем скорость поступательного перемещения образцов. За счет этого в контакт непрерывно вступают новые, неповрежденные участки поверхностей обоих образцов. Усилие, сжимающее длинный цилиндрический образец между короткими, непрерывно возрастает. Таким образом, это испытание состоит как бы из бесчисленного множества испытаний с различной нагрузкой при одних и тех же начальных условиях на поверхностях трения.

На приборе, предназначенном для испытательной машины ИМ-12А, возможно проведение целесообразных в некоторых случаях опытов без поворота коротких образцов. Суммарную силу трения можно записывать непосредственно на машине, сняв грузы с рычага измерительной системы.

Для безинерционного измерения истинной величины силы трения применялся специальный динамометр со сменными кольцевыми пружинами, обеспечивающий запись силы трения при помощи датчиков сопротивления и шлейфового осциллографа.

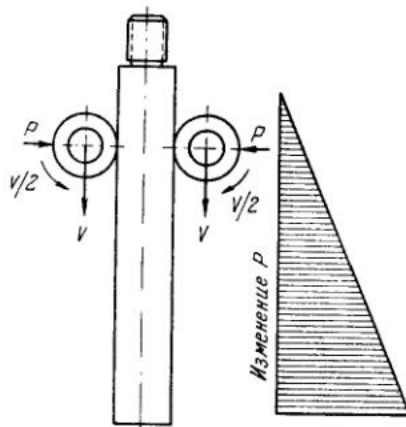


Рис. 1. Схема испытания:
 P — усилие, кг; V — скорость мм/мин

В случае необходимости испытания с поворотом и без поворота роликов можно проводить при постоянных или переменных давлениях по любому заданному закону. Длинный цилиндрический образец можно заменять призматическим или двумя плоскими образцами, укрепляемыми в специальной оправке. Противозадирные свойства данного сочетания материалов определяются по изменению коэффициента трения с изменением нагрузки, повреждению поверхностей трения и по переносу металлов на сопряженные образцы.

В процессе испытаний, особенно с поворотом коротких образцов, большое значение имеет чистота поверхностей испытываемых образцов. Многократная промывка в чистых растворителях не дает удовлетворительных результатов. Хорошие результаты получались при прокаливании образцов в вакууме (10^{-5} мм ртутного столба), конечно, для материалов, допускающих нагрев в вакууме, а также при очистке поверхностей тлеющим разрядом или же обточке алмазным резцом непосредственно перед испытанием.

Рассмотрим результаты некоторых испытаний. Испытание противозадирных свойств цементированной стали 12Х2Н4А и азотированной стали 38ХМЮА при трении одноименных образцов производилось после двухчасового прокаливания в вакууме при температурах 700 и 450°. Последняя температура вполне достижима в местах контакта тяжело нагруженных быстроходных зубчатых передач. Проведенные испытания показали, что азотированные образцы имеют значительно более высокие противозадирные свойства, чем цементированные. Это определяется как более низким коэффициентом трения при обеих схемах испытания, так и характером повреждения поверхностей трения. На рис. 2 приведены дорожки трения на длинных образцах. В отличие от чрезвычайно больших повреждений на поверхностях трения цементированных образцов, на поверхностях трения азотированных образцов задиры не наблюдалось. Более того, дорожка трения на азотированных образцах получалась блестящей и качество поверхности даже улучшалось по сравнению с исходным.

Способность материалов противостоять задирам сказывается не только при сухом трении, но и при испытаниях со слоем смазки, даже при комнатной температуре. При повышении температуры это проявляется более ярко, что предопределило возможность применения описанной выше методики для определения критических температур смазок по принципу, предложенному Р. М. Матвеевским и М. М. Хрущовым [5, 6].

Были также испытаны медные сплавы при трении их по длинным образцам из стали 40Х и цементованной стали 20Х. Стальные образцы для испытаний при больших нагрузках тщательно промывались в чистых растворителях и затем прокаливались в течение 1,5—2 час. при 400° в вакууме. Образцы для испытаний с малыми нагрузками предварительно полировались.

Образцы из медных сплавов тщательно промывались и затем, для удаления остатков органических пленок, прокаливались на воздухе и окончательно обтачивались обезжиренным алмазным резцом для удаления с поверхности окисных пленок. Таким образом, подготовка образцов обеспечивала удаление с их рабочих поверхностей органических и окисных пленок. Затем образцы «консервировались» в герметически закрытых совместным пластическим деформированием алюминиевых капсулах, заполненных аргоном.

Вынимались они из капсул перед самым испытанием. Каждая пара коротких образцов испытывалась два раза. Заметных изменений в ха-

рактуре и величине сил трения (вызванных разной длительностью нахождения образцов на воздухе) при этом не наблюдалось.

Было проведено три серии испытаний:

а) с поворотом коротких образцов из медных сплавов при давлении от 0 до 320 кг в контакте с длинными цилиндрическими образцами из сталей 40X и 20X;

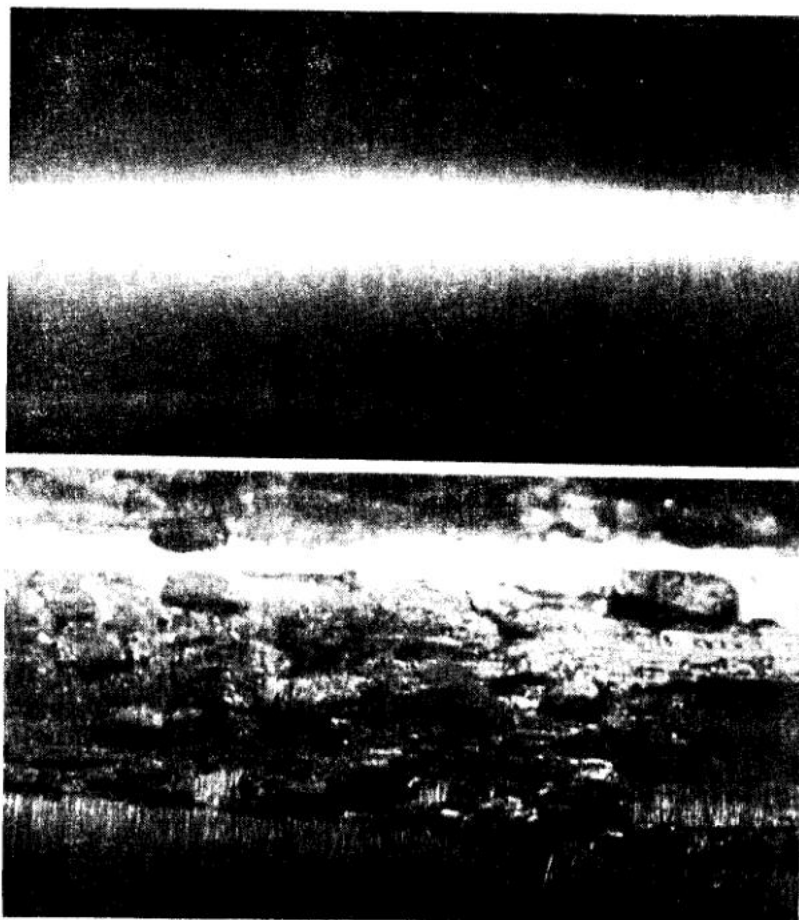


Рис. 2. Дорожки трения на длинных образцах (прокаливание при 700°).

а — сталь 12Х2Н4А; б — сталь 38ХМЮА

б) в этом же диапазоне давлений без поворота коротких образцов в контакте с образцами из стали 20X;

в) при давлении в контакте от 0 до 10 кг коротких образцов из медных сплавов без поворота с образцами из стали 20X.

Все испытанные сплавы меди по характеру изменения силы трения можно разбить на три группы:

1) сплавы, у которых не обнаруживалось скачков в величине силы трения при всех разновидностях испытаний. К этим сплавам относятся Бр. ОФ 10-1, Бр. СУН 7—2, Бр. КФ 4—0,4, а также медь (для бронзы Бр. КФ 4—0,4 при испытаниях с малыми нагрузками наблюдались небольшие по величине скачки);

2) сплавы, для которых при испытании в диапазоне больших давлений с поворотом роликов характерны отдельные всплески на кривой изменения силы трения и плавное возрастание силы при испытаниях без поворота роликов. При испытаниях этих сплавов с малыми нагрузками сила трения изменяется скачкообразно с частотой, уменьшающейся при увеличении давления в контакте. Сплавы в зависимости от возрастания амплитуды колебаний располагаются при этом в следующем порядке Бр. АЖ 9—4, Бр. АЖН 10—4—4, ЛК 80—3, ЛАЖМц 66—6—3—2 и ЛМцА 57—3—1;

3) сплавы, у которых сила трения при всех разновидностях испытаний изменяется скачкообразно: Бр. ОСН 10—2—3, ЛС 59—1, ЛМЦ 58—2.

Наиболее чувствительной разновидностью испытания на описанном выше приборе для выявления наличия скачков при трении является испытание с малыми давлениями в контакте как с поворотом, так и без поворота коротких образцов. Такие испытания по величине удельных давлений ближе соответствуют условиям, обычным для практического применения испытанных сплавов.

Полученные результаты показывают, что способность к скачкообразному изменению силы трения является одним из важных свойств антифрикционных подшипниковых сплавов. Для испытанных сплавов, как правило, чем больше амплитуда скачков и выше максимальные значения коэффициента трения, тем хуже антифрикционные свойства материала.

В табл. 1 испытанные сплавы расположены в порядке убывания амплитуды колебаний коэффициентов трения. При выбранной подготовке поверхностей, исключающей влияние смазочных пленок и сводящей к минимуму влияние окисных пленок, расположение материалов в порядке возрастания твердости близко соответствует расположению материалов в порядке убывания максимального значения коэффициента трения. Это дает основание предполагать, что коэффициент трения при

Таблица 1

Амплитуда колебаний и максимальные значения коэффициентов трения, полученные при трении образцов из медных сплавов по полированным образцам из стали 20Х при давлении 8 кг (испытания без поворота роликов)

Марка сплава	Величина амплитуды колебаний коэффициента трения	Максимальные значения коэффициента трения	Расположение в порядке убывания величины коэффициента трения	Твердость Н _V	Расположение в порядке возрастания твердости
ЛМЦ 58—2	0,64	0,91	1	94,6	1
ЛС 59—1	0,57	0,81	2	99,0	2
ЛМЦА 57—3—1 . . .	0,29	0,49	7—9	175,0	9
Бр. ОСН 10—2—3 . . .	0,25	0,61	5	139,5	6
ЛАЖМц 66—6—3—2	0,15	0,36	11	269,5	11
ЛК 80—3	0,15	0,42	10	140,0	7
Бр. АЖ 9—4	0,13	0,49	7—9	171,0	8
Бр. АЖН 10—4—4 . . .	0,13	0,49	7—9	216,5	10
Бр. КФ 4—0,4	0,07	0,56	6	136,6	5
Бр. ОФ 10—1	0	0,63	4	126,7	4
Бр. СУН 7—2	0	0,77	3	109,5	3

данной методике испытания в значительной мере определяется площадью истинного контакта.

Амплитуда скачков силы трения в значительной мере зависит от способности испытанных сплавов (точнее, их пластических α -фаз) к схватыванию. Это подтверждается сравнением количества перенесенного металла на сопряженную поверхность (оценивалось визуально) и находится в соответствии с данными, полученными при исследовании

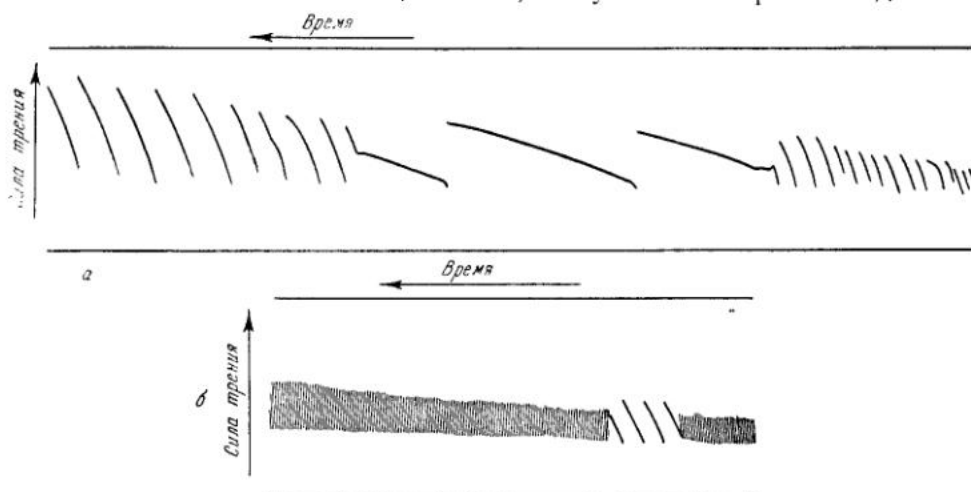


Рис. 3. Осциллограммы изменения силы трения при изменении скорости.

a — латунь ЛС 59-1 по Ст. 20Х при малых нагрузках; *б* — латунь ЛС 59-1 по Ст. 20Х без поворота роликов

способности к схватыванию медных сплавов (в области твердых растворов) при совместном пластическом деформировании [7]. Из этого исследования следует, что по способности повышать сопротивление меди к схватыванию и тем самым улучшать ее антифрикционные свойства легирующие компоненты располагаются (в порядке убывания этого влияния) следующим образом: фосфор, сурьма, олово, кремний, марганец, алюминий, цинк. Аналогично, но в обратном порядке, располагаются эти легирующие компоненты и по влиянию на амплитуду скачков силы трения (максимальные скачки наблюдаются при легировании цинком). Исключением является медь, обладающая максимальной способностью к схватыванию и тем самым улучшать ее антифрикционные свойства ле-

Частота скачков не связана с частотой собственных колебаний системы и определяется материалом, давлением в контакте и относительным перемещением поверхностей. Последнее подтверждается осциллограммами, представленными на рис. 3, на которых записано изменение силы трения при изменении скорости машины. При уменьшении скорости с 16,5 до 2 мм/мин частота также уменьшилась в соответствующее число раз, при обратном повышении скорости начальная частота восстановилась.

Для возникновения скачков необходимо наличие падающей характеристики трения или разности в величине силы трения покоя и движения. Важно установить, является ли это следствием наличия поверхностных пленок или свойств самого материала. В нашем случае это, безусловно, следствие свойств самих материалов, так как пленки при этих испытаниях ничтожны по величине и разрушаются в результате

больших деформаций нижежащего материала при трении. Скачкообразное изменение сопротивления силы трения объясняется скачкообразным изменением сопротивления металла пластической деформации (сдвигу) на пятнах контакта, которое в близких условиях наблюдал у некоторых металлов Бриджмен [8]. Речь идет об известных опытах по определению сопротивления сдвигу при наличии в плоскостях

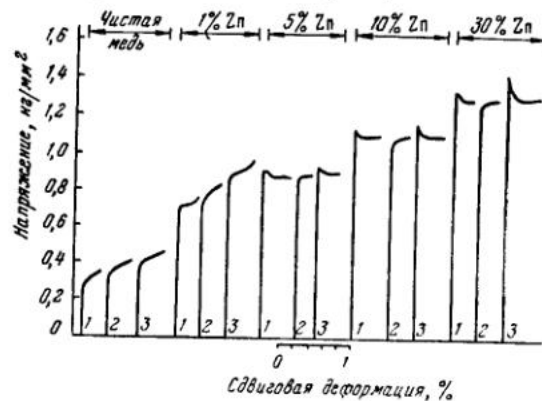


Рис. 4. Изменение напряжения в зависимости от сдвиговой деформации для сплавов меди с цинком

сдвига больших по величине нормальных напряжений. Наличие скачков Бриджмен также объясняет возникающими нарушениями целостности металла и залечиванием нарушений в результате явления схватывания.

Вероятной причиной появления скачков при трении является наличие зуба на кривой зависимости сопротивления деформации от ее величины. На рис. 4 приведены соответствующие кривые для сплавов меди с цинком [9]. Кривые 1 соответствуют первому нагружению; 2 — немедленному повторному нагружению; 3 — нагружению после выдержки в течение 2 час. при 200°. Снижение сопротивления в процессе деформации неминуемо должно привести к возникновению скачков силы трения, так как при этих условиях трения пластическая деформация неизбежна.

ЛИТЕРАТУРА

1. С. Я. Вейлер, Л. А. Шрейнер, П. А. Ребиндер. Исследование смазочного действия при моделировании процесса глубокой вытяжки. ДАН СССР, 1950, 73, № 3.
2. Д. Н. Гаркунов, И. В. Крагельский. Влияние отношения величин поверхностных трения и твердости на условия скольжения контактируемых деталей машин. ДАН СССР, 1953, 91, № 5.
3. И. В. Крагельский, И. Э. Виноградова. Коэффициенты трения. Машгиз, 1955.
4. В. Хирст, Х. К. Ланкастер. Влияние окислов и смазочных пленок на трение и поверхностное повреждение металлов. «Машиностроение» 1955, № 6, (24).
5. М. М. Хрущов, Р. М. Матвеевский. Новый вид испытания смазочных масел. Вестн. машиностр., 1954, № 1.
6. Р. М. Матвеевский. Температурный метод оценки предельной смазочной способности машинных масел. Изд-во АН СССР, 1956.
7. А. П. Семенов. О влиянии концентрации некоторых растворенных элементов на способность меди к схватыванию. Изв. АН СССР, ОТН, 1957, № 5.
8. П. Бриджмен. Исследования больших пластических деформаций и разрыва. Л., 1955.
9. А. Х. Коттрел. Взаимодействие дислокаций с атомами растворенных элементов. Сб. «Структура металлов и свойства». Гос. научно-техн. изд. литературы по черной и цветной металлургии, 1957.

АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ. ИЗНАШИВАНИЕ В ЧАСТНЫХ УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ

М. Д. Безбородько

ИЗНОС СТАЛЕЙ И БРОНЗ ПРИ ВЫСОКИХ КОНТАКТНЫХ УДЕЛЬНЫХ ДАВЛЕНИЯХ В ПРИСУТСТВИИ ОРГАНИЧЕСКИХ И НЕОРГАНИЧЕСКИХ СМАЗОЧНЫХ СРЕД И АБРАЗИВА

Свойство нефтепродуктов уменьшать износы поверхностей трения зависит не только от природы этих продуктов, но в значительной степени и от природы трущихся металлов [1].

В процессе трения металлических поверхностей в зоны контакта может попадать абразив в виде продуктов износа или механических примесей, попадающих в масло извне. Влияние абразива на износ металла в присутствии масел исследовано мало [2, 3, 4]. Неизвестна также специфика действия дисперсности и твердости абразива при износе металлов в случае применения масел с присадками и без них.

При трении металлов, особенно при заедании трущихся поверхностей, возможно размягчение тончайших поверхностей пленок, вещество которых может служить смазочным материалом [5]. Тонкие пленки мягких металлов на твердых поверхностях оказывают смазочное действие, изнашиваясь в процессе трения [6]. Нами проведено изучение смазочной способности металлов в условиях высоких контактных нагрузок, выявлена возможность восстановления поверхностных пленок при их изнашивании и установлена особенность их смазочного действия.

Для изучения этих вопросов были проведены опыты на четырехшариковой машине трения с использованием шариков диаметром 12,7 мм, имевших поверхность одиннадцатого класса чистоты [7].

1. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОВ НА СМАЗОЧНУЮ СПОСОБНОСТЬ МАСЕЛ

Влияние химического состава и твердости металлов на смазочную способность масла изучалось при трении шариков, изготовленных из стали ШХ6, нержавеющей стали ЭИ229, кремниймолибденовой стали и из бериллиевой бронзы Бр. Б2. Твердость шариков из бронзы составляла 344 кг/мм^2 и стальных шариков — 657 кг/мм^2 . Кроме того, применялись шарики из стали ШХ6 твердостью 344 и 832 кг/мм^2 . Опыты проводились при комнатной температуре и скоростях скольжения 7,23 и 46 см/сек.

В качестве смазочной среды была выбрана нафтенопарафиновая фракция (нпф) масла МС-20, так как нпф лишена естественных серусодержащих компонентов [1]. В качестве противоизносных присадок в нпф вводились

дибензилдисульфид (0,15 моль/л или 1% S в масле) и трибутилфосфит (0,1 моль/л или 0,3% P в масле).

Результаты опытов, проводившиеся при трении металлических шариков, одинаковых по химическому составу и твердости, показали, что чем больше сталь легирована при одинаковой твердости, тем ниже критические нагрузки P_k , что связано с различной способностью металла химически взаимодействовать с внешней средой. Наименьшие значения P_k получились для нержавеющей стали.

При $P < P_k$, различие износов невелико, но при $P > P_k$ износы увеличиваются в зависимости от повышения нагрузки тем меньше, чем больше легирована сталь.

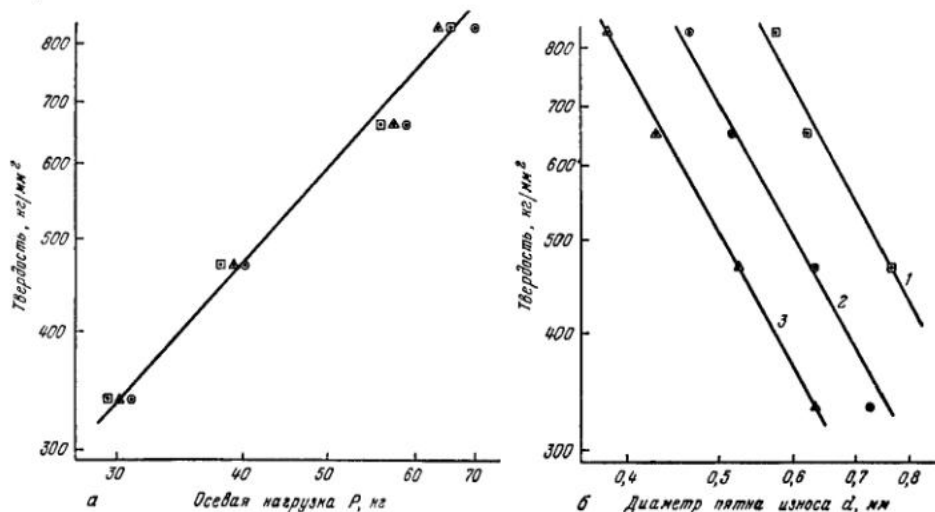


Рис. 1. Зависимость износа стали от твердости при смазке нпф МС-20.
 а — осевые нагрузки, вызывающие износ с диаметром пятна $d = 0,34$ мм при скоростях скольжения, $v = 7,6; 23$ и 46 см/сек; б — v равно: 1 — $7/6$ см/сек; 2 — 23 см/сек; 3 — 46 см/сек

Для шариков из металла одного химического состава нагрузка, дающая один и тот же износ (оцениваемый как средний диаметр пятна износа на нижних шариках), увеличивается с повышением твердости шариков и не зависит от скорости скольжения (рис. 1, а). При $P < P_k$ с понижением твердости шариков увеличивается поперечная шероховатость поверхностей трения.

Твердость металла оказывает незначительное влияние на P_k (рис. 2, кривые 1, 2), но износы при P_k возрастают с понижением твердости (рис. 1, б, кривые 1—3). Удельные давления на поверхностях трения $P_{уд}$, соответствующие критическим нагрузкам, уменьшаются с понижением твердости. Таким образом, заедание поверхностей трения с понижением их твердости происходит при более низких значениях $P_{уд}$.

При трении стальных шариков твердостью 832 кг/мм² с бронзовыми противоизносными свойствами нпф МС-20 различаются по величине износов и P_k (рис. 2, кривые 4, 5). Если верхний, стальной шарик скользит по нижним, бронзовым, то износ бронзовых шариков при $P < P_k$ близок к износу, получаемому при трении бронзовых шариков, но P_k при этом получается близкой по значению к критической нагрузке для случая трения стали по стали (рис. 2, кривые 1, 3, 4). Указанные особенности можно объяснить различием нагрева тел трения [8].

Повышенный нагрев верхнего, стального шарика способствует переносу бронзы на его поверхность трения. Эта пленка бронзы наряду с окисными пленками стали предотвращает заедание поверхностей. В случае трения бронзового шарика по стальным P_k будет ниже, чем при трении бронзы по бронзе (рис. 2, кривые 3, 5).

Введение в нпф МС-20 серу- или фосфорсодержащих противоизносных присадок в случае трения твердой стали по бронзе уменьшает их износ при повышении P (рис. 2, кривые 4, 6, 7). Это связано с тем, что

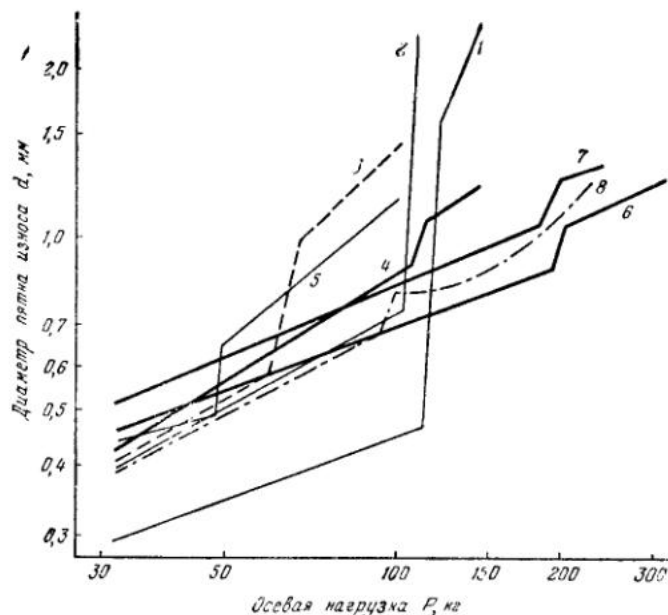


Рис. 2. Износ сталей и бронз при смазывании нпф МС-20 ($v_{ск} = 23$ см/сек).

1 — при трении по стали, $H = 832$ кг/мм²; 2 — то же, $H = 314$ кг/мм²;
3 — бронза по бронзе, $H = 314$ кг/мм²; 4 — верхний шарик стальной, $H = 832$ кг/мм², нижний — бронзовый; 5 — верхний шарик бронзовый, нижние стальные, $H = 832$ кг/мм²; 6 — верхний шарик стальной, $H = 832$ кг/мм², нижние — бронзовые нпф МС-20 + тбф; 7 — то же, нпф МС-20 + дбдс;
8 — бронза по бронзе, нпф МС-20 + дбдс

с увеличением P интенсифицируется образование сульфидных или фосфидных пленок в зоне контакта поверхностей трения, т. е. в обоих случаях применения масла с присадками P значительно выше, чем при трении со смазкой маслом без присадок. Причем в этом случае процесс заедания поверхностей трения выражен слабо и даже при применении трибутилфосфита обеспечивается хорошая приработка поверхностей трения.

Использование фосфорорганических присадок при трении шариков из стали ШХ6 твердостью 832 кг/мм² всегда приводило к свариванию поверхностей трения в месте их заедания [9]. При трении стали по бронзе улучшение смазочной способности нпф МС-20 происходит благодаря взаимодействию присадок не только со сталью, но и с бронзой. Подтверждает сказанное сравнение кривых 3 и 8 на рис. 2, полученных при трении бронзовых шариков в присутствии нпф МС-20 и с добавкой дибензилдисульфида (дбдс).

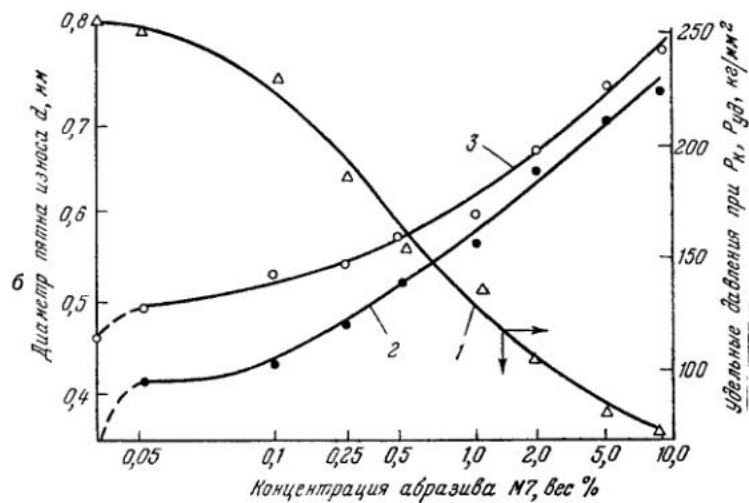
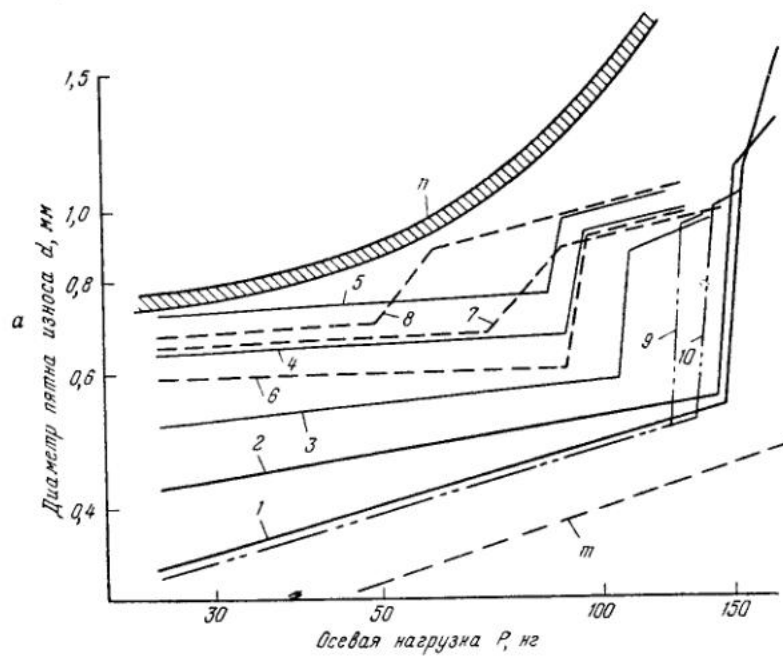


Рис. 3. Износ стали с присутствием абразива ($v=21$ см/сек.).

а — зависимость износа от осевой нагрузки; *т* — диаметры пятен упругого контакта в статике; *п* — полоса сухого трения.

1 — при смазке нпф МС-14 + 22% жирового консталина; 2 — при наличии в смазке 0,15% по весу микропорошка М7; 3 — то же 0,5% М7; 4 — то же 2% М7; 5 — то же 10% М7; 6 — то же 0,5% по весу микропорошка М10; 7 — то же 0,5% М14; 8 — то же 0,5% М28; 9 — при наличии 0,5% по весу слюды толщиной 15 мк и 10 — 0,5 по весу силикагеля, 15 мк.

б — зависимость износа от концентрации абразива.

1 — $P_{уд}$ при P_k ; 2 — $P_{уд} = 25$ кг; 3 — $P = 80$ кг

2. АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС В СМАЗОЧНЫХ СРЕДАХ

Абразивный износ в масляных средах изучался при трении шариков из стали ШХ6, диаметром 12,7 и 9,52 мм и твердостью 832 кг/мм² при различных скоростях скольжения. Опыты проводились при температуре 25°, трение происходило в течение одной минуты.

Выбор абразива производился с таким расчетом, чтобы было различие в твердости металла и абразива. В связи с этим использовались микропорошки из электрокорунда М7, М10, М14, М28 (ГОСТ 3238—46) и карбида бора М3, М5, М7. В некоторых опытах в смазку были введены слюда или силикагель с размером частиц не более 14 мк.

В качестве смазочных сред были взяты смеси, состоящие из нпф МС-20 и жирового консталина (22%), изготовленного на касторовом масле. Выбор смазки обуславливался тем, чтобы вязкость смазочной среды была достаточно высокой во избежание осаждения из нее абразива. Изучение абразивного износа в смазочных средах с присадками проводилось на смеси веретенного масла АУ (65%) с жировым консталином (35%) и с добавкой дибензилдисульфида (дбдс; 2, 46%).

Для изучения влияния концентрации абразива на износ стали в смесь нпф МС-20 с консталином вводился электрокорундовый микропорошок М7 в количестве 0,05; 0,1; 0,25; 0,5; 1; 2; 5 и 10% по весу; благодаря этому концентрация абразива в смазке изменялась в 200 раз. Микропорошок взвешивался с точностью 0,002 г и замешивался в смазку при тщательном перемешивании.

На рис. 3, а представлены результаты проведенных опытов, из которых следует, что наличие абразива в смазочном материале ведет к повышению износов при $P < P_k$.

Из сравнения кривых 2—8 следует, что с повышением концентрации абразива износы мало зависят от прикладываемой нагрузки. При малых концентрациях абразива в смазках P_k будет ниже, а износы выше, чем в случае отсутствия абразива (рис. 3, а кривые 1, 2, 3). Однако при этом $P_{уд}$ различаются мало (рис. 3, б, кривая 1). Повышение концентрации абразива приводит к относительно малому увеличению износов. Так, при изменении концентрации абразива в 200 раз износ при $P = 25$ кг увеличится только в 1,75 раза, а при $P = 80$ кг — в 1,5 раза (рис. 3, б, кривые 2, 3). Дальнейшее повышение концентрации абразива способствует снижению P_k , так как абразив снимает окисные пленки и благодаря этому заедание происходит при меньших $P_{уд}$, чем у смазок без абразива.

Таблица 1

Наименование абразива	Концентрация абразива в смазке (вес %)	P_k , кг	d , мм	$P_{уд}$, кг/мм ²
Карбид бора М3 . . .	0,05	116	0,52	224
» » М3 . . .	0,5	105	0,55	181
» » М5 . . .	0,05	130	0,54	232
» » М5 . . .	0,5	125	0,58	192
» » М7 . . .	0,05	125	0,675	143
» » М7 . . .	0,5	85	0,585	130
Электрокорунд М7 . .	0,05	150	0,57	237
» М7 . . .	0,5	105	0,59	156
Слюда, 14 мк . . .	0,5	135	0,52	260
Силикагель, 14 мк . .	0,5	125	0,51	250
Исходная смесь без абразива	—	147	0,54	262

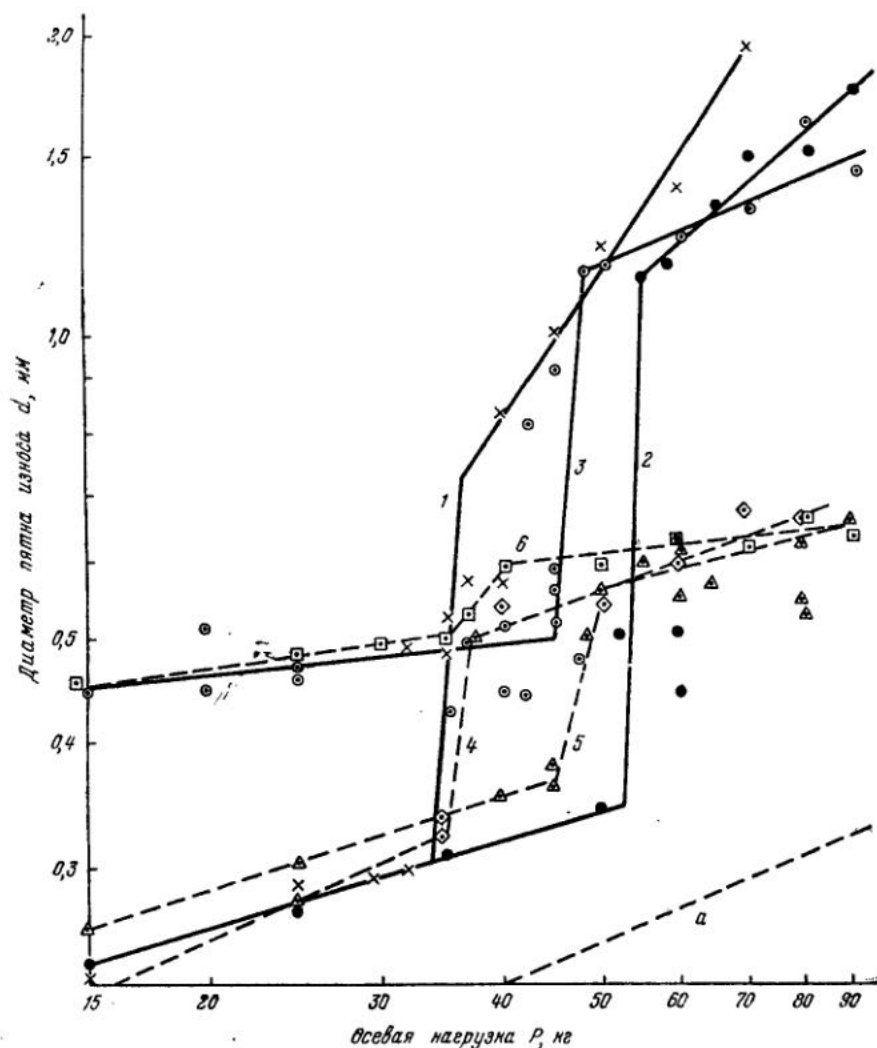


Рис. 4. Износ стальных шариков в различных средах.

a — диаметр пятен упругого статического контакта шариков:
 1 — при смазке веретенным маслом АУ; 2 — при смазке смесью 65% веретенного масла АУ и 35% консталина; 3 — смазочная смесь с добавлением 0,5 вес. % М10; 4 — веретенное масло АУ и 2,46 вес. % дбдс; 5 — смазочная смесь с добавлением 2,46 вес. % дбдс; 6 — смазочный материал с абразивом и с добавлением 2,46% дбдс

Уменьшение дисперсности абразива оказывает действие, аналогичное по вышнему концентрации высокодисперсного абразива. Так, при концентрации в смазке 0,5⁰/₀ по весу электрокорундовых микропорошков М7, М10, М14 и М28 износы будут характеризоваться соответственно кривыми 3, 6, 7 и 8 на рис. 3, а.

Наряду с повышением износа уменьшаются P_k и $P_{уд}$. Так, для указанной выше дисперсности абразива $P_{уд}$ будут соответственно равны 156, 126, 76 и 51,6 кг/мм².

Аналогичные результаты получены при введении в смазку карбида бора (табл. 1).

Из данных табл. 1 следует, что $P_{уд}$ тем выше, чем тверже абразив. При введении в смазку слюды (рис. 2, кривая 9) или силикагеля (кривая 10) получают пониженные износы (по сравнению с износами в чистом масле) и более высокие значения $P_{уд}$ и P_k . По-видимому, мягкие механические примеси (например, слюда) не способствуют повышению $P_{уд}$.

В смазочные материалы, применяемые при трении поверхностей в условиях высоких удельных давлений, добавляют присадки, содержащие фосфор, хлор и серу.

В условиях заедания поверхностей трения, применение смазки с серосодержащими присадками приводит к образованию сульфидов металлов, облегчающих приработку этих поверхностей [10]. При абразивном изнашивании серосодержащие добавки особенно активно взаимодействуют с металлами благодаря жестким режимам изнашивания. Сказанное подтверждается данными, приведенными на рис. 4. Эти данные получены при опытах на машине трения конструкции В. П. Павлова, где использовались шарики из стали ШХ6 диаметром 8,92 мм, а скорость скольжения составляла 41,5 см/сек. В качестве абразива в смазку добавлялся электрокорундовый микропорошок М10, в количестве 0,5 вес %.

Из рис. 4 следует, что введение дбдс в смазку оказывает значительное влияние на износ. Так, в случае применения смазки без абразива (кривые 1 и 2) добавление к ней дбдс (кривые 4 и 5) приводит к незначительному увеличению износов при $P < P_k$, сильно снижая высоту ветви заедания. Введение дбдс в смазочный материал, содержащий абразив (кривая 3), уменьшая износ при $P < P_k$, почти полностью устраняет заедание (кривая 6). При этом следует отметить, что в случае применения дбдс верхние ветви кривых износа оказываются близко расположенными независимо от наличия в смазке абразива.

3. ИЗНОС СТАЛЕЙ И БРОНЗ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ СРЕДАХ

Исследование смазочной способности жидких металлов нами проводилось при трении шариков из стали ШХ6 и из бронзы Бр. Б2 в присутствии ртути (20°) и сплава Вуда (при 90 и 200°). Температуры устанавливались при помощи жидкостного термостата (до 90°) или электрического нагревателя с автоматическим пирометрическим вольтметром (до 200°). Скорости скольжения были равны 21 и 57,25 см/сек. Шарики перед началом работы промывались в спирте и бензоле и тщательно высушивались.

Ртуть и жидкий сплав Вуда, по отношению к сталям и бронзам, отличаются высокими противозносными свойствами. Смазочная способность ртути (рис. 5, кривые 1, 2) аналогична смазочной способности авиационных масел. При трении бронзовых шариков в ртутной среде заедания поверхностей трения не наблюдается до весьма высоких нагрузок (кривые 3 и 4).

Замечательные противозносные свойства при трении сталей и бронз проявляет также сплав Вуда в жидком состоянии. Трение шариков из стали ШХ6 при 20° (кривая 5) и при 200° (кривая 6) в среде из сплава Вуда сопровождается более низкими износами, чем при сухом трении (кривые *g* и *e*), а при 200° даже отсутствует заедание поверхностей трения. Характерно, что при трении бронзовых шариков наблюдаются слабо выраженный процесс заедания (кривые 7, 8) и хорошая приработка поверхностей при $P > P_k$.

В амальгаму и расплавы металлов могут вводиться твердые противозносные компоненты, дающие большой эффект. Так, при введении в амальгаму (состоящую из 40,5% Hg и сплава Вуда) 2 вес. % MoS₂ износы трения стальных шариков оказались очень малыми.

При трении шариков в зоне контакта непрерывно обнажается неокисленная поверхность трения, которая и взаимодействует с жидкими

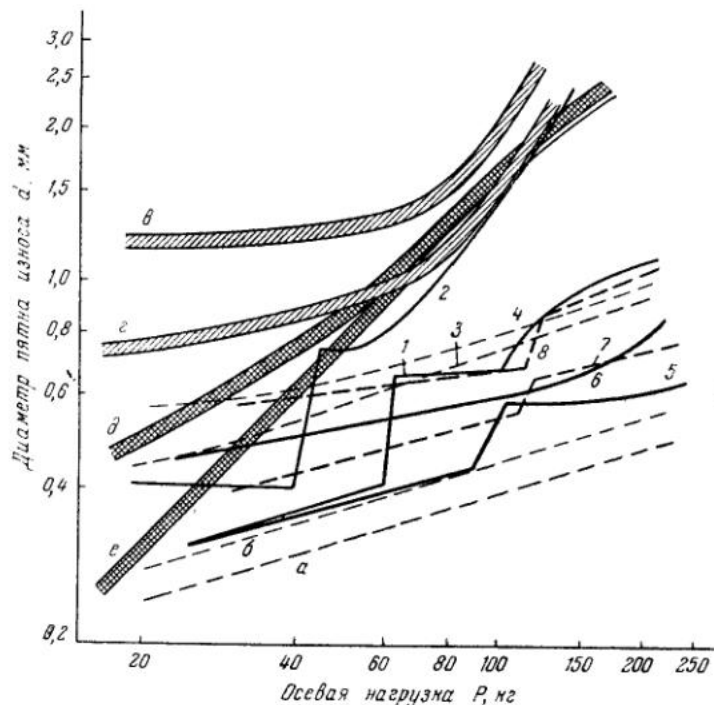


Рис. 5. Кривые износов при трении стали и бронзы в жидких металлах.

1 — диаметр пятен упругого статического контакта шаров Ст. ШХ6; 6 — то же бронза, Бр. Б2; в — полоса сухого трения при температуре 20° и скорости 21 см/сек для бронзы Бр. Б2; г, д, е — то же для ШХ6, соответственно при 20, 80 и 200°; 1 — ШХ6, ртуть, при 20°, 21 см/сек; 2 — то же при 57°, 25 см/сек; 3 — Бр. Б2, ртуть при 20°, 21 см/сек; 4 — то же при 57°, 25 см/сек; 5 — ШХ6, сплав Вуда, 21 см/сек, при 90°; 6 — то же при 200°; 7 — Бр. Б2, сплав Вуда, 21 см/сек, при 90°; 8 — то же при 200°

металлами. Высокие теплоемкости и теплопроводности металлов обеспечивают чрезвычайно интенсивный отвод тепла от поверхностей трения, что делает режимы трения менее жесткими. На поверхностях трения в присутствии ртути образуются пластические слои.

Все сказанное подтверждается микрофотографиями, представленными на рис. 6. Здесь показаны участки следа трения на верхнем шарике. Слой амальгамы ртути на поверхностях трения бронзовых шариков (рис. 6, а, б) сохранялся в течение 8 мес. С поверхностей трения стальных шариков ртуть можно было удалить только при помощи тампона. При трении шариков в среде сплава Вуда след износа покрывается жидким металлом, что хорошо видно на рис. 6, в.

При наличии легко восстанавливаемых в процессе трения пластических слоев режимы трения в зонах контакта шариков значительно

облегчаются. Однако режимы трения, оцениваемые значениями коэффициентов трения, в сильной степени зависят от величины нагрузки, температуры и скорости, а также от природы металла. Для стали ШХ6 при $P < P_k$ коэффициенты трения в ртути ниже 0,05, при $P > P_k$ они увеличиваются до 0,15—0,2.

В случае трения бронзовых шариков в жидком металле повышение скорости оказывало большое влияние на коэффициент трения (рис. 7,

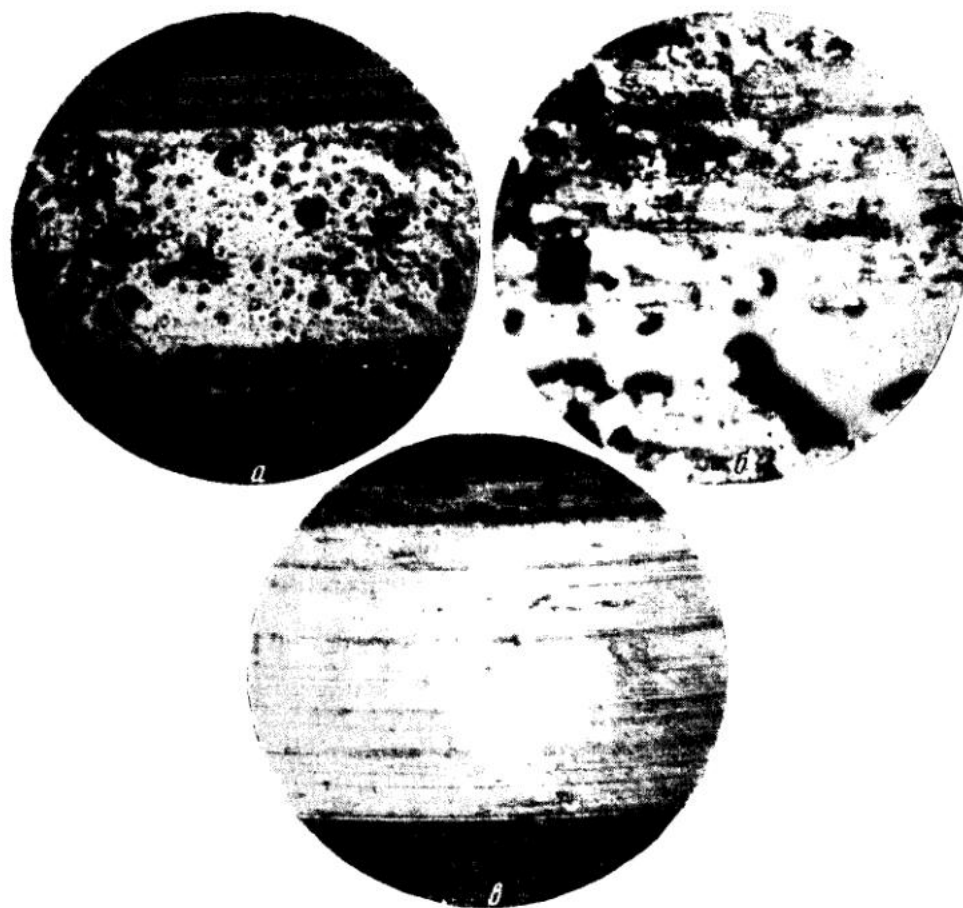


Рис. 6. Микрофотографии следов износа на верхних шариках ($\times 100$).

а — Бр. Б2, ртуть, при 57° , 25 см/сек, 20 кг; б — то же, 120 кг; в — сталь ШХ6, сплав Вуда, при 200° , 21 см/сек, 120 кг

кривые 1, 2), так как в этом случае жесткие режимы трения способствовали более легкому восстановлению слоев амальгамы.

Введение в амальгаму MoS_2 давало возможность реализовать низкие значения коэффициента трения во всем диапазоне нагрузок (кривая 3). Здесь сказывалось свойство MoS_2 снижать этот коэффициент трения.

Трение стали и бронзы в среде сплава Вуда характеризовалось сравнительно невысокими значениями коэффициента трения. При 90° их величина находилась в пределах от 0,05 до 0,1 и только при 200° износ

стали сопровождался высокими значениями коэффициентов трения. Их значение в этом случае сильно зависело от величины нагрузки. По-видимому, образование на поверхностях трения пластических слоев из сплава Вуда и скорость удаления этих слоев при изнашивании в сильной степени зависят от нагрузочного режима.

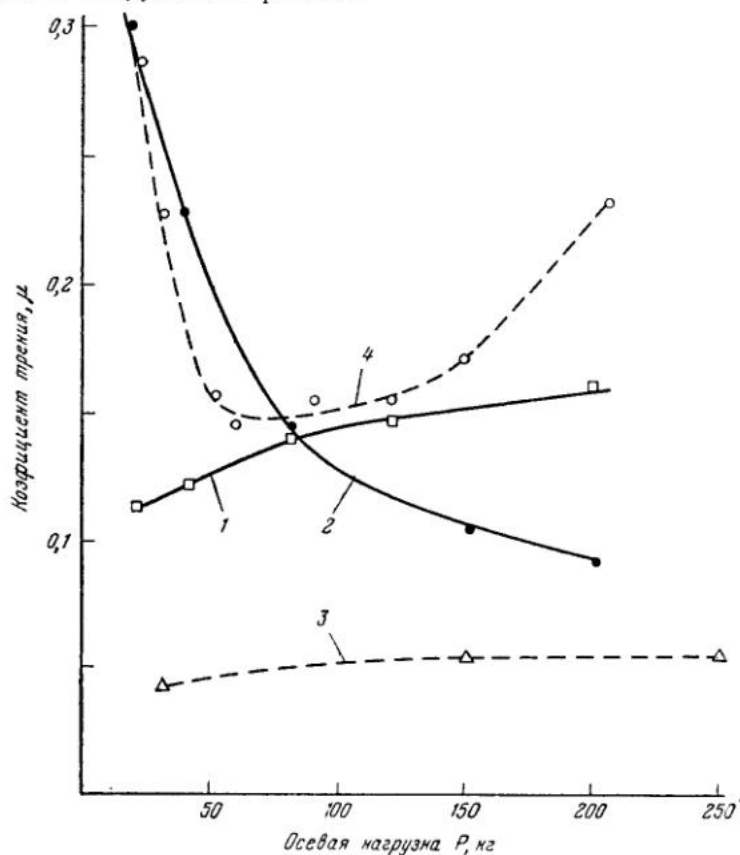


Рис. 7. Коэффициенты трения стали и бронзы в среде жидких металлов.

1 — Бр. Б2, ртуть, при 20°, 21 см/сек; 2 — то же, при 57°, 25 см/сек; 3 — ШХ6, при 20°, 21 см/сек, амальгама и MoS₂; 4 — ШХ6, сплав Вуда, при 90°, 21 см/сек

ВЫВОДЫ

1. Противоизносные свойства масел, оцениваемые на четырехшариковых машинах трения по величине износа шариков из стали ШХ6, не являются типичными для других металлов. Они зависят как от твердости, так и от химических свойств этих металлов.

2. Абразивный износ металлов в присутствии смазочных материалов определяется твердостью, концентрацией и дисперсностью абразивных частиц.

3. В условиях высоких контактных нагрузок жидкие металлы проявляют смазочное действие и снижают износ поверхностей трения. Это связано с образованием на поверхностях трения пластических слоев металла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. В. Виноградов, М. Д. Безбородько, Н. Т. Павловская. Противозносные свойства нефтепродуктов. Сб. «Химический состав и эксплуатационные свойства смазочных масел». Гостоптехиздат, 1957.
2. Г. И. Скундин. Исследование влияния механических примесей в масле на долговечность шестерен. Моск. дом научно-техн. пропаганды им. Дзержинского, 1956.
3. В. М. Гутерман, М. М. Тененбаум. Влияние структуры на износостойкость углеродистых сталей при абразивном изнашивании. *Металловедение и обработка металлов*, 1956, 11, 15.
4. М. М. Тененбаум, В. М. Гутерман. Исследование износостойкости стали в абразивной среде. «Вестн. машиностр.», 1956, 12, 25.
5. F. P. Bowden, E. H. Freitag. Some recent experiments in friction. *Nature*, 1955, 176, 944.
6. E. P. Bowden, D. Tabor. *The friction and lubrication of solids* Oxford, 1950.
7. М. Д. Безбородько, Н. Т. Павловская, Г. В. Виноградов. Машина для испытания смазочной способности нефтепродуктов. «Зав. лаб.», 1957, 10, 1267.
8. В. Н. Кашеев. Износ при взаимном трении однородных металлов, ФММ, 3, 1956, вып. 2, 369.
9. Г. В. Виноградов, М. Д. Безбородько, О. Е. Морозова, П. И. Санин, А. В. Ульянова. Фосфорорганические противозносные присадки к маслам. «Химия и технология топлива», 1956, 5, 47.
10. E. C. Milberger and Swatik Lorraine Preparation and Properties of Silica Aerogel — Thickened. *Inst. Spok.*, 1953, 16, 10, 18.

А. А. Василенко, В. И. Стеценко, Е. А. Марковский

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Высокопрочный чугун с шаровидным графитом находит все большее применение в машиностроительной промышленности. По прочности и пластическим свойствам он превышает все известные марки чугунов и приближается к среднеуглеродистым сталям. Высокопрочный чугун во многих случаях является полноценным заменителем среднеуглеродистой стали и ковкого чугуна. Взамен стали из него изготовляют такие ответственные детали, как коленчатые валы тракторных, автомобильных и тепловозных двигателей. В этом случае достигается большой технико-экономический эффект вследствие упрощения технологии, экономии металла, значительного сокращения станочного времени и трудовых затрат. С таким же успехом чугун с шаровидным графитом применяется в станкостроении и других областях машиностроения.

Проведенные в Институте машиноведения АН УССР исследования показали возможность замены легированных чугунов высокопрочным чугуном при производстве деталей поршневой группы автомобильных карбюраторных и дизельных двигателей.

В настоящее время около 200 наименований деталей автомобилей, ранее изготовлявшихся из стали, ковкого чугуна и цветных металлов, с успехом выпускаются из высокопрочного чугуна. Гильзы из легированного чугуна двигателей М-20 и ГАЗ-51 и верхние их вставки из аустенитного чугуна, закаленные гильзы из хромо-никелевого чугуна автомобильных двигателей ЯАЗ-204 и ЯАЗ-206 и др. заменены деталями из чугуна с шаровидным графитом.

Детали поршневой группы (поршень, поршневое кольцо, гильза) автомобильных двигателей, изготовленные из высокопрочного чугуна,

значительно повышают межремонтные пробеги автомобилей. Так, например, эксплуатационные испытания показали, что износостойкость поршней двигателя ЯАЗ-204, изготовленных из высокопрочного чугуна, в два раза превышает износостойкость обычных поршней Ярославского автомобильного завода.

В связи с широким внедрением в машиностроение высокопрочного чугуна с шаровидным графитом Институтом машиноведения АН УССР проводились исследования износостойкости материалов, в том числе и высокопрочного чугуна, с целью выявления наиболее износостойких структур для деталей, работающих в условиях внешнего трения.

Испытуемые образцы и детали из высокопрочного чугуна имели примерно следующий химический состав: С — 3—3,4%; Si — 2—3%; Mn — 0,5—1%; S — 0,01—0,02%; P — 0,15%; Mg — 0,05%.

Лабораторные и длительные эксплуатационные испытания деталей из разных материалов без термической обработки и термически обработанных показали, что износостойкость пары сопряженных деталей (при одной или обеих деталях) из высокопрочного чугуна с перлитной структурой значительно выше, чем износостойкость всех остальных сопряжений, как при сухом трении, так и при трении со смазкой.

В поверхностных слоях металлов при определенных условиях внешнего воздействия могут происходить структурные изменения, исследование которых имеет большое значение для изучения природы трения и износа различных металлов. Исследованиями, проведенными в Институте машиноведения АН УССР, было установлено, что механическая обработка и трение металлов вызывают в них пластические деформации, дробление кристаллитов и фазовые превращения.

Так, например, исследование поверхностей трения высокопрочного чугуна методом микрорентгенструктурного анализа показало [1], что:

1) чистовое точение чугуна перлитной структуры приводит к измельчению кристаллитов поверхностного слоя до размера порядка 10^{-3} — 10^{-4} мм, толщина измельченного слоя при этом будет менее 0,005 мм;

2) шлифование металла приводит к измельчению кристаллитов до размера 10^{-5} — 10^{-6} мм;

3) в результате трения, сопровождаемого износом, в любом диапазоне нагрузок и скоростей поверхностный слой, кроме феррита и цемента, содержал аустенит, полученный в результате α — γ -фазового превращения железа, причем здесь измельчение кристаллитов достигало 10^{-6} мм.

На рис. 1 (а, б, в, г) приведены графики, иллюстрирующие изменение количества аустенита, образовавшегося в результате α — γ -фазового превращения железа при трении скольжения образцов из высокопрочного чугуна перлитной, трооститной и мартенситной структур.

На рис. 2 (а, б) приведены графики износа этих чугунов, полученные методом радиоактивных изотопов.

В результате проведенных нами испытаний было отмечено следующее:

при любых из примененных скоростей скольжения и удельных давлений происходит образование γ -фазы, которая, в зависимости от условий трения, может после приработки либо сохраниться, либо исчезнуть;

количество γ -фазы изменялось в зависимости от удельного давления и скорости скольжения, а также было различным для случаев сухого трения и трения со смазкой;

микротвердость нетравящегося слоя зависела от исходной структуры и равнялась для перлитной структуры чугуна 550—1100 кг/мм², а для

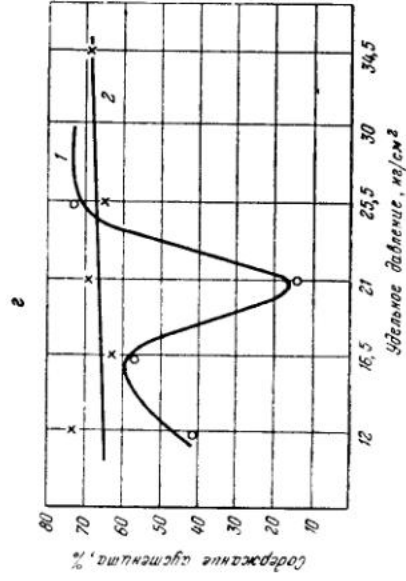
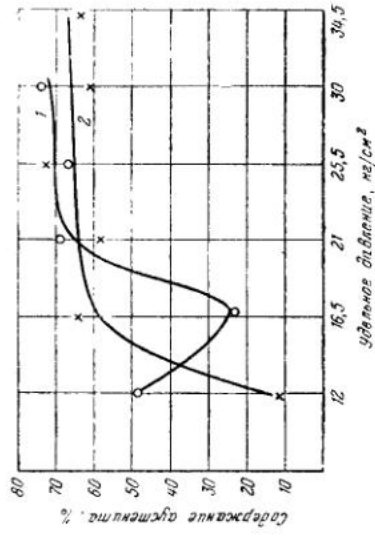
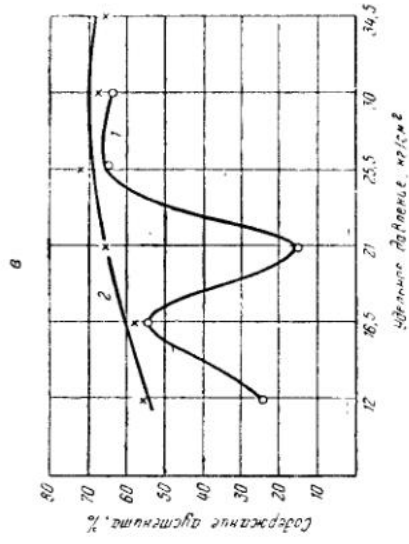
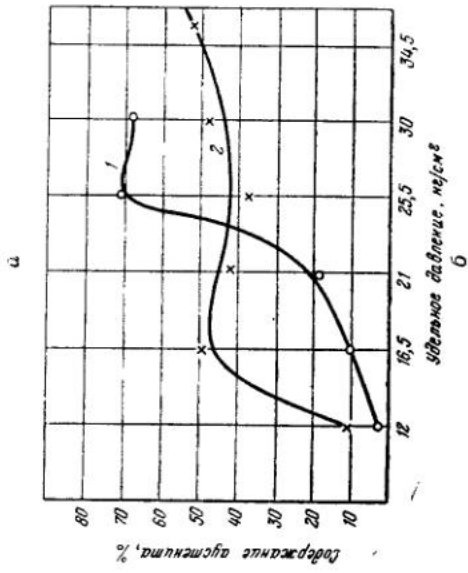


Рис. 1. Изменение количества γ -фазы в поверхностном слое высокопрочного чугуна в зависимости от удельных давлений.

а — перлит в отливке; б — перлит отжига; в — троостит; г — мартенсит.

1 — сухое трение; 2 — трение со смазкой

трооститной и мартенситной — $700 \div 1200 \text{ кг/мм}^2$. Изменение количества γ -фазы в нетравящемся слое зависело от удельного давления при трении.

В случае сухого трения образцов с перлитной структурой, полученной после литья, и со структурой после нормализации при увеличении удельного давления количество аустенита в нетравящемся слое возрастает до 70—75% (при

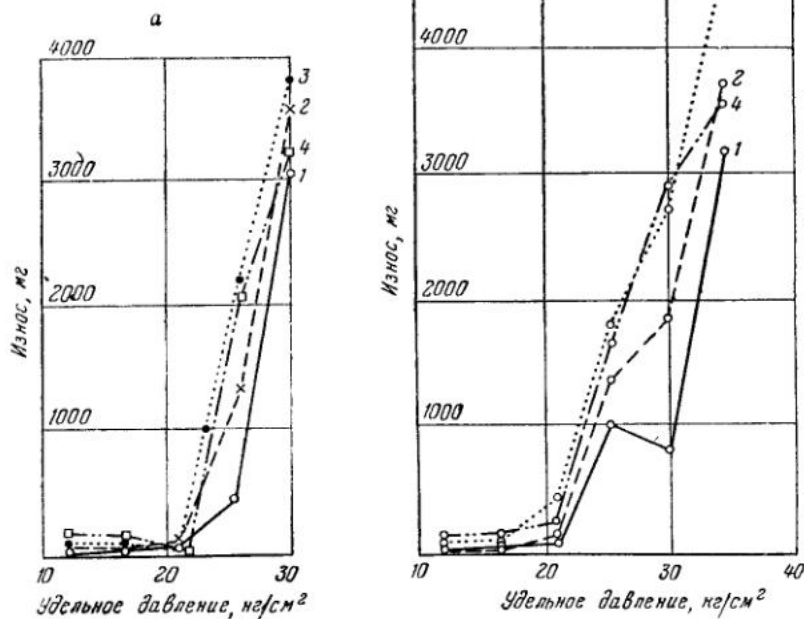


Рис. 2. Износ образцов из высокопрочного чугуна в зависимости от удельных давлений.

а — при сухом трении; б — при трении со смазкой.

1 — перлит в отливке; 2 — перлит отжига; 3 — троостит; 4 — мартенсит

удельном давлении $25\text{--}30 \text{ кг/см}^2$). При удельном давлении 30 кг/см^2 количество аустенита не изменяется по сравнению с его количеством при удельном давлении 25 кг/см^2 , но зато износ резко возрастает.

В закаленных структурах (троостит, мартенсит) кривая изменения количества аустенита в зависимости от удельного давления имеет ярко выраженный максимум, причем при удельном давлении 21 кг/см^2 количество аустенита уменьшается до 10—12%, но в то же время увеличивается количество карбидов в поверхностном слое. Величина износа, после некоторого уменьшения, при удельном давлении $16,5 \text{ кг/см}^2$ снова возрастает и далее растет с увеличением удельного давления.

В случае трения со смазкой (см. рис. 1) значительное изменение количества аустенита в поверхностном слое происходит при увеличении удельных давлений от $12,5$ до $21,0 \text{ кг/см}^2$, а при более высоких удельных давлениях изменение его незначительно. Для литой перлитной структуры при удельном давлении $25,5 \text{ кг/см}^2$ максимальное количество аустенита достигает 50—60%, а для отожженной перлитной структуры — 70%.

Износ чугуна литой перлитной структуры при удельных давлениях свыше 21 кг/см^2 меньше износа отожженного чугуна.

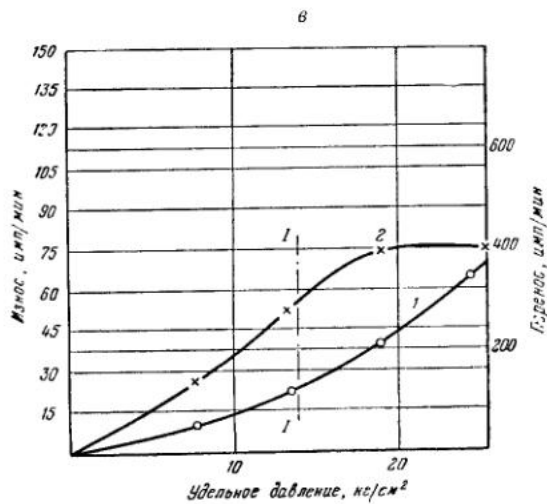
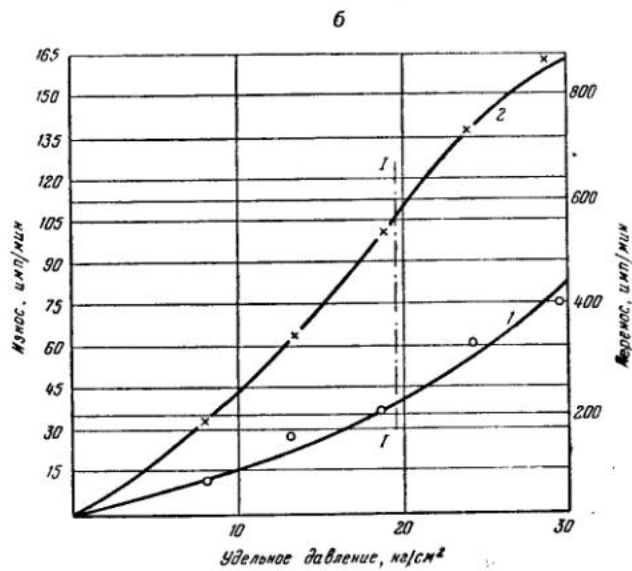
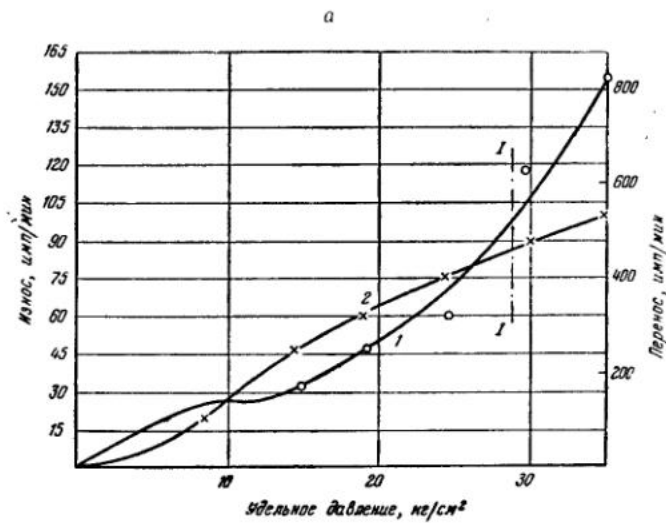


Рис. 3. Изменение величины износа и переноса металла при сухом трении высокопрочного чугуна перлитной структуры в зависимости от удельных давлений и скорости скольжения.

При скорости: а — 1,25 м/сек;

б — 3,25 м/сек; в — 5,25 м/сек

Кривые: 1 — износа; 2 — переноса

При трении со смазкой чугуна трооститной и мартенситной структур в диапазоне удельных давлений от 12 до 35 кг/см^2 количество аустенита в нем изменяется незначительно и составляет 60—70%. Величина же износа растет при увеличении давления свыше 16,5 кг/см^2 .

Толщина слоя фазовых превращений увеличивается с ростом удельных давлений для всех структур высокопрочного чугуна от 0,5 до 30—50 $\mu\text{м}$.

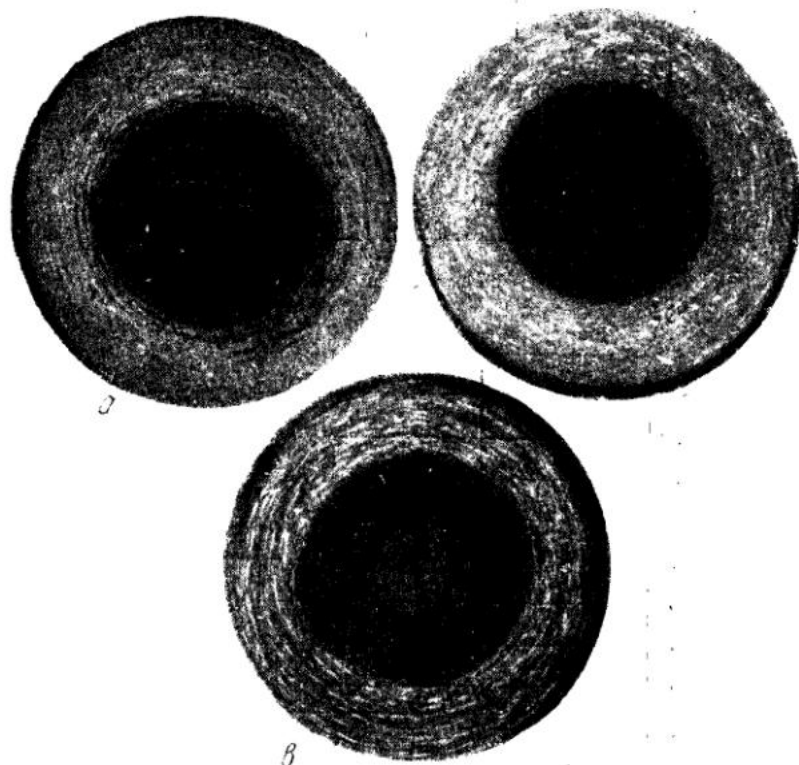


Рис. 4. Радиоавтографы поверхностей трения при различных удельных давлениях (скорость скольжения 1,25 м/сек).

а — 8 кг/см^2 ; б — 25 кг/см^2 ; в — 35 кг/см^2

Возникновение фазовых превращений вызывает процесс переноса металлов при взаимодействии поверхностей трения [2, 3]. Этот процесс переноса металла и условия его возникновения еще недостаточно изучены.

При исследовании износа высокопрочного чугуна перлитной структуры в условиях сухого трения были получены зависимости между износом и переносом (рис. 3, а, б, в).

Из рис. 3 следует, что увеличение удельного давления повышает износ образцов при всех скоростях скольжения: 1,25, 3,25 и 5,25 м/сек . При максимальных нагрузках и определенных скоростях скольжения износ резко возрастает. В то же время процесс переноса металла до некоторой величины удельного давления протекает примерно так же как и процесс износа, но далее с увеличением нагрузки износ возрастает более интенсивно, а величина переноса металла при скорости скольжения 5,25 м/сек стабилизируется (при удельных давлениях свыше 20 кг/см^2).

Сопоставление радиоавтографов, снятых с неактивных поверхностей трения, позволяет установить причину изменения величины переноса металла.

На рис. 4 представлено 3 радиоавтографа, полученных при сухом трении: радиоавтограф на рис. 4, а снят с поверхности трения при малых удельных давлениях, т. е. при сохранении прямой зависимости между износом и переносом металла; радиоавтограф на рис. 4, б получен при нагрузках, когда возрастание износа происходило интенсивнее роста переноса металла; характерной особенностью этого радиоавтографа является то, что на фоне тонкого дисперсного слоя перенесенного металла имеются крупные частицы, оторвавшиеся в результате схватывания и вызвавшие интенсивное разрушение поверхностей трения.

Испытания показали, что наиболее износостойким парам трения соответствуют минимальное количество переноса.

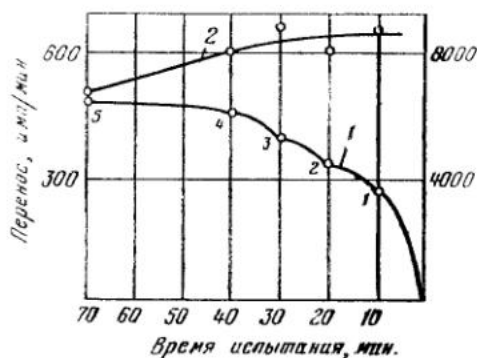


Рис. 5. Изменение износа и переноса в зависимости от длительности работы.

1 — износ; 2 — перенос

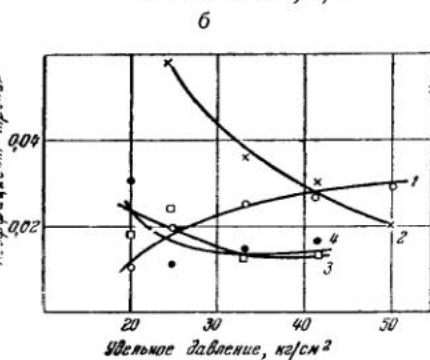
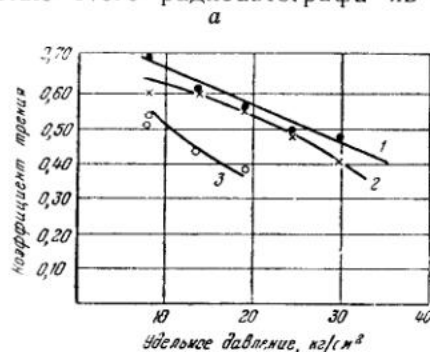


Рис. 6. Изменение коэффициента трения в зависимости от удельного давления и скорости скольжения.

а — при сухом трении: 1 — 1,25; 2 — 3,25; 3 — 5,25 м/сек. б — при трении со смазкой: 1 — 2,4; 2 — 4,3; 3 — 6,4; 4 — 12,3 м/сек

перенесенного металла и высокая степень дисперсности его частиц. Таким образом, износостойкость пары трения может быть оценена по количеству и размерам перенесенных частиц металла.

На рис. 5 изображены графики изменения износа и переноса металлов в зависимости от длительности работы пар трения при их смазке.

Параллельно с оценкой износа высокопрочных чугунов производилось и определение коэффициента трения. При сухом трении высокопрочного чугуна перлитной структуры увеличение скорости скольжения или удельного давления понижает коэффициент трения от 0,68 до 0,38. Это уменьшение коэффициента трения можно объяснить наличием фазовых превращений. В то же время при увеличении удельных давлений и скорости скольжения износ увеличивается. Так, например, увеличение скорости скольжения при трении со смазкой от 4 до 12 м/сек и удельного

давления от 20 до 50 кг/см² снижает коэффициент трения от 0,025 до 0,0017. При скорости скольжения 2,4 м/сек увеличение давления, наоборот, повышает коэффициент трения.

На рис. 6, а, б представлены графики изменения коэффициентов трения высокопрочного чугуна перлитной структуры при сухом трении и трении со смазкой.

Результаты исследования и анализ полученных данных показали, что значения коэффициентов трения не могут характеризовать износостойкость пары трения.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. И. Стеценко. Особенности износа высокопрочных чугунов. Сб. «Вопросы сельскохозяйственного машиностроения». Киев, 1955.
2. Е. Рабинович. Исследование поверхностных повреждений с помощью радиоактивных металлов. Сб. «Трение и граничная смазка». ИЛ, 1953.
3. М. Керидж, И. К. Ланкастер. Различные стадии интенсивного износа металлов. «Машиностроение», сб. рефератов, № 2, 1957.

В. Г. Гончаренко

НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ КАЧЕСТВА ПОРШНЕВЫХ КОЛЕЦ ДИЗЕЛЬНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ АВТОТРАКТОРНОГО ТИПА

В современном двигателе автотракторного типа износ поршневых колец, цилиндров и поршней приводит к наибольшему количеству нарушений нормальной работы его, к необходимости выполнения ремонтных операций значительной трудоемкости, а следовательно, и к большим эксплуатационным затратам.

Больше того, если замена деталей системы газораспределения и смазки подшипников, а в случае необходимости и коленчатого вала, полностью восстанавливает первоначальную работу двигателя, то периодическая смена поршневых колец в сочетании не только с относительно изношенными, но очень часто и с новыми цилиндрами и поршнями не обеспечивает надлежащей работы этого сопряжения [1, 2].

Для повышения срока службы поршневых колец в некоторых случаях принято считать, что они должны иметь неравномерную, так называемую грушевидную эпюру радиальных давлений, характеризующуюся более высоким давлением близ замка кольца. На основании этой теории разработана технология производства колец, согласно которой кольца должны изготавливаться на специализированных заводах страны. В действительности же каждый завод при определении оптимального контура кольца в свободном состоянии руководствуется собственным опытом и рекомендациями других заводов. По имеющимся данным, в зарубежной практике изготовления поршневых колец, в частности в Чехословакии, этот вопрос решается также эмпирическим путем.

Литературные источники по этому вопросу дают нам основание утверждать, что вопрос об оптимальной эпюре давлений нельзя считать решенным. Окончательное решение его невозможно без фундаментально поставленных экспериментов. Такие эксперименты до сих пор нигде не ставились.

Интерес к проблеме качества поршневых колец у нас возник в результате исследования причин повышенного расхода масла в дизельных двигателях тракторов. Было установлено, что в числе разнообразнейших факторов, влияющих на расход масла, важнейшими являются качество деталей цилиндро-поршневой группы, в особенности гильз цилиндров и поршневых колец.

Так, при специальных стендовых испытаниях дизельных двигателей тракторов С-80 и ДТ-54* с целью уточнения некоторых эксплуатационных факторов, влияющих на повышенный расход масла и установления расхода его в зависимости от конструктивных особенностей поршней и поршневых колец, было установлено, что только замена вторых и третьих конусных компрессионных колец в двигателе КДМ-46 трактора С-80 цилиндрическими вызвала увеличение расхода масла почти в 10 раз. Если в тот период такое увеличение расхода масла автор объяснял конструктивными особенностями компрессионных колец, то позднее было установлено, что критерия оценки качества их только по конструктивно-технологическим признакам недостаточно.

В результате длительных наблюдений за работой двигателей было установлено, что эксплуатационные факторы и техническое состояние системы смазки, питания, газораспределения и воздухоочистки оказывают исключительно большое влияние на срок службы деталей двигателя, а следовательно, и на результаты исследования. Именно эти факторы являются причиной того, что срок службы деталей цилиндро-поршневой группы двигателя Д-54 колеблется в очень больших пределах.

Противоречивые данные, полученные автором в течение ряда лет, при исследовании износостойкости деталей и причин повышенного расхода и старения масла в двигателях, не менее противоречивые результаты при аналогичных исследованиях других авторов, а также отсутствие общности взглядов на режимы холодной и горячей обкатки двигателей привели нас к выводу, что причиной тому, кроме указанных выше, является и отсутствие общей методики экспериментальных исследований.

Учитывая сложность явлений, протекающих при работе поршневых колец, а также разнообразие факторов, влияющих на изнашивание деталей цилиндро-поршневой группы в целом, нами была разработана и применена методика комплексного исследования качества поршневых колец.

Сущность этой методики сводится к следующему.

Весь комплекс исследований расчленяется на три самостоятельные стадии и четвертую дополнительную стадию, связанную с изучением процесса перекачивания масла из картера в камеру сгорания двигателя.

В первую стадию входит определение паспортных данных поршневых колец — радиальной толщины, высоты, прилегаемости по окружности, эпюры давлений, веса, твердости, зазора в стыке в свободном и сжатом состояниях, упругости при сжатии сосредоточенной нагрузкой и в гибкой ленте, контура кольца в свободном и сжатом состояниях и т. д. (всего по двадцати показателям).

Вторая стадия включает в себя сравнительные испытания поршневых колец в новом, предварительно обкатанном серийном двигателе Д-54 на тормозном стенде. Испытание выполняется отдельными этапами при заданных режимах. Общая продолжительность испытания в течение одного этапа равна 32 час. 15 мин.

* Исследования проводились автором в творческом содружестве с Челябинским и Сталинградским тракторными заводами по методике, согласованной с ними (1953 г.)

Режимы испытания в продолжение одного этапа складываются из следующих циклов:

на холостом ходу	
$n = 800$ об/мин	1 час
$n = 1000$ »	1 »
под нагрузкой	
$N_e = 18$ л. с.	10 час.
$N_e = 27$ »	10 »
$N_e = 36$ »	5 »
$N_e = 40$ »	5 »
$N_e = 54$ »	15 мин.

Учитывая, что испытания производились без предварительной холодной обкатки, следует считать режимы работы двигателя достаточно жесткими.

Качество поршневых колец при этом определяется величиной износа и характером приработки их, расходом и старением масла, величиной и характером отложений на днищах поршней, в роторе масляной реактивной центрифуги и на внешней поверхности фильтрующих элементов грубой очистки масла.

С целью исключения влияния на результаты исследований фактора старения масла в двигателе в течение всех испытаний применялся один и тот же сорт масла и топлива (масло с присадкой ЦИАТИМ-339; Дп-11 по ГОСТ 5304—54 и дизельное топливо по ГОСТ 4749—49); масло заменялось после каждого этапа.

Через каждые 15 минут работы двигателя фиксировались: температура масла и воды в двигателе; температура в испытательной станции наружного воздуха, отходящих газов; расход и давление газов, прорывающихся через лабиринт колец из камеры сгорания в картер двигателя.

При каждой переборке двигателя (после окончания очередного этапа) отбирались пробы сливаемого масла и отложений для анализа.

Перед каждым новым этапом испытаний проверялись форсунки на качество распыла, тщательно очищались и промывались фильтры и картер.

Третья стадия включает определение качества поршневых колец по результатам работы их в обычных условиях эксплуатации двигателей.

Каждый раз перед постановкой нового комплекта поршневых колец на поршни микрометрировались гильзы цилиндров, поршни, шейки и вкладыши коленчатого вала, пальцы и втулки верхней головки шатуна. Определялось техническое состояние агрегатов системы смазки, питания, газораспределения и воздухоочистки. Кольца устанавливались на поршни в определенном положении, хотя известно, что в течение первых же минут работы двигателя первоначальное положение колец изменяется (особенно первых компрессионных).

В процессе эксплуатации двигателей с испытуемыми кольцами, установленных на тракторах, отбирались пробы масла: свежего, вновь поступившего, через 15 мин. после работы двигателя на свежем масле; перед сливом масла из картера. Пробы топлива отбирались свежего, вновь поступившего и после промывки картера. Анализ проб горюче-смазочных материалов производился преимущественно стандартными методами.

При демонтаже колец определялся зазор в стыке (что делалось и при постановке их на поршни); отбирались пробы отложений с днища

и юбки поршней, с клапанов, поршневых канавок, из ротора масляной реактивной центрифуги, с внешней поверхности элементов фильтров грубой и тонкой очистки масла, из полых шеек коленчатого вала, всасывающих окон головки блока цилиндров, масляной магистрали, со стенок картера и приемной сетки масляного насоса, из сухого пылесборника воздухоочистителя. При этом, как и при постановке поршневых колец, микрометрировались гильзы цилиндров, поршни, шейки и вкладыши коленчатого вала, втулки и пальцы верхней головки шатуна.

Пробы отложений анализировались на содержание сгораемых и несгораемых составляющих, а также на содержание железа и величину абразивных частиц.

Комплекты поршневых колец, которые устанавливались на поршни, как правило, комбинировались в разных сочетаниях по конструктивно-технологическим признакам. При этом кольца одного сочетания устанавливались на 1-й и 3-й поршни, а кольца другого сочетания — на 2-й и 4-й поршни одного и того же двигателя. Этим самым в значительной степени исключалось влияние особенностей эксплуатации машин на **результаты исследований.**

В процессе эксплуатации ежемесячно определялись: максимальная температура масла в системе смазки и воды в системе охлаждения; выработка в физических и условных га, а также выработка в моточасах; расход топлива и масла (раздельно); выполняемые операции при технических уходах и ремонтах; загрузка двигателя (динамометрированием или по агрегатированию).

Как после стендовых испытаний, так и после работы поршневых колец в обычных условиях эксплуатации двигателей они подвергались определению паспортных данных для сравнения с первоначальными.

Основные результаты по каждой стадии исследований следующие.

По первой стадии. Предварительная проверка паспортных данных более 2000 поршневых колец двигателя Д-54 производства макинского, пермского и одесского заводов показала, что кольца пермского и макинского по качеству значительно выше колец одесского завода. Последние производства 1954—1957 гг. (до начала 1958 г.) имели значительные колебания по радиальной толщине (часто выше 0,5 мм). Более того, разница в радиальной толщине (по верхней и нижней кромкам) в одном и том же сечении часто доходила до 0,5 мм, что приводило к скручиванию кольца, введенного в цилиндр, а следовательно, и к плохой прилегаемости его к стенкам гильзы цилиндра и как результат этого к повышенной перекачке масла из картера в камеру сгорания.

Значительными были также отклонения от ГОСТ 621—52 по твердости, упругости, прилегаемости, зазору в стыке в свободном и сжатом состояниях, а иногда и по высоте. Особенно серьезные отклонения имели маслораспределительные кольца — неидентичность ширины и **высоты** рабочих поясков.

Установлено, что в действительности поршневых колец с расчетной высококорректированной эпюрой давлений (грушевидной формы) почти нет, так же как почти отсутствуют кольца с равномерным давлением по окружности.

У поршневых колец, близких к высококорректированным, в местах минимальных давлений по окружности наблюдается значительная неприлегаемость к стенкам цилиндра.

По второй стадии. В процессе стендовых испытаний двигателя Д-54 за 550 час. его работы было испытано 19 различных комплектов поршневых колец. За этот же период работы двигателя максимальный

износ гильз цилиндров не превысил 0,03 мм. Незначительный износ гильз объясняется отсутствием пыли в воздухе, засасываемом в цилиндры на испытательной станции, а следовательно, и отсутствием абразивного износа, часто главенствующего для поршневых колец в обычных условиях эксплуатации тракторов. В целях исключения влияния на результаты исследования и этого небольшого износа некоторые комплекты колец аналогичных сочетаний вновь испытывались через каждые 300—350 час. работы двигателя. Хорошая совпадаемость результатов по расходу и старению масла подтверждает идентичность процессов, протекающих при их работе в обоих случаях.

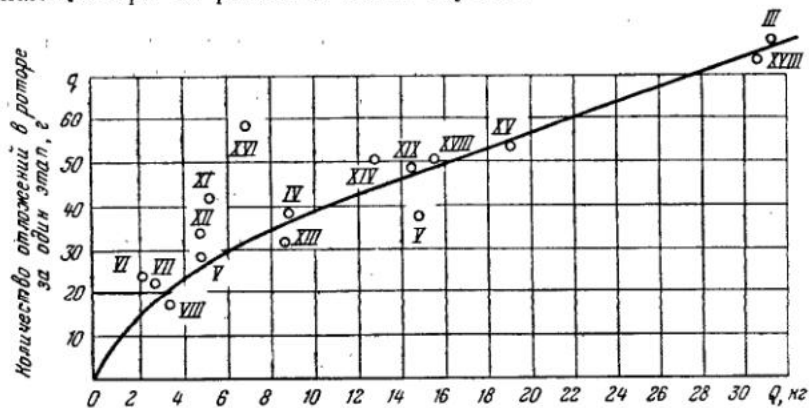


Рис. 1. График отложений продуктов старения масла в роторе масляной реактивной центрифуги за один этап работы двигателя Д-54 на стенде в зависимости от расхода масла.

I — XIX — этапы испытаний поршневых колец

В зависимости от конструктивно-технологических особенностей и степени прилегаемости колец расход масла колебался для отдельных сочетаний комплектов за этап от 2,10 до 31,55 кг. Минимальный расход масла показали луженые кольца макинского и пермского заводов и максимальный — поршневые кольца одесского завода* без антифрикционного покрытия.

Была установлена определенная зависимость между расходом и старением масла в двигателе, а именно: чем выше расход масла, тем больше отложений продуктов старения (после каждого этапа) в масляной реактивной центрифуге, на фильтрующей поверхности элемента фильтра грубой очистки масла и на других деталях (рис. 1).

Вне зависимости от расхода масла износ наиболее изнашивающихся верхних компрессионных колец за один этап не превышал 0,03—0,04 г, что указывает на относительно благоприятные условия смазки даже этих колец.

Установлено также, что через так называемые дренажные отверстия поршней масло не выходит во внутреннюю полость, а поступает в них из полости поршня (во время такта всасывания). Это служит объяснением, почему дополнительные кольцевые канавки с отверстиями, часто выполняемые механизаторами в поршнях двигателя КДМ-46, не уменьшают расхода масла. На этом основании автор считает, что правильнее масляные кольца называть не маслоъемными, а маслораспределительными.

По третьей стадии. В результате проверки поршневых колец в условиях рядовой эксплуатации двигателей, установленных на тракторах

* Производства до 1958 г.

можно сделать следующие краткие выводы. Поршневые кольца, показавшие повышенный расход масла в двигателе при стендовых испытаниях, имели значительный расход его и в условиях эксплуатации. Если в самом начале работы двигателя расход масла превышал норму в 2—3 раза, то в процессе приработки их, а следовательно, и работы, расход, как правило, не снижается до нормы, и такие кольца обычно заменяют преждевременно.

Поршневые кольца в двигателях дизельных тракторов, как правило, выбраковываются не по их износу, а по повышенному расходу масла. Так, из 179 комплектов колец двигателя Д-54, демонтированных под нашим наблюдением за последние 3 года в одной и той же МТС, более 85% оказались годными для дальнейшей работы, а из 87 комплектов гильз цилиндров, выбракованных при этом, ни одной гильзы не оказалось пригодной для дальнейшей работы: износ их превышал 0,22—0,25 мм на диаметр. Повышенный износ гильз обуславливается прежде всего неправильным расположением поршней в них и, следовательно, наличием непосредственного трения рабочих поверхностей этих деталей. Перекос поршней в гильзах — обычное явление, особенно после ремонта. В результате этого износ поршней по образующей часто превышает 0,4 мм, а максимальный износ гильз цилиндров часто находится не в плоскости качания шатуна, как это принято считать, а по оси коленчатого вала.

Качество гильз цилиндров часто низкое — эллипсность и конусность превышают 0,10 мм, а 0,03—0,05 мм — обычное явление. Следовательно, при наличии таких гильз самые лучшие по прилегаемости в эталонной гильзе кольца покажут повышенный расход масла.

Установлено, что подавляющее большинство элементов фильтров грубой очистки масла дизельных двигателей полностью забито отложениями продуктов старения. По причине особенностей схемы системы смазки таких двигателей это исключает фильтрацию и охлаждение масла в процессе работы двигателя. Следовательно, большинство тракторов ДТ-54 работает без фильтрации масла.

Повышенный износ деталей двигателя при этом очевиден.

В двигателях Д-54 с повышенным расходом масла износ верхних поршневых канавок (особенно первой) неравномерный по окружности — со стороны форсунки он значительно выше, чем с противоположной стороны (рис. 2). Как правило, эта разница тем выше, чем хуже был распыл топлива форсунками. Качество распыла топлива легко определить по наличию нагара в углублении на днище поршня двигателя. Количество нагара только в одном таком углублении при плохом распыле топлива форсункой иногда превышает 5—6 г. Разрушаясь, нагар в большей своей части проникает между гильзой и поршнем, изнашивая эти детали больше именно со стороны углубления.

Исключительно хорошо зарекомендовали себя в работе модернизированные двигатели, устанавливаемые с прошлого года отечественными заводами на тракторах ДТ-54 (с алюминиевыми поршнями). Двухлетний наблюдения за эксплуатацией 48 таких тракторов показали, что срок службы поршневых колец в двигателях Д-54М колеблется в пределах 2500—3500 моточасов. При этом износ верхних поршневых канавок в алюминиевых поршнях не превышает 0,08—0,12 мм за 3000—3500 моточасов работы. Более благоприятная работа этого узла объясняется сравнительно низкими температурами в области верхних поршневых колец, а также меньшим коэффициентом трения между чугунной гильзой и алюминиевым поршнем. Срок службы алюминиевых поршней в 2—3 раза выше чугунных.

Есть основания считать, что при эксплуатации двигателей с алюминиевыми поршнями заметно снижается требовательность к качеству смазочных масел, что имеет очень существенное значение.

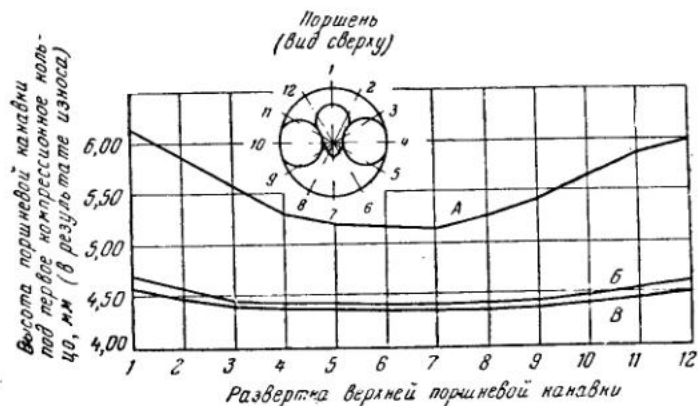


Рис. 2. Износ поршневой канавки двигателя Д-54 под первое компрессионное кольцо.

А — трактор № 1, 1-го поршня; Б — трактор № 8, 1-го и 3-го поршней;
В — трактор № 8, 2-го и 4-го поршней

Торсионные компрессионные кольца показали себя в работе значительно лучше цилиндрических. В них исключается скрученность, применение таких колец улучшает условия смазки, уменьшается расход масла.

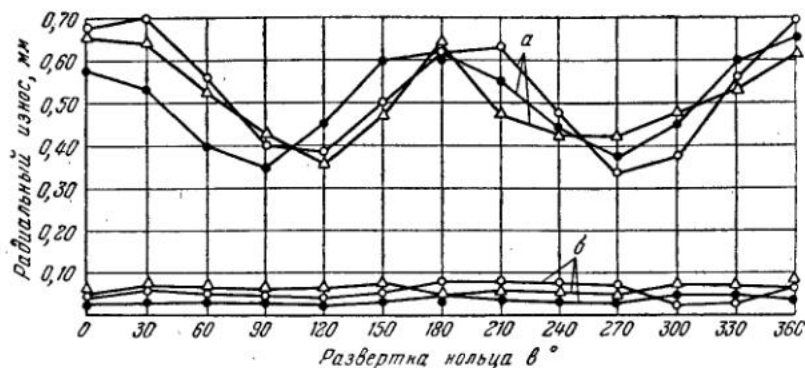


Рис. 3. Износ поршневых колец двигателя Д-54, высококорректированных с минимальной твердостью и низкокорректированных с нормальной твердостью.

a — компрессионные торсионные фосфатированные с эпюрой давлений высокой коррекция, при R_c ниже нормального; кольца выработали 720 га в сочетании с новыми гильзами; *b* — компрессионные торсионные луженые, с эпюрой давлений низкой коррекции, при R_c нормальном; кольца выработали 864 га с относительно изношенными гильзами

Фосфатированные или луженые кольца значительно лучше колец без антифрикционного покрытия (сокращается и улучшается процесс приработки).

Чем выше твердость колец, тем продолжительнее приработка их. Так, кольца с твердостью $R_b > 108$ имели следы механической обработки даже после 764 час. работы двигателя. Кольца с минимальной твердостью ($R_b < 92$) имеют явно повышенный износ (рис. 3).

Многочисленные данные экспериментирования и наблюдений показывают, что качество распыла топлива форсунками и техническое состояние воздухоочистителя системы смазки и газораспределения имеют исключительное значение в удлинении сроков службы деталей цилиндра-поршневой группы.

Изложенное приводит к следующим выводам.

1. Многочисленные и разносторонние экспериментальные исследования и наблюдения за работой разных по конструктивно-технологическим признакам поршневых колец с различной степенью коррекции радиальных явлений не подтверждают необходимости производства колец «грушевидной» формы. Больше того, такая форма вызывает неприлегательность колец в местах минимальных давлений, а стремление получить такую форму кольца на заводах приводит к большому производственному браку.

2. Существующая схема системы смазки в дизельных двигателях имеет явные недостатки, исключаящую должную фильтрацию и охлаждение масла в процессе его работы при загрязнении отложениями элементов фильтров грубой очистки масла. Схема системы смазки двигателя автотракторного типа, предложенная автором более 10 лет назад [3], имеет несомненные преимущества перед существующей. По такой схеме некоторые фирмы Чехословакии и Федеративной республики Германии выпускают автомобильные и тракторные двигатели. Улучшение системы смазки, безусловно, облегчит решение проблемы качества деталей гильзо-поршневой группы, в том числе и поршневых колец.

3. Успешное решение проблемы смазки и изнашивания деталей двигателя, сравнительная оценка разных сортов смазочных масел, предназначенных для них, научное обоснование норм расхода и снижение этих норм, исследование качества поршневых колец невозможны без учета особенностей конструктивно-технологических деталей гильзо-поршневой группы, качества ее сборки и условий эксплуатации исследуемой машины. Предлагаемая исследователями методика комплексного исследования качества поршневых колец в значительной мере восполняет этот пробел.

4. Высокое качество поршневых колец немислимо без максимальной модернизации заводского оборудования и прежде всего станков, приспособлений, приборов и инструмента на существующих и без новейшего оборудования на вновь строящихся заводах.

5. Решение проблемы качества поршневых колец и снижения расхода масла невозможно без улучшения качества гильз цилиндров и прежде всего в части уменьшения допускаемых эллипсности и конусности их. В этом отношении сочетание гильзы из легированного чугуна и алюминиевый поршень исключает, по нашему мнению, необходимость термической обработки рабочей поверхности гильзы, являющейся основной причиной коробления гильзы.

6. Важнейшим фактором, определяющим качество поршневых колец, является колебание радиальной толщины в одном кольце. (по ГОСТ 621—52 оно допустимо до 0,3 мм, что является очень значительной величиной); чем ниже это колебание, тем выше качество поршневых колец.

ЛИТЕРАТУРА

1. Д. М. Левин. Эксплуатационные требования к износоустойчивости цилиндров и поршневых колец автомобильных двигателей. Труды Совещания по износу цилиндров и поршневых колец двигателей автотракторного типа (6—8 июня 1951 г.) АН СССР, Изд. АН СССР, 1954.

2. В. Г. Гончаренко. Отчет по научно-исследовательской работе на тему «Изучение износов и нормирование расхода запчастей и масла трактора ДТ-54» (Саратов, СИМСХ, Москва, ГОСНИТИ, 1957 г.)
3. В. Г. Гончаренко. Улучшение системы смазки автотракторного двигателя. «Автомобиль», 1950, № 9.

Н. Ф. Кукин, Н. М. Соколова

ИЗОТЕРМИЧЕСКИЙ ИЗНОС МЕТАЛЛОВ ПРИ ИХ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ СО ШЛИФОВАЛЬНОЙ ШКУРКОЙ

ВВЕДЕНИЕ

В простейших случаях износ заключается в длительном и непрерывном изотермическом диспергировании материала при его взаимодействии с внешней средой. Следствием износа является увеличение поверхности материала, подвергающегося износу. Как утверждают В. Д. Кузнецов и П. А. Ребиндер, работа износа пропорциональна этому увеличению поверхности. Хотя работа, соответствующая увеличению поверхностной энергии, у пластичных металлов составляет небольшую долю всей работы износа, однако можно полагать, что работа упругого и пластического деформирования материала в зоне износа также пропорциональна энергии, затрачиваемой на образование новой поверхности [1]. Таким образом, общая работа износа пропорциональна приращению поверхностной энергии диспергируемого материала.

Для сравнения износа различных металлов необходимо установить сравнимые показатели.

В этих целях работу износа целесообразно относить к единице массы диспергированного вещества.

Если испытания ведутся при одинаковой постоянной температуре T , то состояния разных металлов при этой температуре не сравнимы между собой.

Для проведения сравнения механических свойств металлов можно пользоваться гомологическими температурами, представляющими отношения абсолютной температуры испытания T к соответствующим температурам плавления металлов T_s .

Сравнимость размеров частиц износа можно получить, используя при испытании различных металлов одинаковые номера шлифовальной шкурки.

В соответствии с этим нами были проведены измерения удельной работы износа на девяти металлах: Ag, W, Al, Pb, Cd, Cu, Sn, Mg, Ni, при их взаимодействии со шлифовальной шкуркой.

Было бы целесообразно для различных металлов применять и различные удельные давления в зависимости от их механических свойств. Однако выбор таких давлений пока еще не может быть сделан с достаточной точностью, поэтому мы и ограничились испытанием металлов при одинаковых удельных давлениях.

1. МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИИ

Образцы для испытаний изготавливались из проволоки диаметром от 1,5 до 3 мм и длиной 10 мм. Для образования плоскости соприкосновения образца со шкуркой, проволока предварительно прокатывалась. У вольфрамовой проволоки ввиду ее хрупкости плоскость создавалась при помощи напильника. Перед испытанием полученная плоскость притиралась на шлифовальной бумаге, чем обеспечивалась определенная шероховатость ее поверхности.

Абразивная бумага имела вид ленты,двигающейся сквозь валки со скоростью 0,67 см/сек. Образцы соприкасались с непрерывно обновляемым участком шкурки, что исключало влияние на результаты измерения износа самой шкурки.

Нагрузка на образец создавалась при помощи коромысла с гирями. Величина удельного давления составляла при этом во всех случаях 0,142 кг/мм².

Образец, увлекаемый силой трения о шкурку, удерживался силоизмерительным механизмом, который состоял из рычага, снабженного контактными устройством, позволявшим для уравнивания силы трения автоматически перемещать пружину вдоль рычага. Упругая сила пружины была постоянной, поэтому уравнивающая сила, равная силе трения, была пропорциональна плечу рычага. Силоизмерительный механизм имел диаграммный аппарат, при помощи которого непрерывно фиксировалась величина силы трения. Абсциссы диаграммы трения были пропорциональными перемещению образца, поэтому работа трения могла быть вычислена по площади диаграммы трения.

Величина износа определялась взвешиванием образца в начале и после опыта, а удельная работа износа вычислялась как отношение общей работы износа * к убыли массы образца. Результаты измерений брались средними для 4—5 образцов. Максимальное отклонение отдельных результатов от среднего составляло для всех металлов не более 8%, а для свинца оно доходило до 15%.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИИ

Результаты измерений представлены на рис. 1, где по оси абсцисс отложен атомный вес металла, а по оси ординат — приведенная удельная работа износа, равная произведению удельной работы износа на гомологическую температуру металла. Из графика видно, что приведенная удельная работа износа $a = T/T_s$ является плавной функцией атомного веса A , несмотря на различие типа решеток и температур плавления отдельных металлов.

На рис. 2 приведена кривая, изображенная на рис. 1, но в двойных логарифмических координатах:

$$\lg A \text{ и } \lg \left(a \frac{T}{T_s} \right).$$

В этих координатах кривая спрямляется и тангенс угла наклона прямой к оси абсцисс стал равным 0,69. Это значение, в соответствии с точностью измерений, может быть принято равным 0,67, или $2/3$.

* Здесь работа трения принята равной работе изнашивания без доказательства допустимости этого предположения. *Прим. ред.*

Полученные результаты могут быть выражены уравнением

$$\lg \left(a \frac{T}{T_s} \right) = \lg c - k \lg A,$$

где c и k постоянные для всех испытанных металлов.

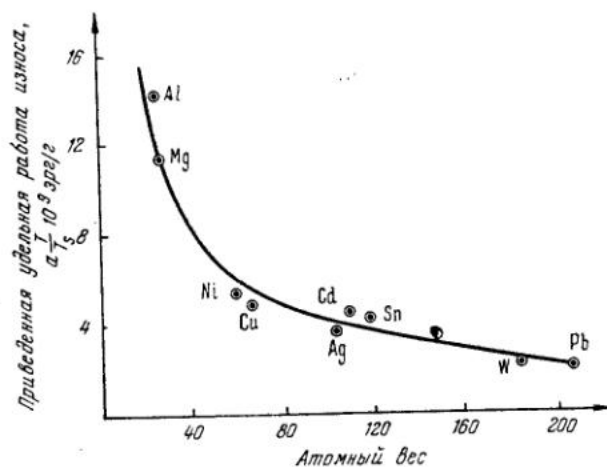


Рис. 1. Зависимость приведенной работы износа от атомного веса

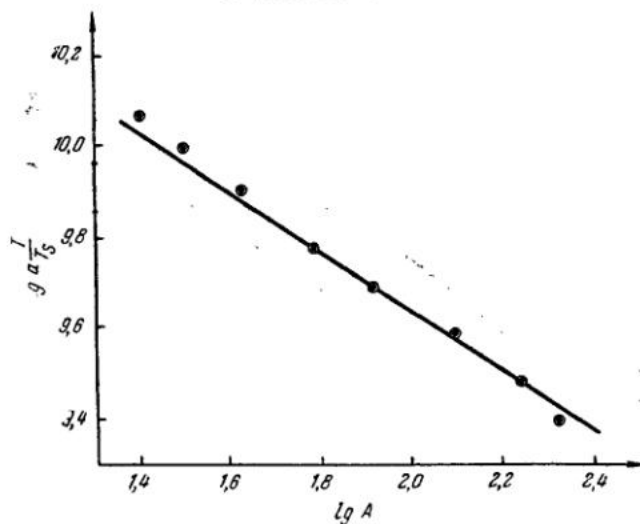


Рис. 2. Связь между логарифмами атомного веса и приведенного износа

Отсюда удельная работа износа

$$a = \frac{c T_s}{T A^{2/3}}. \quad (1)$$

Если обозначить плотность металла через ρ , то очевидно, что $A^{2/3} = \rho^{2/3} v_A^{2/3}$, где v_A атомный объем металла.

Вводя в уравнение (1) атомный объем, получим

$$a = \frac{cT_s}{\gamma \rho^{2/3} v^{2/3}}, \quad (2)$$

т. е. из выражений (1) и (2) следует, что удельная работа износа обратно пропорциональна двум третям атомного веса или атомного объема металла. Атомный объем в степени $2/3$ представляет собой атомную поверхность металла S_A . Следовательно, удельная работа износа обратно пропорциональна атомной поверхности. Полученные нами для некоторых металлов значения удельной работы можно сравнить с данными других авторов. Так, В. Д. Кузнецов и В. Д. Тараненко [4] получили для меди $a = 24,4 \cdot 10^9$ эрг/г и для алюминия $30,0 \cdot 10^9$ эрг/г, что находится близко к значениям, полученным нами и равным соответственно $29,3 \cdot 10^9$ и $46,6 \cdot 10^9$ эрг/г. Расхождение можно объяснить различием удельных давлений и зернистости шкурки, которые у них были иными, чем при наших опытах.

3. СВЯЗЬ МЕЖДУ УДЕЛЬНОЙ РАБОТОЙ ИЗНОСА И УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИЕЙ

Еще Стефан [2] высказал предположение, что удельная поверхностная энергия металлов σ обратно пропорциональна их атомной

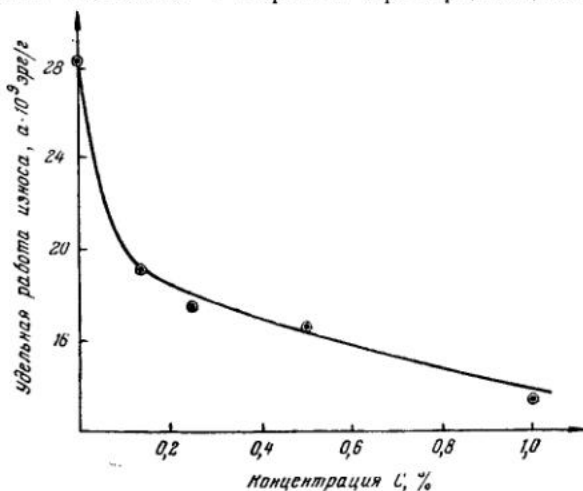


Рис. 3. Влияние добавок стеариновой кислоты на износ алюминия при трении в спирте по шкурке № 240

поверхности. С тех пор теорией поверхностного натяжения занимался ряд исследователей [2]. Необходимо отметить полуэмпирическую формулу С. Н. Задумкина [3], в которой удельная поверхностная энергия принята пропорциональной величине полного потенциального барьера на поверхности металла и работе выхода электронов. В свою очередь Н. С. Задумкин принимает величину барьера обратно пропорциональной атомной поверхности.

Если, таким образом, принять, что удельная поверхностная энергия σ обратно пропорциональна атомной поверхности, т. е.

$$\sigma = \frac{c_1}{S_A}$$

то уравнение износа (2) может быть представлено в виде

$$a = \frac{cT_s\sigma}{c_1T\rho^{2/3}} = \beta \frac{T_s\sigma}{T\rho^{2/3}}. \quad (3)$$

Удельная работа износа оказывается, таким образом, прямо пропорциональной удельной поверхностной энергии металла.

В соответствии с выражением (3) удельная работа износа должна уменьшаться под действием поверхностно-активных веществ вследствие уменьшения σ . Зависимость удельной работы от концентрации должна иметь вид, аналогичный изотерме адсорбции. В качестве поверхностно-активного вещества мы использовали стеариновую кислоту, растворенную в спирте. Были сняты изотермы износа алюминия при введении в зону трения растворов различной концентрации. Изменение работы износа особенно велико при малых концентрациях. Полученные результаты представлены в виде кривой на рис. 3, которая, действительно, имеет характерный вид изотермы адсорбции. Эти результаты полностью соответствуют изотермам износа, полученным Закощиковой для алюминия, меди и цинка [5].

4. ЗАВИСИМОСТЬ УДЕЛЬНОЙ РАБОТЫ ИЗНОСА ОТ НОМЕРА ШКУРКИ

Полная поверхностная энергия диспергированного материала зависит не только от удельной поверхностной энергии, но и от величины образовавшейся поверхности, которая в свою очередь зависит от поверхности отдельных частиц. Чем меньше поверхность частицы износа,

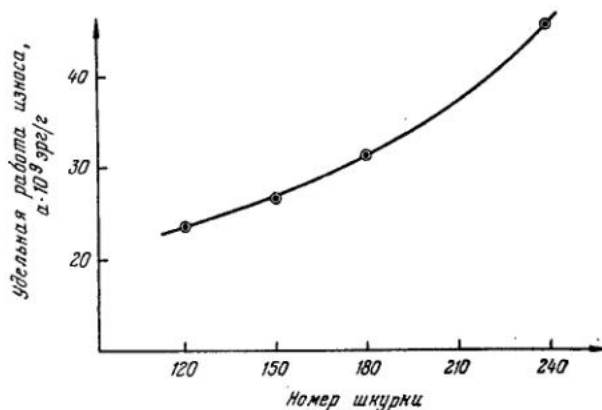


Рис. 4. Зависимость удельной работы износа от номера шкурки

тем больше изменение поверхности металла и тем больше должна быть удельная работа износа. Отсюда следует, что постоянная c в уравнении (1) должна быть обратно пропорциональна размеру частиц износа. Размеры частиц износа можно менять, измеряя номер шлифовальной шкурки. Нами были использованы следующие номера шкурки: 240, 180, 150 и 120. Удельная работа износа, как это видно из рис. 4, оказывается тем больше, чем выше номер шкурки, т. е. чем мельче абразивное зерно.

В заключение необходимо отметить, что постоянная c зависит также и от величины удельной нагрузки, увеличиваясь с ростом последней.

ВЫВОДЫ

1. В настоящей работе освещен изотермический износ девяти металлов при взаимодействии их со шлифовальной шкуркой.

2. Для определения удельной работы износа получено следующее экспериментальное выражение:

$$a = \frac{cT_s}{TA^{1/2}},$$

где A — атомный вес; T_s — температура плавления; T — температура при опытах. Постоянная c оказалась одинаковой для всех металлов. Для данного металла эта постоянная возрастает с ростом абразивного зерна и увеличением удельной нагрузки.

3. При введении в зону трения поверхностно-активных веществ удельная работа износа падает. Изотерма износа в этом случае имеет вид, аналогичный изотерме адсорбции.

4. Исходя из простейших предположений о связи между атомной поверхностью и удельной поверхностной энергией, предложено уравнение, связывающее работу износа с значением последней.

ЛИТЕРАТУРА

1. И. В. Крагельский, В. С. Щедров. Развитие науки о трении. Изд-во АН СССР, 1956.
2. В. К. Семенченко. Поверхностные явления в металлах и сплавах. Гостехтеоретиздат, 1957.
3. С. Н. Задумкин. ЖФХ, 1953, 27, вып. 4.
4. В. Д. Кузнецов и В. Д. Тараненко. ДАН СССР, 1953, 92, 49.
5. Закошикова. ЖТФ, 1938, 8, вып. 22.

И. И. Нарских, А. И. Володин

АНАЛИЗ ИЗНОСА ШЕЕК КОЛЕНЧАТОГО ВАЛА ТЕПЛОВОЗНОГО ДИЗЕЛЯ Д-50 И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ ИЗНОСА

Опыт эксплуатации дизелей Д-50* на тепловозах в течение более 10 лет показал, что величина износа коренных шеек примерно в два раза больше износа шатунных шеек, несмотря на то, что удельные давления на коренные шейки меньше, чем на шатунные. Большой износ коренных шеек объясняется конструкцией коренных подшипников, у которых, в отличие от шатунных, имеются кольцевые смазочные каналы, что ухудшает эпюру давлений в масляном слое.

* Дизель Д-50 с газотурбинным наддувом имеет 6 цилиндров диаметром 318 мм, ход поршня — 330 мм, мощность — 1000 э. л. с. при 740 об/мин. Давление масла на входе 2—3,5 ат при 65—75°.

Характер и величины радиального износа коренных шеек представлены на рис. 1.

Наибольший износ имеет первая коренная шейка, наименьший — седьмая. Положение максимумов износов подчиняется определенной

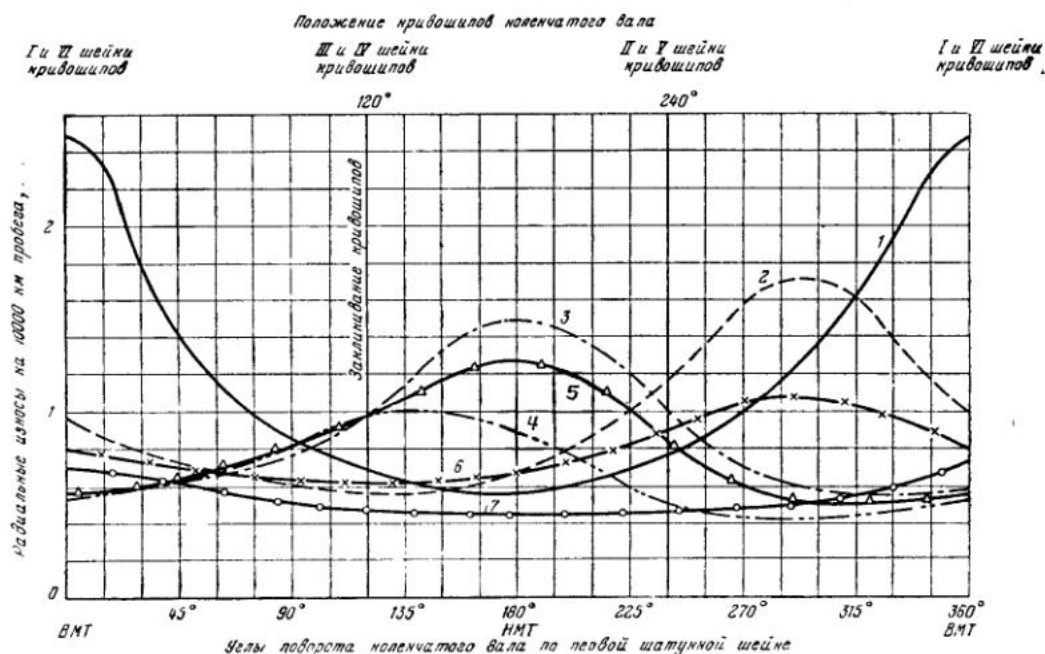


Рис. 1. Величины среднего радиального износа коренных шеек коленчатых валов дизелей Д-50 и тепловозов ТЭ-2 (по 20 дизелям средний пробег — 500 000 км, что соответствует 18 000 час работы)

1, 2, 3, 4, 5, 6 и 7 — №№ коренных шеек

закономерности: максимумы износов на 1, 4 и 7-й шейках располагаются со стороны шеек рядом расположенных кривошипов; максимумы износов других шеек располагаются примерно посередине угла, образованного осями рядом расположенных кривошипов.

Сопоставление износов с величинами сил инерции, приведенное в табл. 1, показывает, что наибольшие радиальные износы лежат в направлении биссектрисы угла действия наибольших сил инерции.

Таблица 1

Положение участков наибольшего износа коренных шеек коленчатого вала (в градусах)

	№ коренных шеек			
	1 и 7	2 и 6	3 и 5	4
Место наибольшего радиального износа	8	299	179	95
Положение биссектрисы угла действия наибольших сил инерции . .	0	294	180	135

Неравномерный износ шейки по окружности, а также различие в износах отдельных шеек хорошо согласуются с рассчитанной величиной удельной работы трения (табл. 2).

Таблица 2

Величина удельной работы трения для разных коренных шеек
(кг·м/с·м² за цикл)

	№ коренных шеек			
	1	2	4	7
От сил инерции . . .	0,233	0,187	0,213	0,110
От сил давления газов	0,014	0,098	—	0,007

Из табл. 2 видно, что удельная работа трения от сил инерции во много раз превосходит удельную работу трения от сил давления газов, что приводит к неравномерному износу шейки по окружности. Наибольшая удельная работа трения от сил инерции наблюдается на 1-й коренной шейке, чем в основном и объясняется ее наибольший износ. По соотношению работ от сил инерции следовало бы ожидать на 4-й коренной шейке износ, приближающийся к износу на 1-й коренной шейке, чего не наблюдается. Это, по-видимому, объясняется тем, что принятая при расчете схема жесткого вала не соответствует реальному упругому валу. Коренная шейка 7-й опоры имеет наименьший износ вследствие наименьшей работы трения и влияния роликового подшипника главного генератора, ограничивающего деформации прилегающего конца коленчатого вала.

Износ коренных шеек по образующим происходит практически равномерно, с колебаниями от средней величины в пределах $\pm 0,01$ мм.

Уместно отметить, что величина диаметрального износа у первых коренных шеек коленчатых валов дизелей Д-50 тепловозов ТЭ-1 и Д^а в 1,5—2,1 раза больше, чем у тепловозов серии ТЭ-2. Указанное объясняется тем, что тепловозы ТЭ-1 и Д^а работают на железных дорогах Средней Азии, где наблюдается наибольшая запыленность воздуха.

На износ шеек коленчатого вала влияет также качество сборки дизелей. Так, у тепловозов ТЭ-2 выпусков с номерами до 50 величина износа шеек вала составляла 2,09 мм на 10 тыс. км пробега, а у тепловозов последующих выпусков эта величина снизилась до 1,83 мм.

При помощи индикаторного прибора определяются величины радиального износа шейки вала по различным радиальным направлениям. Такими величинами износа, являются, например, на схеме рис. 2 отрезки m , n и k ($m < n$; $k < n$). Зная величину радиуса ρ_0 неизношенной шейки и предположив, что на рассматриваемом участке изношенная шейка очерчена в сечении радиусом ρ можно вычислить величину последнего, так как $\rho = f(\rho, m, n, k)$. Критерий работоспособности вала по условиям гидродинамической смазки и сохранения жидкостного трения [2] может быть выражен соотношением $\rho \leq R$, где ρ — наибольший радиус кривизны изношенной поверхности шейки; R — наименьший радиус кривизны изношенного подшипника.

Радиус кривизны R изношенного подшипника также может быть определен, исходя из первоначального радиуса кривизны постели и измеренной толщины изношенных вкладышей.

Статистическая обработка данных износа вкладышей показывает, что по своей длине вкладыши изнашиваются равномерно, а по окружности имеется небольшой повышенный износ в средней части рабочей поверхности вкладышей. Износ слоя баббита БК-2 на 100 тыс. км пробега тепловоза составляет у коренных вкладышей 0,005 мм и у шатунных 0,006 мм.

Исходя из фактических односторонних износов шеек коленчатых валов серийных тепловозов ТЭ-2 (см. рис. 1) и газогенераторных тепловозов ТЭГ, представляется возможным оценить связь между

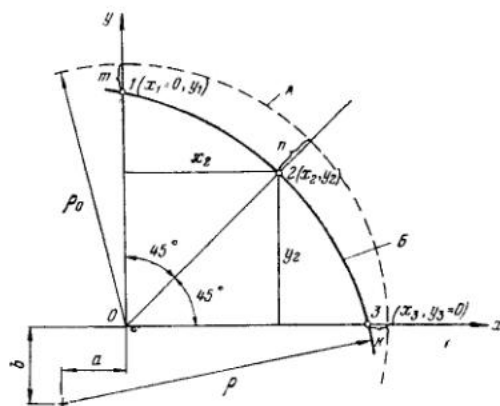


Рис. 2. К определению радиуса кривизны ρ изношенной шейки вала по трем точкам (1, 2, 3), полученным в эксплуатации.

A — поверхность шейки не изношенной; B — поверхность шейки изношенной

величиной наибольшего одностороннего износа и радиусом кривизны изношенной шейки. Эти данные для первой коренной шейки приведены в табл. 3.

Таблица 3

Изменение радиусов кривизны первой коренной шейки и соответственного подшипника, при разной длине пробега

	Тепловозы			Тепловозы		
	ТЭ-2	ТЭГ		ТЭ-2	ТЭГ	
Пробег, тыс. км	450	1000	140	120,01	120,07	120,14
κ_{\max} , мм	0,125	0,272	0,38	120,05	120,08	120,10

Данные табл. 3 показывают, что из условия соблюдения неравенства $\rho \leq \kappa$ пробег тепловозов ТЭ-2 между шлифовками коленчатых валов может составлять примерно до 1 млн. км.

Характерно отметить, что на газогенераторных тепловозах ТЭГ наибольшие односторонние износы доходили до 0,38 мм против 0,125 мм на серийных ТЭ-2. Практика эксплуатации газогенераторных тепловозов показывает, что при наибольших односторонних износах первой шейки свыше 0,30 мм нельзя было добиться нормальной работы коленчатого вала.

Таким образом, оказывается возможным использовать величины одностороннего износа шеек для оценки максимально возможного срока службы всей машины по признаку износа ее коленчатого вала.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. И. Володин, И. Н. Нарских, А. З. Хомич. Прибор для измерения износа шеек коленчатых валов. Вестник ЦНИИ ж. т., № 2, 1957.
2. А. К. Дьячков. Применение гидродинамической теории смазки к расчету подшипников. 1940.
3. Н. А. Буше, И. И. Нарских. Опыт применения подшипников с заливкой баббитом БК2 на дизелях. Труды ЦНИИ, 1958.

ЧИСТОТА ПОВЕРХНОСТЕЙ ШЕЕК КОЛЕНЧАТОГО ВАЛА И ВКЛАДЫШЕЙ ПОДШИПНИКОВ АВТОМОБИЛЯ ГАЗ-51

Долговечность автомобиля во многом зависит от качества изготовления его узлов и деталей и, в частности, от чистоты обработанных поверхностей трущихся деталей.

Отечественными заводами и НИИ проведены большие работы по изучению износостойкости деталей в зависимости от чистоты рабочих поверхностей, на основании которых создан ГОСТ 4669—54. На крупных автомобильных заводах имеются руководящие материалы, регламентирующие чистоту рабочих поверхностей деталей. Однако в указанных материалах часто встречаются расхождения и противоречия. Так, например, ГОСТ 4669—54 рекомендует для шеек коленчатого вала грузового автомобиля чистоту обработанной поверхности не ниже 8-го класса разряда б... ($H_{ск} = 0,63$ мк максимум), а по техническим условиям автозавода чистота шеек коленчатого вала не должна быть ниже 9-го класса разряда в ($H_{ск} = 0,25$ мк максимум).

На основании исследовательских работ, проведенных в Советском Союзе, по приработке подшипниковых сплавов и стальных цапф, установлено, что для данных условий трения и материалов пары сопряженных деталей имеется своя оптимальная величина шероховатости трущихся поверхностей.

На долговечность и стабильность работы автомобильного двигателя исключительно большое влияние оказывает работа пары коленчатый вал — подшипник. Лабораторией резания металлов Горьковского автозавода в содружестве с Лабораторией двигателей и конструкторско-экспериментальным отделом было проведено специальное исследование с целью определения зависимости коэффициента трения, износа и температуры при трении от чистоты обработанной поверхности этих деталей.

Исследование проводилось на образцах, а также на двигателях, проходивших стендовую обкатку, и на автомобилях в дорожных условиях эксплуатации.

Исследование изменения начальной чистоты трущихся поверхностей в зависимости от продолжительности приработки, числа оборотов и удельного давления проводилось на приспособленном токарном станке.

Образцы, моделирующие шейки коленчатого вала, были изготовлены из стали 45 и термически обработаны до твердости $R_c = 48—52$. Каждый образец имел четыре шейки таких же диаметра и ширины, как у коренных шеек вала (рис. 1,а). Другой сопрягаемой деталью являлись вкладыши подшипников, рабочая поверхность которых покрыта свинцовистым баббитом (рис. 1,б). Для обеспечения хорошего прилегания сопрягаемых поверхностей и получения удельных давлений на подшипнике, близких к таковым при работе автомобильного двигателя, слой баббита был оставлен только на отдельных участках поверхности вкладыша. Общая поверхность трения вкладышей составляла $4,4$ см².

Образец-вал устанавливался в центрах станка; к нему прижимался грузом при помощи рычажного приспособления вкладыш (рис. 2). Числа оборотов вала были приняты 750, 1160 и 1500 об/мин; удель-

ные давления — 5,7; 10,2; 19,2; 28 кг/см²; смазкой служил автол 10, который поступал самотеком через отверстие во вкладыше. Исходные шероховатости поверхностей образцов вала были с $H_{ск}$ от 0,075 до 0,675 мк (см. табл. 1).

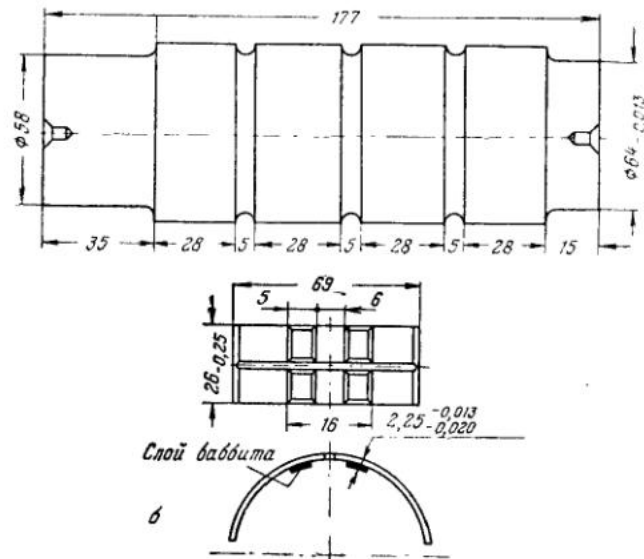


Рис. 1. Эскизы образцов вала и вкладыша

В процессе работы испытания прерывались для определения чистоты поверхностей образцов на профилографе Браш (в начале через 15—30 мин., а в конце опытов через 60 мин.).

Опытами было установлено, что исходная чистота поверхности вала в процессе приработки изменяется во всех случаях. При этом

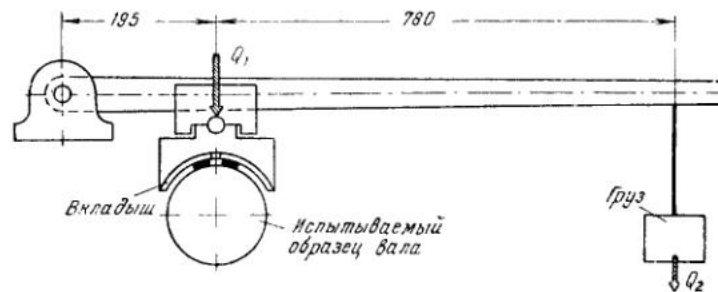


Рис. 2. Схема нагрузочного устройства

наблюдается увеличение шероховатости, если исходная шероховатость была $H_{ск} = 0,10$ мк, и ее уменьшение, если она была $H_{ск} = 0,63$ мк. Если же шероховатость вала была $H_{ск} = 0,25 \pm 0,350$, то в процессе приработки она изменялась незначительно.

Таким образом, исходная чистота поверхности вала в процессе приработки изменяется, достигая оптимального значения, и стабилизируется в зависимости от режимов и времени приработки. Наиболее

интенсивно изменение шероховатости протекает в первые 30—60 мин.; после достижения стабильного значения интенсивность ее изменения снижается.

Опыты показали также, что приработка поверхностей происходит быстрее при больших числах оборотов вала в минуту, чем при малых.

Следующие лабораторные опыты были проведены для исследования коэффициента трения, температуры масла и интенсивности изнашивания при трении баббита о шейку вала. Эти опыты проводились на образцах, представленных на рис. 3.

Образцы-цапфы (рис. 3) изготавливались в соответствии с техническими условиями на коленчатый вал и подвергались закалке ТВЧ до твердости $R_c = 55-60$. Образцы-вкладыши (см. рис. 1, б), состоящие из двух половинок с уменьшенной поверхностью баббита, были изготовлены из серийных вкладышей коренных подшипников.

Испытания проводились на вертикально-сверлильном станке (рис. 4) при 1120, 1520 и 2020 об/мин и при удельных давлениях на образцы 10; 19,1 и 32,7 кг/см². Эти режимы соответствуют средним режимам эксплуатации двигателей на автомобиле ГАЗ-51. Смазка — минеральное масло СУ улучшенное (вязкостью 6,5 по Энглеру при 50°), которое применялось ранее при обкатке двигателей на стендах. Образец закреплялся в шпиндель станка нежестко (свободно качался). На стол станка устанавливалось нагрузочное приспособление 5 с ванной, наполненной маслом, в которую образец опускался и обхватывался двумя половинами вкладышей под действием сжимающих усилий, создаваемых двусторонним винтом. Перед началом испытания масло в ванне подогревалось до температуры 50—60°. Нагрузка на образец определялась динамометром 4.

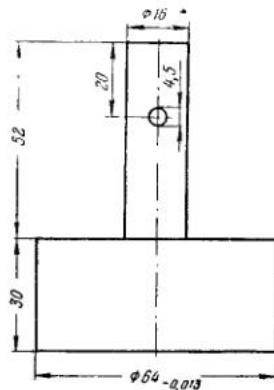


Рис. 3. Эскиз цапфы

В процессе испытания измерялись сила трения и температура масла, а после испытания — износ цапфы и вкладышей и чистота поверхности. Сила трения измерялась при помощи чувствительного динамометра 3, разработанного Лабораторией резания металлов. Показания динамометра силы трения и температуры масла фиксировались через каждые 5 мин.

Износ цапф определялся на вертикальном оптиметре ИКВ, вкладышей — на горизонтальном оптиметре ИКГ, а шероховатость поверхностей — на профилографе «Браш».

Испытаниями установлено, что при исходной шероховатости вкладышей $H_{ск} = 0,4$ мк чистота поверхности вследствие трения ухудшается независимо от режима испытания и составляла в среднем $H_{ск} = 0,8$ мк максимум (разряд «а» класса 8). Шероховатость же большинства шеек цапф после приработки осталась без изменения или изменялась незначительно, так как их исходная шероховатость была близка к оптимальной.

Средние значения шероховатости поверхности, коэффициента трения, интенсивности изнашивания и температуры масла, полученные при испытаниях с разными скоростями и нагрузками, приведены в табл. 1.

Из таблицы видно, что с увеличением удельного давления интенсивность износа вкладышей увеличивается. Коэффициент трения при этом уменьшается.

Для проверки полученных результатов на образцах (по чистоте поверхности) были проведены стендовые испытания двигателей на приработку.

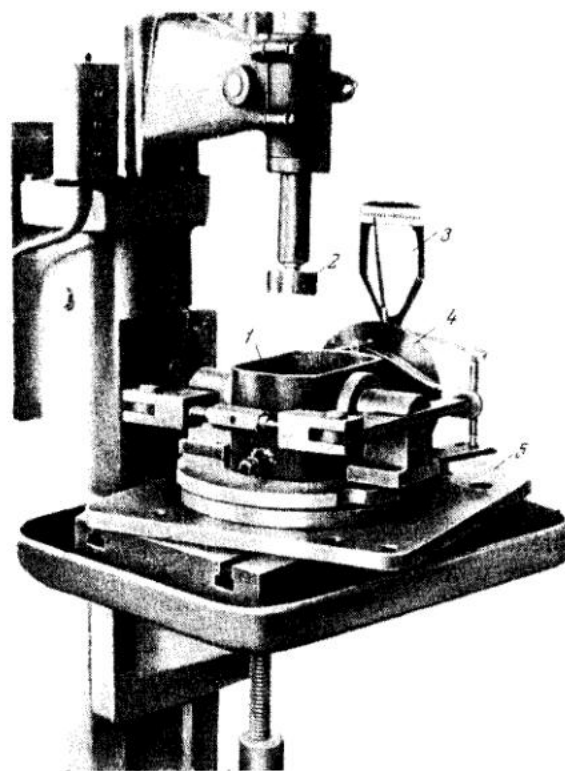


Рис. 4. Испытательная установка.

1 — ванна; 2 — образец-цапфа; 3 — динамометр силы трения;
4 — динамометр нагрузки; 5 — нагрузочное приспособление

Испытанию (обкатке) подверглись девять двигателей автомобиля ГАЗ-51 на следующих режимах:

1) два двигателя — по принятому на заводе стандартному режиму обкатки в течение 65 мин. без нагрузки, при:

$n = 1100 - 1200$ об/мин . . . 50 мин
 $n = 1000 - 3000$ » . . . 15 »

2) два двигателя — в течение 10 час. при

$n = 1800$ об/мин без нагрузки . . . 8 час.
 $n = 1800$ » , под нагрузкой* . . . 2 »

3) шесть двигателей в течение 20 час. при

$n = 1100$ об/мин, без нагрузки . . . 18 час.
 $n = 1800$ » под нагрузкой* . . . 2 »

* Под нагрузкой понимается работа двигателя с нагруженным на весах тормоза. Нагрузка составляет 75% от полной нагрузки, воспринимаемой двигателем.

Таблица 1

Средние значения чистоты поверхности образцов при лабораторном испытании на приработку коэффициента трения f , температуры масла t° , интенсивности изнашивания u

Число оборотов цапфы, мин.	Удельное давление, кг/см ²	Чистота поверхности образцов				f	u , мк/10 000 об	t°	Продолжительность испытания, мин.
		до испытания		после испытания					
		$H_{ск}$, мк	класс по ГОСТ	$H_{ск}$, мк	класс по ГОСТ				
1120	10	0,6	8б	0,8	8а	0,046	0,08	52	675
		0,55	8б	0,42	8в				
	19,1	0,35	9а	0,73	8а	0,020	0,15	47	600
0,275	9б	0,285	9б						
32,7	0,45	8в	0,55	8б	0,023	0,20	60	615	
	0,6	8б	0,43	8в					
1520	10	0,3	9б	0,71	8а	0,061	0,04	61	585
		0,45	8в	0,415	8в				
	19,1	0,3	9б	0,83	7в	0,024	0,18	58	450
0,375	9а	0,37	9а						
32,7	0,4	9а	0,65	8а	0,026	0,12	68	570	
	0,375	9а	0,32	9б					
2020	10	0,45	8в	0,8	8а	0,065	0,04	71	450
		0,225	9в	0,275	9б				
	19,1	0,4	9а	0,83	7в	0,038	0,114	70	480
0,3	9б	0,25	9в						
32,7	0,45	8в	0,65	8б	0,025	0,085	77	540	
	0,3	9б	0,275	9б					

Примечание. Цифры, стоящие над чертой, относятся к вкладышам подшипников; цифры под чертой — к шейкам цапф.

Испытания двигателей проводились на бензине (горячая обкатка). Измерения чистоты трущихся поверхностей коленчатого вала и вкладышей подшипников до и после испытания производились на профилографе «Браш». На каждой поверхности производилось от четырех до восьми измерений. В результате этих испытаний было установлено, что исходная высота шероховатости поверхности вкладышей подшипников после испытания двигателей увеличивалась, независимо от продолжительности приработки, с $H_{ск} = 35$ мк до 61 мк для коренных и с 0,32 мк до 0,84 мк для шатунных вкладышей.

Чистота поверхности шеек коленчатого вала улучшается в процессе приработки, если она вначале была грубой, и ухудшается, если была вначале очень чистой. Если же исходная чистота поверхности имела оптимальную шероховатость, то в процессе приработки она не изменялась.

Кроме стендовых испытаний, было проведено наблюдение за работой девяти двигателей, установленных на автомобиле Газ-51. Пять

автомобилей эксплуатировались в нормальных условиях — по асфальтированным и шоссейным дорогам — и четыре — в тяжелых условиях — по проселочным дорогам. После пробега автомобилей двигатели разбирались для осмотра состояния узлов и измерения шероховатости трущихся поверхностей вкладышей подшипников и шеек коленчатого вала.

Результаты испытаний показали, что у двигателей, работавших в тяжелых условиях, чистота поверхности вкладышей подшипников стала хуже, чем у работавших в нормальных условиях. Ухудшение чистоты могло быть вызвано нарушением нормальных условий смазки.

В табл. 2 сопоставлены средние данные, полученные из всех указанных испытаний. Эти данные показывают, что средние значения шероховатости, установившиеся при испытаниях на образцах и при стендовых испытаниях двигателей, мало отличаются от средних значений, получаемых при эксплуатации двигателей в нормальных условиях, но резко отличаются от норм, указанных техническими условиями. Отсюда вытекает целесообразность пересмотра этих норм.

Таблица 2

Средние значения шероховатостей вкладышей подшипников и шеек коленчатого вала после испытаний

Величины шероховатости	Вкладыши подшипников				Шейки коленчатого вала			
	коренные		шатунные		коренные		шатунные	
	$H_{ск}$, мк	класс по ГОСТ	$H_{ск}$, мк	класс по ГОСТ	$H_{ск}$, мк	класс по ГОСТ	$H_{ск}$, мк	класс по ГОСТ
По техническим условиям завода (максимум)	0,4	9а	0,4	9а	0,25	9в	0,25	9в
После испытания на образцах (максимум)	0,8	8а	—	—	0,4	9а	—	—
После стендовых испытаний двигателей (максимум)	0,61	8б	0,84	7в	0,44	8в	0,47	8в
После эксплуатации двигателей в нормальных условиях (максимум)	1,0	7в	1,25	7б	0,5	8в	0,51	8в

К. В. Савицкий

К ВОПРОСУ О ЗАВИСИМОСТИ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ МЕТАЛЛОВ ОТ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ РЕШЕТКИ

Установление зависимости сопротивления металлов изнашиванию от их физико-механических свойств имеет большое значение для решения многих задач, связанных с повышением срока службы машин и механизмов.

Некоторые исследователи считают, что «разрушение материала в процессе трения зависит от вполне своеобразных свойств материала, не стоящих в непосредственной связи ни с какими другими его меха-

ническими характеристиками [1]. Однако изучение структуры и свойств трущихся поверхностей показывает, что процесс трения сопровождается проявлением известных свойств металлических тел (упругими и пластическими деформациями, упрочнением, изменением структуры, схватыванием и др.), проявляющихся и при других видах обработки металлов [2—6]. Конечно, протекание деформаций и изменение механических свойств металла в условиях трения происходят по более сложному закону, чем при обычных механических воздействиях на металл [2, 3, 7]. Поэтому нельзя делать какие-либо суждения о поведении металлов в условиях трения по их поведению при растяжении, сжатии или другом способе деформирования без учета возможных изменений свойств на контактных поверхностях при заданных режимах трения.

При трении металлических поверхностей влияние физико-механических свойств контактирующих тел на сопротивление изнашиванию в значительной мере осложнено наличием различных по своим свойствам окисных и других пленок, а также проявлением сил адгезии в местах реального контакта. Поэтому всякое загрязнение поверхности или введение смазки при прочих равных условиях трения может существенно изменить темп износа элементов трущейся пары.

Влияние физико-механических свойств твердых тел на их сопротивление изнашиванию в более чистом виде может проявиться при трении этих тел об абразивную поверхность. В этом случае влияние адсорбированных пленок почти исключено, так как при трении металла по абразиву, даже при ничтожно малых нагрузках, зерна абразива при своем внедрении и перемещении обнажают все новые и новые поверхности металла. В процессе трения металла об абразивную поверхность силы адгезии не играют существенной роли, а следовательно, отсутствует осложняющее влияние сопряженных тел. Наконец, в условиях абразивного изнашивания происходит активное разрушение поверхностей, при котором прочностные свойства металлов и сплавов должны проявляться наилучшим образом.

В своих работах М. М. Хрущов и М. А. Бабичев [8—10] показали, что между относительной износостойкостью ϵ большой группы металлов и твердостью H , определенной вдавливанием алмазной пирамиды, существует зависимость, которая схематически может быть изображена в виде диаграммы $\epsilon - H$ (рис. 1). Линия OAB изображает зависимость износостойкости от числа твердости для чистых металлов и отожженных сталей. Линия AC относится к сталям, упрочненным закалкой с последующим отпуском, а линия AD — к упрочнению деформированием. Диаграмма показывает, что различные пути повышения твердости металлов и сплавов не равноценны с точки зрения повышения сопротивления абразивному изнашиванию. Так, например, для углеродистой стали, износостойкость которой соответствует точке A , наиболее эффективным является упрочнение легированием (линия AB). Повышение

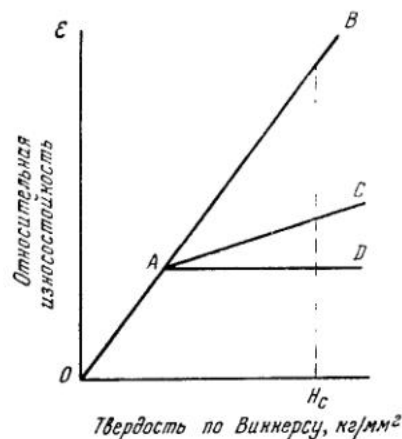


Рис. 1. Зависимости относительной износостойкости металлов от их твердости

же твердости за счет закалки с отпуском является менее эффективным фактором упрочнения (линия AC), а упрочнение за счет наклепа вообще не оказывает заметного влияния на износостойкость стали (линия AD).

Таким образом, из рис. 1 следует, что число твердости какого-либо сплава не может служить достаточным критерием его износостойкости, без учета структурного состояния сплава и его предшествующей обработки.

Например, при одинаковой твердости H_c (см. рис. 1) различные сплавы могут по-разному сопротивляться изнашиванию при трении об абразивную поверхность.

В чем же причина столь необычного поведения сплавов?

Нам представляется, что в процессе разрушения металлов и сплавов при трении об абразивную поверхность, а в ряде случаев и при трении металлических поверхностей происходит проявление особенностей механизма пластической деформации и разрушения, когда более эффективно реализуется прочность межатомной связи, нежели в случае определения твердости при вдавливании или исследовании других механических характеристик. Поэтому сопротивление абразивному изнашиванию не всегда может быть оценено по величине твердости, определяемой методом вдавливания, без учета природы трущихся тел и способа их упрочнения.

Для проверки этого в металлографической лаборатории Сибирского физико-технического института были проведены испытания на изнашивание при трении об абразивную поверхность технически чистых металлов и сплавов с использованием нижеследующих способов упрочнения: 1) методом пластического деформирования; 2) упрочнением за счет измельчения зерна; 3) упрочнением закалкой; 4) упрочнением закалкой с последующим старением; 5) упрочнением за счет легирования с образованием однородных твердых растворов.

Испытание на изнашивание при трении об абразивную поверхность проводилось по несколько измененной методике, разработанной М. М. Хрущовым и М. А. Бабичевым [8]. Трение проводилось при различном нагружении образцов на установке с поступательным движением стола, на который наклеивалась шлифовальная бумага с зерном электрокорунда 170 или 230. Путь трения, составлявший около 3 м, осуществлялся за 10 проходов, причем каждый проход шел по новому месту абразивной поверхности. Опыты проводились при постоянной скорости скольжения, равной 0,34 м/мин. Величина износа определялась по потере веса образцов. Выбор нагрузок производился в пределах прямолинейного участка зависимости износа от нормальной нагрузки.

Влияние упрочнения наклепом изучалось на образцах, изготовленных из технической меди, алюминия и латуни. Наклеп образцов создавался прокаткой до различных степеней обжатия. Малая скорость скольжения исключала возможность нагрева образцов в процессе испытания. Величина давления не превышала 7,2 кг/см².

Результаты испытаний показали, что в условиях абразивного изнашивания упрочнение деформированием не повышает износостойкости. В табл. 1 приведены результаты испытания медных образцов; из таблицы видно, что, несмотря на увеличение твердости образцов по Бригеллю в два раза и более, наклеп не приводил к повышению сопротивления изнашивания. Эти данные согласуются с данными других исследователей [11, 12].

Независимость сопротивления изнашиванию при трении об абразивную поверхность и твердости царапания от наклепа пластичных металлов обычно объясняют тем, что металл под действием зерна абразива или царапающего конуса предельно упрочняется до сопротивления срезам или разрыву [11, 13]. Такое объяснение достаточно обоснованно, если не считать того, что само понятие предельного упрочнения физически мало обоснованно.

Таблица 1

Влияние наклепа меди на ее изнашивание*

Обжатие, %	Весовой износ (мг) при давлении (кг/см ²)			Твердость H_B , кг/мм ²
	0,7	7,2	16,8	
0	11,2	116,4	268	79
12,0	10,3	114,1	262	63
19,2	10,9	115,1	257	76
29,1	12,1	117,5	250	88
40,4	11,6	117,6	247	96
52,5	10,7	116,7	239	104
62,5	11,5	114,8	231	109

* Аналогичные результаты получены на алюминии и латуни.

Известно, что упрочнение металлов методом пластической деформации является результатом статических искажений решетки и создания тонкой неоднородности структуры, а не изменения межатомных связей [14, 15].

Так как пластическая деформация и обусловленное ею изменение структурного состояния не оказывают влияния на сопротивление изнашивания, то можно полагать, что в процессе разрушения металла абразивными зернами мы сталкиваемся с такими статическими искажениями решетки и такими изменениями тонкой структуры, при которых достигается более высокая степень использования прочности межатомных связей.

В сплавах твердых растворов пластическая деформация снижает прочность связей решетки [14]. Однако большие статические искажения кристаллической решетки, вызванные атомами растворенных элементов, приводят к еще более эффективному использованию сил межатомных связей в противодействии внешним силам. Понижение сил связей в этом случае может компенсироваться повышением степени их использования в результате образования более равномерно распределенных искажений решетки [15]. С этой точки зрения можно ожидать, что для некоторых структурных состояний сплавов, несмотря на ослабление сил связей, сопротивление изнашиванию будет возрастать. Примером этому является состояние мартенсита закаленной стали.

Исходя из общепринятых представлений о влиянии величины зерна на механические свойства металлов, можно предполагать, что с уменьшением величины зерна будет возрастать сопротивление изнашиванию, так как мелкозернистый материал обладает более высокими механическими характеристиками сопротивления деформации по сравнению с крупнозернистым материалом. Однако это предположение не подтверждается экспериментальными данными [16], полученными на

машине Шпинделя, согласно которым крупнозернистое железо лучше сопротивляется изнашиванию.

С целью выяснения, является ли повышение износостойкости при увеличении величины зерна специфической особенностью трения металлических поверхностей, где окислительные и другие процессы играют значительную роль, и будет ли оно происходить при трении об

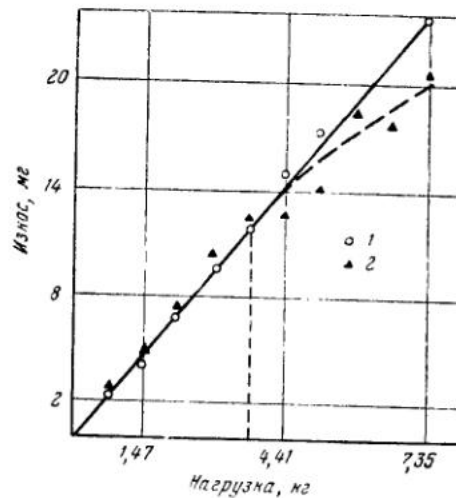


Рис. 2. Зависимость абразивного износа мелкозернистого и крупнозернистого железа от нагрузки:
1 — мелкозернистое; 2 — крупнозернистое

абразивную поверхность, нами были проведены опыты. Опыты проводились при различных нагрузках на образцах из технического железа (0,02% С), в плоскости поперечного сечения которых (13,4 мм²) имелось от 1 до 80 зерен.

На рис. 2 изображена зависимость весового износа мелкозернистого (80 зерен) и крупнозернистого (1 зерно) железа от нагрузки. Эта зависимость весового износа образцов с промежуточной зернистостью при нагрузках до 4 кг имеет вид прямой.

Не останавливаясь на причинах отклонения от прямой зависимости износа от нагрузки крупнозернистого железа, что, вероятно, связано с разрушением абразивной поверхности [8], отметим, что крупнозернистый материал в условиях чисто абразивного изнашивания обладает не меньшей износостойкостью, чем мелкозернистый.

Таким образом, упрочнение металла путем измельчения кристаллитов, как и наклеп, не может служить фактором повышения износостойкости при трении об абразивную поверхность.

Полученные результаты не могут быть объяснены, исходя из обычных представлений о сопротивлении деформации, и дают основание полагать, что разрушение металла под действием абразивных зерен сопровождается значительными изменениями его структуры (фрагментацией зерен, искажением решетки и др.), а следовательно, и его свойств по сравнению со свойствами в исходном состоянии.

Опыты по упрочнению закалкой проводились на латуни марки Л62. В состоянии отжига структура этой латуни состояла из кристаллов α -фазы и небольшого количества (около 2%) β -фазы. Так как раство-

римось цинка в меди с повышением температуры уменьшается, то представилось возможным путем нагрева до различных температур, превышающих линию насыщения α -фазы, и последующей закалки получать серию сплавов с различным соотношением α и β -фаз и изменять механические свойства латуни в довольно широких пределах. Опыты проводились при постоянном давлении $2,5 \text{ кг/см}^2$.

Таблица 2

Влияние температуры закалки латуни на ее твердость и изнашивание при трении об абразивную поверхность

Температура закалки, °	Количество β -фазы, %	Твердость, R_B	Весовой износ, мг	Температура закалки, °	Количество β -фазы, %	Твердость, R_B	Весовой износ, мг
Без закалки	2	29	41,6	700	42	57	40,9
				750	65	62	41,5
600	12	40	41,1	775	76	64,5	40,6
650	26	48	40,2	800	84	67	40,3

Результаты испытания латуни на изнашивание при трении об абразивную поверхность приведены в табл. 2. Из таблицы видно, что изменение структурного состояния латуни при ее закалке и вызванное этим повышение твердости не оказывают заметного влияния на сопротивление изнашиванию при трении об абразивную поверхность. Эти результаты согласуются с данными ранее выполненного нами исследования [17].

Повышение твердости при закалке латуни, аналогичное поведению других твердых растворов, является, по-видимому, результатом изменения структурного состояния решетки отдельных фаз и не сопровождается усилением сил межатомных связей [14, 18].

Установлено, что пластические деформации по своему влиянию на состояние кристаллов твердых растворов (уменьшение степени ближнего порядка) оказывают воздействие, аналогичное закалке [14]. Поэтому вероятно, что значительные деформации, соответствующие разрушению закаленных латуней, перекрывают и нивелируют эффект, полученный от закалки.

Рассмотрим упрочнение закалкой с последующим отпуском (старением). Материалом исследования в этой серии опытов служил дуралюмин марки Д-1. Известно, что статические искажения и выделение мельчайших частиц новой фазы при распаде твердого раствора в процессе упрочняющего отпуска (старения) затрудняет деформирование сплава, повышает его твердость и другие механические свойства.

В закаленных алюминиевых сплавах значительные изменения свойств происходят еще до начала распада твердого раствора, т. е. до выделения частиц второй фазы.

В связи с этим было интересно изучить влияние этого вида упрочнения на сопротивление изнашиванию на различных стадиях старения. Изучение нами механических свойств и изнашивания дуралюмина проводилось в девяти его состояниях: отожженном, закаленном, естественно состаренном в течение 21, 29, 44 и 72 час. и искусственно состаренном при температурах 100, 150 и 200°. Испытание на изнашивание проводилось при давлении $7,4 \text{ кг/см}^2$ по шлифовальной бумаге № 3 с зерном электрокорунда 230. Одновременно определялась твердость по методу царапания как величина, обратная ширине риски. Царапины

наносились победитовым конусом с углом заточки 90° под нагрузкой 1050 г.

В табл. 3 приведены результаты испытания дуралюмина, при этом каждое значение весового износа определялось по результатам 8—13 измерений. Отклонение от среднего не превышало 3—4%.

Таблица 3

Значения весового износа дуралюмина, твердости по Бринеллю (H_B) и твердости по царапанию в зависимости от вида термической обработки

	От-жиг	Закалка	Закалка и естественное старение, час				Закалка и искусственное старение при температурах		
			21	29	44	72	100°	150°	200°
Твердость H_B , кг/мм ²	44,5	60,9	73,2	73,8	74,4	75,6	61,2	67,7	64,3
Износ, мг	15,3	13,7	14,4	14,6	14,9	15,2	14,2	14,3	—
Твердость по методу царапания, 1/мм	4,6	5,9	5,3	5,3	5,4	5,4	5,3	5,4	5,2

Нетрудно видеть, что только в свежезакаленном дуралюмине происходит незначительное снижение износа. Во всех остальных состояниях сплава значения весового износа одинаковы, а имеющиеся отклонения не выходят за пределы ошибок опытов. Аналогично изменяется и твердость по методу царапания.

Судя по твердости царапания и значениям весового износа при трении об абразивную поверхность, упрочнение дуралюмина путем закалки с последующим естественным или искусственным старением не оказывает существенного влияния на сопротивление разрушению одиночным острием или абразивными зёрнами.

Несмотря на более низкую твердость по Бринеллю, свежезакаленный сплав во всех случаях имел повышенную твердость царапания и меньший износ по сравнению с состаренными сплавами. Объясняется это тем, что свежезакаленный дуралюмин находится в стадии наибольшего пересыщения и наиболее склонен к старению.

Пластические деформации не только интенсифицируют [19], но в ряде случаев приводят к дополнительному распаду твердых растворов [20]. Можно предположить, что способность к старению в процессе царапания одиночным острием или абразивными зёрнами тем меньше, чем больше степень предварительного старения.

Следует иметь в виду, что статические искажения решетки свежезакаленного пересыщенного твердого раствора во всех случаях значительно больше, чем у состаренного раствора [18].

Из сказанного следует, что упрочнение алюминиевых сплавов путем изменения их структурного состояния за счет изменения распределения атомов в решетке кристаллов твердого раствора или выпадения новой фазы не сказывается на их сопротивлении изнашиванию, а следовательно, оно не может быть оценено по твердости или другим характеристикам сопротивления деформированию.

Рассмотрим далее случай упрочнения легированием с образованием однородных твердых растворов. Приведенные четыре способа упрочнения металлов и сплавов создавали повышение сопротивления деформации главным образом за счет изменения их структурного состояния без существенного изменения свойств кристаллов в микрообластях.

Одним из широко используемых в практике способов повышения свойств кристаллов служит легирование. Легированием можно не только повысить эффективность использования прочности межатомной связи, но и значительно изменить эту прочность.

В качестве материала при нашем исследовании применялись кованые прутки меди марки М1 и никеля марки Н1, а также их сплавы с содержанием никеля 20, 40, 60 и 80%. Сплавы никеля с медью представляют собой однородные твердые растворы неограниченной концентрации как меди, так и никеля. При этом известно, что добавка никеля

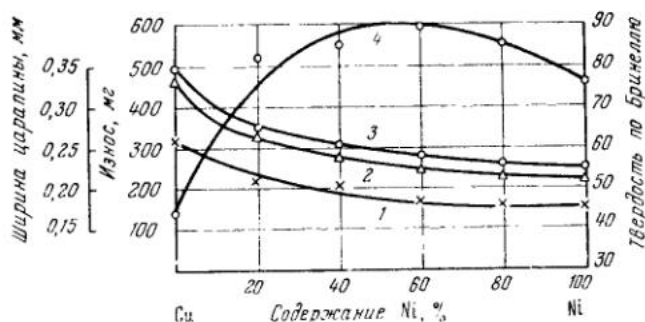


Рис. 3. Изменение ширины царапины, весового износа и твердости по Бринеллю от концентрации сплавов Cu — Ni

к меди приводит к усилению прочности межатомных связей в твердом растворе, тогда как прибавление меди к никелю ослабляет их [21, 22].

Это позволяет экспериментальным путем проверить высказанные выше положения о роли прочности межатомных связей в оценке сопротивления изнашиванию при трении об абразивную поверхность.

Испытание на изнашивание проводилось при двух нормальных нагрузках 2,8 и 4,9 кг по шлифовальной бумаге № 3 с зерном электрокорунда 170. Одновременно измерялась твердость по Бринеллю и твердость по методу царапания. Образцы цилиндрической формы диаметром 6 мм для испытания на изнашивание, а также бруски 10×12×60 мм для измерений твердости перед испытанием подвергались специальному отжигу в вакууме с целью получения равной величины зерна.

Результаты проведенного испытания представлены на рис. 3, где кривые 1 и 3 характеризуют абразивный износ при нагрузках 2,8 и 4,9 кг, кривая 2 — ширину царапины и кривая 4 — твердость по Бринеллю.

Из рис. 3 видно, что кривые износа и ширины царапины с изменением концентрации имеют плавный ход от меди к никелю и следуют почти параллельно друг другу. В отличие от кривой твердости, имеющей выраженный максимум при промежуточных концентрациях, абразивный износ и ширина царапины для всех сплавов меньше аналогичных значений для чистой меди и больше, чем для чистого никеля.

Из хода кривых видно, что для исследуемых сплавов нет соответствия в изменении износостойкости и твердости по Бринеллю. Лучшее соответствие проявляется между износостойкостью и твердостью царапания.

Подтверждают это изображенные на рис. 4 кривые зависимости между величиной, обратной сошлифованному объему (износостойко-

стью), и твердостью по Бринеллю (кривая 2), а также твердостью по методу царапания (кривая 1). Из рис. 4 следует также, что зависимость износостойкости однородных твердых растворов меди с никелем при трении об абразивную поверхность от числа твердости имеет более сложный характер, чем это следует из диаграммы $\epsilon - H$ (см. рис. 1)

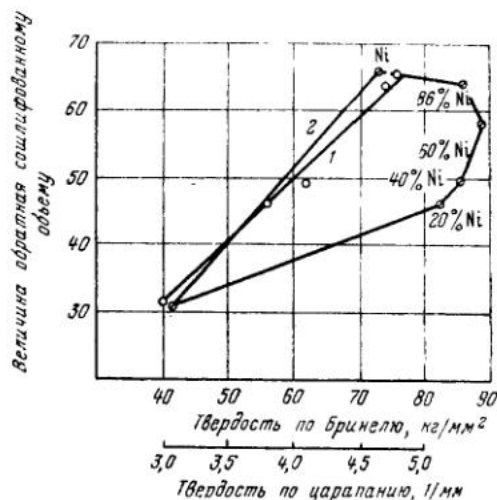


Рис. 4. Зависимость износостойкости от твердости по H_B (кривая 2) и твердости по царапанию (кривая 1) сплавов Cu — Ni

Обращает на себя внимание то обстоятельство, что сплавы одинаковой твердости по Бринеллю, но с большей прочностью межатомной связи, во всех случаях оказывают большее сопротивление изнашиванию. По нашему мнению, это объясняется тем, что в условиях абразивного изнашивания или царапания одиночным острием более эффективно реализуются силы межатомных связей, так как изменение структурного состояния и обусловленное этим повышение прочностных свойств материала при доведении его до разрушения значительно больше, чем при пластическом вдавливании шарика, конуса и других форм инденторов.

С этой точки зрения хорошо объясняется относительно малая эффективность повышения износостойкости тех способов упрочнения металлов и сплавов, в которых повышения механической прочности достигаются главным образом за счет изменения структурного состояния.

ЛИТЕРАТУРА

1. Н. Н. Давиденков. Динамические испытания металлов. ОНТИ, 1936.
2. В. А. Кислик. Износ деталей паровозов. Труды ВНИИЖТ, вып. 24. Трансжелдориздат, 1948.
3. К. В. Савицкий, М. П. Загребенникова. ДАН СССР, 1955, 103, № 4.
4. В. Д. Кузнецов. Физика твердого тела, т. IV. Полиграфиздат, Томск, 1947.
5. Б. И. Костецкий. Износостойкость деталей машин. Mashgiz, 1950.
6. Б. Д. Грозин. Всесоюзная конференция по трению и износу в машинах, т. II. Изд-во АН СССР, 1940.
7. К. В. Савицкий. Сб. «Исследования в области физики твердого тела». Изд-во АН СССР, 1957.
8. М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. Трение и износ в машинах, сб. IX, Изд-во АН СССР, 1954; сб. I, 1941.
9. М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. ДАН СССР, 1953, 88, № 3.

10. М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. «Вестн. машиностр.», 1954, 3, № 9.
 11. М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. «Вестн. машиностр.», 1955, 38, № 12.
 12. W. Topf. Arch. Eisenhüttenwes., 1915, à 10, 467.
 13. Н. Н. Давиденков. Некоторые проблемы механики материалов. Лен. изд., 1943.
 14. В. Л. Ильина, В. К. Крицкая, Г. В. Курдюмов, Ю. А. Осипьян и Т. И. Стеллецкая. ФММ, 1957, 4, вып. 3, 417.
 15. Г. В. Курдюмов. Проблемы металловедения и физика металлов. Сб. IV. Металлургиздат, 1955.
 16. W. Eilender, W. Qertel und H. Sehmalz. Arch. Eisenhüttenwes., 1934, 112, 561.
 17. К. В. Савицкий, В. В. Ефремова. Труды СФТИ, 1947, вып. 24, 67.
 18. Г. В. Курдюмов, Н. Т. Травина. Проблемы металловедения и физики металлов. Сб. IV. Metallurgizdat, 1955.
 19. R. Graf, A. Guinier. G. R. Acad. Sci., 1954, 238, 117, 819.
 20. М. Б. Макогон. ФММ, 1955, 1, вып. 2, 246; вып. 3, 546.
 21. В. И. Иверонова, З. И. Кузьмина, С. И. Футегсндлер, Е. И. Детлаф. Изв. АН СССР, сер. физ., 1951, 15, № 1, 44.
 22. В. А. Павлов, Н. Ф. Крючков, Н. Д. Федотов. ФММ, 1957, 5, вып. 2, 374
-

II

АНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

И. Я. Альшиц, Л. Н. Сушкина

ИСПЫТАНИЯ АНТИФРИКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИИ

За последние годы в ЦНИИТМАШ были проведены исследования ряда новых, большей частью неметаллических антифрикционных материалов.

Испытывались материалы на графитовой основе, материалы, заменяющие текстолит-кордолокнит, хлопковолокнит и пластик ДЦ, резина различных марок, материалы типа нейлона, антифрикционные слои, созданные методом распыления, и др.

Не все испытания закончены, часть материалов проходит эксплуатационную проверку, однако уже сейчас можно сделать некоторые предварительные выводы по отдельным свойствам и оценить целесообразность применения испытанных материалов в промышленности.

1. МАТЕРИАЛЫ НА ГРАФИТОВОЙ ОСНОВЕ

Основным свойством графита при применении его в качестве подшипникового материала является самосмазываемость. Графит способен образовывать на поверхности металла ориентированную пленку, которая заменяет смазку и обеспечивает малый коэффициент трения. Ценна также его способность работать в условиях высоких температур.

Сырьем для графитовых материалов, выпускаемых нашей промышленностью, служат естественный графит, кокс и каменноугольная смола.

В зависимости от исходного сырья и термической обработки эти материалы обладают различными свойствами.

Графитовые материалы имеют высокие теплопроводность и теплоустойчивость (до 600°), химически стойки в условиях агрессивных сред и способны работать в условиях резких изменений температур.

Благодаря пористости, присущей графитовым материалам, они обладают некоторой хрупкостью и небольшой прочностью на сжатие, а также некоторой проницаемостью для различных сред. Эти недостатки могут быть в значительной мере устранены добавлением в прессмассу органических смол и пропиткой пор металлами.

Наша промышленность пластмасс выпускает пластографит АТМ-1, представляющий собой смесь графита и феноло-формальдегидной смолы. Теплоустойчивость этого материала равна примерно 150—170°. Одним из заводов разработана технология заполнения пор металлом в вакууме под давлением 100—150 атм. Пропитанный металлом графит отличает-

ся от непропитанного большими механической прочностью и твердостью, а также газо- и водонепроницаемостью.

Вкладыши из графитовых материалов хорошо работают со стальными валами; при возможности коррозии валы следует делать из нержавеющей стали или хромировать. В паре с алюминием и медными сплавами вкладыши на основе графита работают плохо.

Для увеличения прочности графитовые втулки рекомендуется запрессовывать в металлические корпуса. Для пластографитовых втулок запрессовку следует производить по прессовой посадке, при этом необходимо учитывать, что внутренний диаметр такой втулки уменьшается на величину натяга. Коэффициент линейного расширения пластографита АТМ-1 близок к стали. Остальные графитовые материалы имеют коэффициент линейного расширения, примерно, в 2—5 раз меньше, чем сталь, поэтому для работы при повышенных температурах следует задавать увеличенные начальные зазоры.

Таблица 1

Результаты испытаний материалов на графитовой основе на износостойкость и трение в различных условиях смазки

Изготовитель	Наименование материал:	Работа					
		всухую		с водой		с маслом индустриальным 45	
		износ образца, г	f	износ образца, г	f	износ образца, г	f
Электродный 3-д	Графит, пропитанный свинцом, (СВ)	0,0006	0,23	0,012	0,06	0,0004	0,009
	Графит, пропитанный баббитом (БН)	0,0005	0,20	0,014	0,008	0,0002	0,018
	Графит непропитанный	0,0009	0,16	0,42	0,092	Линейный* износ, ~0,003 мм	0,017
Любучанский 3-д	Пластографит АТМ-1	0,0009	0,17	0,0004	0,065	Линейный* износ, ~0,001 мм	0,044

* Приведены по размерам линейного износа, так как впитывание смазки приводит к прибавлению веса образца.

В табл. 1 приведены результаты испытаний материалов на графитовой основе на износостойкость и трение в различных условиях смазки. Испытания проводились на машине МИ, при скорости скольжения $v=0,4$ м/сек, и нагрузке $p=25$ кг/см². Образец из графита работал в паре со шлифованным роликом из стали 45; $R_c=48-52$. Продолжительность опыта 2000 оборотов.

Следует отметить, что при работе без смазки все материалы изнашиваются значительно меньше, чем при смазке водой, и примерно так же, как при смазке маслом. Исключение составляет пластографит АТМ-1, который именно при смазке водой дает наименьший износ.

При работе со смазкой водой (при граничном трении) износ графитов, пропитанных металлом, резко возрастает по сравнению с работой всухую (более чем в 20 раз), так как присутствие воды отрицательно влияет на создание ориентированной пленки из частичек графита на поверхности трения. Непропитанный графит изнашивается еще интенсивнее.

Повышение износостойкости пластографита АТМ-1 при работе с водой, сравнительно с работой без смазки, объясняется, по-видимому, охлаждающим действием воды на смолу, износостойкость которой резко падает при нагреве.

Средняя грузоподъемность при испытаниях материалов в виде вкладышей при $v=1,1$ м/сек приведена в табл. 2.

Таблица 2

Материал	Смазка водой, кг/см ²	Смазка маслом, кг/см ²
Графит, пропитанный свинцом (СВ)	155—160	100—105
Графит, пропитанный баббитом (БН)	140	100—105
Пластографит АТМ-1	120—130	80—85

Без смазки все материалы работали нормально (при установившемся тепловом режиме) до нагрузки 10 кг/см². При дальнейшем увеличении нагрузки происходил перегрев сопряженных деталей. Износ за время испытания (до 24 час.) не наблюдался, за исключением непропитанного графита, который быстро изнашивался. При снижении скорости скольжения нагрузка может быть значительно увеличена.

Химическая стойкость и теплостойкость этих материалов, проверенные другими исследователями, указывают на возможность применения их при повышенных температурах и в агрессивных средах.

Втулки из пластографита АТМ-1, а также пропитанные металлом, проходят эксплуатационные испытания. Данные испытаний показывают, что во многих узлах трения эти материалы могут быть применены.

2. КОРДОВОЛОКНИТ, ХЛОПКОВОЛОКНИТ И ПЛАСТИК ДЦ

За последние годы было разработано и предложено в качестве заменителей дорогостоящего и дефицитного текстолита несколько пластиков — кордоволокнит, хлопковолокнит, пластик ДЦ и др. В этих материалах вместо хлопчатобумажной ткани, применяемой в текстолите, наполнителем служит менее дефицитный материал или отходы производства.

Кордоволокнит представляет собой пластмассу, наполнителем которой служат отходы от переработки автопокрышек.

Хлопковолокнит является одной из разновидностей волокнита, изготовляемого из эмульсионной резольной смолы и обезжиренных хлопчатобумажных очесов.

Пластик ДЦ — материал, где наполнителем является ткань, изготовленная на основе древесной целлюлозы.

Антифрикционные свойства этих материалов были исследованы сравнительно с текстолитом. Испытаниями было установлено, что грузоподъемность хлопковолокнита и пластика ДЦ при смазке водой находится в тех же пределах, что и у текстолита (100—200 кг/см², в зависимости от скорости скольжения). Кордоволокнит имеет меньшую грузоподъемность. Подшипники из этих материалов при обильной смазке водой и $v=1-4$ м/сек, имеют коэффициенты трения 0,002—0,005. При смазке маслом допустимая нагрузка снижается

до 20—40 кг/см², в то время как для текстолита она равна 100 кг/см². По износостойкости эти материалы близки к текстолиту.

Испытания показали возможность замены текстолитовых подшипников, при смазке их водой, подшипниками из пластика ДЦ или хлопко-волокнита.

При смазке маслом указанные заменители могут быть использованы взамен текстолита только при небольших нагрузках.

3. РЕЗИНА

В качестве материала для подшипников, работающих в условиях вибраций, ударных нагрузок при смазке водой и особенно в условиях загрязненной воды, хорошо зарекомендовала себя резина. Упругие свойства резины значительно отличаются от других неметаллических материалов и определяют особенности ее работы как подшипника.

Испытания резины, проведенные при различных смазочных режимах, показали резко отличное поведение ее при граничной смазке и жидкостном трении.

При гидродинамическом режиме смазки, обеспечению которого весьма способствует упругость резины, подшипники способны выдерживать нагрузки порядка 100—200 кг/см². В ЦНИИТМАШ были проведены испытания вкладышей, изготовленных из резины марок 8130, 8070, 68, 8190, 1626, с твердостью по Шору от 86 до 54, при скоростях $v=1,1$ и $3,45$ м/сек. Все вкладыши (за исключением резины 1626) были испытаны при нагрузках до 140 кг/см² и не имели повреждений поверхности. При расходе воды 0,1 л/см² в минуту режим смазки был в основном гидродинамический с коэффициентами трения порядка 0,002—0,008.

В условиях граничной смазки резина способна выдерживать, без повреждения поверхности, нагрузки не более 15 кг/см². Ввиду полного отсутствия пор и, следовательно, отсутствия запаса смазки, а также способности «прилипать» к валу резина очень чувствительна к перепадам в подаче ее, быстро перегревается и намазывается на вал.

При недостаточной смазке износостойкость резины меньше, а коэффициент трения больше, чем у древопластиков.

Коэффициент трения резины по стали в этих условиях 0,12—1,34. Для резины указанных марок зависимости величины износа от ее твердости обнаружено не было.

При смазке загрязненной водой (песок, глина) износ и коэффициент трения резины оказываются меньшими, чем при смазке чистой водой. Это происходит, по-видимому, из-за лучшего проникновения смазки между трущимися поверхностями, чему способствуют абразивные частицы, отделяющие поверхность вала от резины. Износ вала в этих условиях, конечно, возрастает. В сравнении с пластиками, резина при смазке загрязненной водой дает лучшие показатели как по износу, так и по коэффициенту трения.

Упругость резины обуславливает большие величины деформаций под нагрузкой, что необходимо принимать во внимание. Так, например, при нагрузке 150 кг/см² вкладыш из резины 60/76 имеет деформацию, примерно в 10 раз большую, чем древопластики (0,6—1,2 мм соответственно твердости резины).

При работе с резиновыми вкладышами следует учитывать склонность резины прилипнуть к валу во время простоев под нагрузкой.

В этом случае необходим увеличенный пусковой момент, величина которого растет в прямой зависимости от времени остановки.

Подшипники из резины могут выполняться в виде обычных цилиндрических вкладышей со скосами на входе смазки или с продольными канавками по всей окружности. Величина зазора благодаря упругости резины может колебаться в больших пределах, не оказывая влияния на грузоподъемность подшипника. Рекомендуется зажатие вкладыша по торцам для уменьшения деформации его под нагрузкой.

4. МАТЕРИАЛЫ ТИПА НЕЙЛОНА

Исследование и практически создание подшипников из этих материалов еще не закончено. Приведем отдельные данные по ведущимся испытаниям таких подшипников.

Преимущества изготовления вкладышей из полиамидных смол (нейлон, капрон и т. д.) заключаются в их малом удельном весе ($1,1—1,15 \text{ кг/см}^3$), коррозионной устойчивости, высокой упругости и прочности, низком коэффициенте трения и хорошей износостойкости. Рабочая температура для подшипников из нейлона рекомендуется не выше $110—120^\circ$.

Недостатки полиамида — большой коэффициент теплового расширения, малая теплопроводность, склонность к водопоглощению и деформация под нагрузкой с течением времени.

Для уменьшения влияния указанных факторов на работу подшипника целесообразно там, где это возможно, изготавливать вкладыши подшипника тонкими или наносить тонкие покрытия из пластика на рабочую поверхность вкладыша.

В ЦНИИТМАШ были испытаны вкладыши (диаметр, 68/81, ширина 40 мм), изготовленные целиком из полиамидных смол 68 и 54 и капрона, и металлические вкладыши, покрытые тонким слоем полиамида*. Тонкое покрытие наносилось методом вихревого напыления, т. е. осаждением взвешенного порошка (в данном случае АК-7) на нагретую деталь, а также приклеивкой тонкой поликапролактамовой пленки (ПК-4) $\delta=0,09 \text{ мм}$ к рабочей поверхности вкладыша.

Испытания показали, что вкладыши из полиамидов способны лучше работать при смазке маслом, чем водой. Это выразилось как в более высоких цифрах грузоподъемности, так и в меньших коэффициентах трения.

Кратковременная грузоподъемность этих материалов при смазке жидким маслом достигает $250—300 \text{ кг/см}^2$ без значительного повышения момента трения, что, очевидно, объясняется пластичностью и самосмазываемостью полиамидов. Однако при таких нагрузках у вкладышей, изготовленных целиком из смолы, происходит значительная деформация. Поэтому свыше 200 кг/см^2 , а для капрона выше 100 кг/см^2 (при $v=4 \text{ м/сек}$) работать не рекомендуется. Без смазки вкладыши из испытанных материалов работали до нагрузки $3—5 \text{ кг/см}^2$, при $v=1 \text{ м/сек}$.

Деформация тонкослойных покрытий была незначительная. Вообще вкладыши с тонкослойными покрытиями дали лучший результат по грузоподъемности и деформации под нагрузкой в сравнении с толстостенными. Но при смазке водой покрытия отставали. В дальнейшем для обеспечения лучшего сцепления полиамидов с металлом технология нанесения покрытия должна быть отработана.

* Часть опытных вкладышей была изготовлена Первым Киевским авторемонтным заводом и НИИПЛАСТМАСС.

Следует указать, что испытания вкладышей с полиамидными пленками, нанесенными разными способами, имели длительность не более 200 час. Поэтому пока остались не исследованными такие факторы, как старение пластмасс и износостойкость при длительной работе.

Износостойкость полиамидов при работе с малой нагрузкой без смазки больше, чем бронзы, в 300—1300 раз. При смазке маслом износостойкости испытанных пластмасс и бронзы незначительно различаются между собой.

5. СОЗДАНИЕ АНТИФРИКЦИОННОГО СЛОЯ МЕТОДОМ РАСПЫЛЕНИЯ

Нанесение антифрикционных металлических сплавов или пластмасс на стальные вкладыши методом распыления дает возможность получить пористую структуру без присущей пористым материалам хрупкости. Кроме того, распылением возможно получение антифрикционных покрытий из различных недефицитных металлов, соединения которых не могут быть получены в обычных сплавах. Пористая поверхность трения выявляет свои положительные свойства не только при несовершенной смазке, но и в подшипниках жидкостного трения при пуске, остановке и реверсах.

Методы нанесения металлических и неметаллических антифрикционных слоев сходны между собой. Для напыления могут быть применены аппараты УПЦ-1, УПН-4 и др.

Антифрикционный материал, в виде порошка, увлекаемый с большой скоростью струей сжатого воздуха, выбрасывается из аппарата и попадает на шероховатую поверхность металлической основы. С момента выхода до попадания на поверхность вкладыша масса подвергается влиянию тепла (пламени). При этом частицы размягчаются, а затем твердеют на поверхности, соединяясь между собой и с основным металлом.

Метод распыления может быть использован и при применении обратной пары (напыление на вал).

В ЦНИИТМАШ были проведены испытания вкладышей, облицованных методом напыления смесью порошков алюминий—сталь, медь—сталь, латунь—сталь, чистая сталь, медь—свинец, медь—олово—свинец. Образцы были изготовлены НИИАвтоген и ВПТИ.

Грузоподъемность испытанных псевдосплавов оказалась от 45—75 до 200—220 кг/см², при скоростях скольжения 1—4 м/сек*. В частности, для псевдосплава Al(50%) + Fe(50%), дешевого и недефицитного покрытия, грузоподъемность равна 100—110 кг/см².

Были испытаны также вкладыши, напыленные (совместно с НИИПластмасс и МЗМА) порошком ПФН-12, представляющим собой смесь формальдегидной смолы модифицированной поливинилбутиралем с 10% графита. Вкладыши, работавшие со смазкой водой, показали надежную работу в среднем до нагрузки 120 кг/см² (при $v=1,1$ м/сек). При смазке маслом вкладыши работали нормально до нагрузки 150 кг/см².

При увеличении количества графита предельные нагрузки снижались. Недефицитность и дешевизна многих псевдосплавов и покрытий из пластмасс дают основания для рекомендации широкого их применения.

* И. Я. Альшиц, Е. В. Антошин, Л. Н. Сушжина, А. М. Эдельсон. Антифрикционные псевдосплавы-заменители бронз и баббитов. «Вестн. машиностр.», № 3, 1960 г.

РЕЗУЛЬТАТЫ МАССОВОГО ПРИМЕНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В ПОДШИПНИКАХ ТРАКТОРНЫХ ДИЗЕЛЕЙ

Непрерывное совершенствование и форсирование двигателей внутреннего сгорания, особенно двигателей с воспламенением от сжатия (дизелей), в значительной мере зависит от выбора материалов, применяемых для изготовления подшипников коленчатого вала.

В качестве материала для вкладышей тяжело нагруженных подшипников коленчатого вала тракторных двигателей (Д-54, Д-35, Д-24 и др.), транспортных двигателей, компрессоров и других машин широкое распространение получила свинцовистая бронза, залитая на стальное основание.

Многолетняя эксплуатация вкладышей из свинцовистой бронзы на тракторных двигателях выявила ряд достоинств этого материала — сравнительно высокий предел усталости, способность выдерживать относительно большие удельные нагрузки (до 250 кг/см^2) при высоких скоростях скольжения (8—10 м/сек) и при высоких рабочих температурах (до 150°).

Однако свинцовистая бронза имеет также существенные недостатки — плохую прирабатываемость, подверженность коррозионным воздействиям органических кислот смазочных масел, особенно при повышенных рабочих температурах. Отрицательными сторонами применения свинцовистой бронзы являются также дороговизна технологического процесса ее заливки, вредность этого процесса и большой расход дефицитных материалов (меди и свинца).

В результате обширных исследовательских работ по подшипниковым сплавам, проведенных как в СССР [1, 2, 3], так и за рубежом [4, 5], было установлено, что среди сплавов алюминия имеются пригодные по своим антифрикционным свойствам, несущей способности, износоустойчивости и усталостной прочности для применения в тяжело нагруженных подшипниках двигателей внутреннего сгорания.

Алюминиевые пластичные антифрикционные сплавы обладают рядом преимуществ по сравнению с существующими материалами: они дешевы, хорошо прирабатываются, выдерживают повышенную нагрузку, имеют высокую усталостную прочность и хорошую теплопроводность; алюминиевые сплавы сохраняют свои антифрикционные свойства при нагреве в процессе работы. Ценным свойством сплавов является их стойкость против корродирующего действия смазочного масла и продуктов его окисления.

Однако для успешного применения алюминиевых антифрикционных сплавов в подшипниках необходимо соблюдение ряда условий. Для надежной работы двигателя очень важно, чтобы масляный зазор в подшипнике оставался неизменным, поэтому необходимо, чтобы сплав, обладая достаточной пластичностью, одновременно мог противостоять деформациям, вызываемым тепловым напряжением и динамическими нагрузками.

При первой попытке внедрить алюминиевые сплавы в автотракторную промышленность были применены монометаллические вкладыши подшипников вместо обычных биметаллических, что было вызвано от-

существом надежного способа соединения алюминиевых антифрикционных сплавов со стальной основой.

Как показали проведенные в НАТИ стендовые и эксплуатационные испытания, монометаллические вкладыши из алюминиево-никелевого сплава АН-2,5 не обеспечивали безаварийной и надежной работы тракторных двигателей, вследствие потери посадочного натяга и уменьшения масляного зазора, что приводило к заклиниванию вала и выходу из строя подшипников.

Эти аварии объяснялись также неблагоприятным сочетанием у пластичных алюминиевых сплавов высокого коэффициента термического расширения и малой механической прочности.

Наличие у алюминиевых антифрикционных сплавов этих недостатков и являлось главным препятствием для их массового внедрения в промышленность. Монометаллические вкладыши из пластичных сплавов могут применяться только в легко- и средненагруженных подшипниках.

Для успешного применения алюминиевых антифрикционных сплавов в тяжело нагруженных подшипниках, как показали проведенные исследования [1], необходим биметаллический вариант конструкции вкладыша, у которого алюминиевый антифрикционный сплав нанесен на жесткое, механически прочное основание.

Одним из вариантов получения биметалла являлось соединение пластичного антифрикционного алюминиевого сплава (сплав АСС 6—5, содержащий сурьму, свинец и магний) с высокопрочным алюминиевым сплавом типа дюраль. В этом случае вкладыши получили необходимые качества, отвечающие требованиям работы их на двигателе. Дюраль и антифрикционный алюминиевый сплав легко давали надежное соединение при прокатке и тем самым обеспечивали высокое качество биметалла как исходного материала для изготовления вкладышей подшипников.

Длительными стендовыми и эксплуатационными испытаниями тракторных дизельных двигателей установлено, что алюминиевые биметаллические вкладыши на дюралевой основе обладают необходимой надежностью и работоспособностью при толщине дюралевого основания вкладыша более 4 мм (коренные вкладыши двигателей Д-35 и Д-54). Вкладыши шатунных подшипников, имеющие толщину основания менее 3 мм, в ряде случаев выходили из строя вследствие недостаточной жесткости.

Малая жесткость этих вкладышей была причиной потери посадочного натяга их в постелях подшипников, вследствие чего происходило смятие фиксирующих усиков и проворачивание вкладышей.

Для обеспечения надежной работы алюминиевых вкладышей шатунных подшипников оказалось необходимым заменить дюралевое основание стальным и изыскать технологичный антифрикционный сплав на алюминиевой основе. Эта работа также проводилась по общему плану работ Института машиноведения АН СССР и Института НАТИ.

На основании дальнейших исследований, проведенных НАТИ как на лабораторных установках, так и на тракторных дизелях, было установлено, что для подшипников тракторных двигателей может быть с успехом применен бессвинцовистый алюминиево-сурьмянистый сплав АСМ следующего состава: сурьмы — 3,5 ÷ 4,5%; магния — 0,3 ÷ 0,7%; остальное алюминий [3].

Сплав АСМ склонен к ликвации по удельному весу — первично кристаллизующееся соединение AlSb имеет вес 4,23, в то время как

жидкий расплав — 2.7. Последним объясняется стремление к большим скоростям охлаждения сплава и, следовательно, некоторые особенности технологии плавки (применение массивных изложниц, повышение скорости перемещения слитка при непрерывном литье и т. п.).

Сплавы, алюминий — сурьма, вследствие высокой температуры литья ($860\text{—}880^\circ$), обладают повышенной склонностью к поглощению газов и образованию пористости. Последнее требует специальных технологических мероприятий.

Одним из наиболее рациональных методов получения качественного слитка и борьбы с пористостью, применительно к массовому производству, является метод полунепрерывного литья. При этом обеспечивается высокое качество как по плотности отливки, так и по однородности химического состава.

Московским заводом по обработке цветных металлов (Московский Совнархоз) принят режим полунепрерывного литья при температуре $850\text{—}900^\circ$ и скорости опускания слитка порядка 100 мм/мин .

Отлитые таким способом плиты алюминиевого антифрикционного сплава в горячую (температура нагрева $480\text{—}500^\circ$) прокатываются с обжатиями до 50% на стане дуо на листы толщиной $4,0^{+0,2}\text{ мм}$ и $5,5^{+0,2}\text{ мм}$ и затем разрезаются на пластины шириной $240\text{—}280\text{ мм}$ и длиной 420 мм .

Другим исходным материалом для изготовления биметалла является полоса малоуглеродистой стали (марок 0,5; 0,8) или железа армко.

Исследованиями было установлено, что оптимальным способом получения биметалла является многократная прокатка в открытом калибре на стане дуо специально подготовленного стале-алюминиевого пакета с установленным соотношением толщин стали и алюминиевого сплава [7].

Этот способ позволяет использовать для получения биметалла станы сравнительно малой мощности, а применение открытого калибра (гладких валков) создает значительные удобства в производстве биметалла (возможность прокатки биметалла различной ширины, простота настройки стана и т. п.).

При прокатке необходимо такое соотношение температур и обжатий, которое обеспечило бы прочную сварку (приставание) алюминиевого сплава и стального основания по всей контактной поверхности в процессе их совместного пластического деформирования.

В результате проведенных исследований при холодной и горячей прокатке биметалла были установлены для принятых размеров пакета оптимальные соотношения необходимых обжатий и температуры нагрева, обеспечивающие в первом проходе наилучшее схватывание сплава АСМ со сталью, без сползания сплава и расслоения пакета. Для получения надежного соединения слоев при прокатке с малыми обжатиями (15—20%) требуется повышенный нагрев пакета (не ниже 350°) и, наоборот, прокатка с относительно высокими обжатиями (более 40%) не требует предварительного нагрева пакета.

Необходимо отметить, что после прокатки с частичным или суммарным обжатием, превышающим 50%, дальнейшая деформация биметалла при прокатке происходит по законам пластичности монометаллической полосы, и как стальное основание, так и алюминиевый пластичный сплав деформируются примерно одинаково.

Суммарное обжатие при плакировании, обеспечивающее качественную работу подшипников как для алюминиевой составляющей, так и для стальной основы, должно быть не ниже 60—70%.

Принятая на металлургических заводах технология изготовления биметалла включает следующие основные циклы прокатки:

1) холодная прокатка биметаллического пакета с частными обжатиями порядка 42—45% для получения сварки металлов по всей контактной поверхности;

2) горячая прокатка (температура нагрева 150—200°) с суммарным обжатием до 30% с целью улучшения сварки;

3) холодная прокатка, являющаяся калибровочной операцией, с частным обжатием порядка 10—15% для получения точного соответствия толщин алюминиевого сплава и стали и требуемой чистоты стальной поверхности.

В результате деформации во время прокатки стальная полоса получает значительный наклеп. Чтобы придать биметаллической полосе пластичность, которая необходима для дальнейшей обработки давлением, и предупредить возникновение во время работы подшипника релаксации, приводящей при рабочих температурах к короблению вкладыша, применяется процесс длительного отжига при температуре 450—460°. После отжига биметалл проходит правку и обрезку и в виде полос шириной 200—260 мм и длиной 600—1200 мм поставляется тракторным заводам.

Толщина выпускаемых биметаллических полос установлена в соответствии с требованиями производства вкладышей на тракторных заводах. Изготовление шатунных и коренных вкладышей из стали-алюминиевой полосы толщиной 3,2—6,85 мм производится путем штамповки с последующей минимальной механической обработкой [3, 6].

Длительные стендовые испытания, проведенные в 1951 г. на четырех двигателях Д-54 и двух двигателях Д-35, позволили установить, что по износостойкости сталь—алюминиевые вкладыши равноценны применявшимся серийным вкладышам, залитым свинцовистой бронзой.

Широкие эксплуатационные испытания опытных двигателей на 600 тракторах ДТ-54 и 560 тракторах КД 35, проведенные в период 1951—54 гг., показали, что шатунные и коренные вкладыши, изготовленные из биметаллической полосы сплав АСМ—малоуглеродистая сталь, обеспечивает надежную работу двигателей и их высокую износостойкость. Так, за время длительной работы в полевых условиях более 600 тракторов ДТ-54 не было ни одного случая преждевременного выхода из строя алюминиевых биметаллических вкладышей.

На значительной части тракторов стали-алюминиевые вкладыши на двигателях Д-54 проработали до 4500 час. (более двух сельскохозяйственных сезонов), т. е. более двух гарантийных сроков. Износы шеек коленчатых валов, сопряженных с алюминиевыми биметаллическими и свинцовисто-бронзовыми вкладышами, практически одинаковы, равно как и износы экспериментальных и серийных вкладышей.

Случаев отслаивания сплава АСМ от стального основания не наблюдалось.

Результаты этих испытаний позволили Институтам НАТИ и машиноведения АН СССР рекомендовать внедрение в тракторную промышленность стали—алюминиевых вкладышей по сплавам АСМ в качестве заменителя свинцовистой бронзы.

В настоящее время вкладыши с алюминиевым сплавом АСМ полностью внедрены на тракторных заводах (ХТЗ, СТЗ, АТЗ, «Серп и молот», ВТЗ, ЛТЗ, МТЗ, Тамбовский завод «Автомотордеталь», ЧТЗ и др.).

По данным тракторных заводов, стале-алюминиевые вкладыши после сборки прирабатываются значительно быстрее, чем вкладыши, залитые свинцовистой бронзой; при этом прекратились задиры в первые часы работы двигателя, бывшие при применении свинцовисто-бронзовых вкладышей.

Опыт применения стале—алюминиевой полосы для изготовления вкладышей подшипников тяжело нагруженных дизелей на тракторных заводах может быть с успехом распространен в других отраслях промышленности. Возможность внедрения таких вкладышей облегчается тем, что на наших металлургических заводах по обработке цветных металлов существует налаженное массовое производство стале—алюминиевой полосы различных размеров.

Освоение металлургическими заводами технологического процесса промышленного изготовления биметалла алюминиевый сплав АСМ—сталь и освоение тракторными заводами технологии массового изготовления из катаной биметаллической полосы стале—алюминиевых вкладышей позволили перевести весь дизельный тракторный парк на стале—алюминиевые вкладыши.

Ежегодный выпуск вкладышей из биметаллической полосы только по тракторным заводам составляет около 12 млн. штук.

Применение стале-алюминиевых вкладышей, заменивших вкладыши, залитые свинцовистой бронзой, повысило качество двигателей (дизелей, доведя коэффициент использования материала до 0,8—0,9 вместо бесшовной трубы, а также сократило механическую обработку вкладышей, доведя коэффициент использования материала до 0,8—0,9 вместо 0,12—0,15; позволило освободить большой парк металлорежущих станков, а также значительно увеличить на тех же производственных площадях выпуск вкладышей и запасных частей.

В заключение следует отметить, что основы технологического процесса получения биметалла, разработанные Институтом машиноведения АН СССР и Институтом НАТИ, применимы не только для сочетания пластичного алюминиевого сплава и стали, применяемого в новых подшипниках тракторов, но и для большого числа других сочетаний металлов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминиевые сплавы для подшипников и их применение. Сб. статей. Изд-во ИМАШ АН СССР, М., 1954.
2. М. М. Хрушов, А. Д. Курицына. Новые подшипниковые материалы на алюминиевой основе как заменители оловянистых и свинцовистых баббитов и свинцовистой бронзы. Экономия и замена цветных металлов. Машгиз, 1953.
3. Ю. Я. Зильберг. Алюминиевые биметаллические вкладыши со сплавом АСМ вместо свинцовисто-бронзовых для подшипников тракторных двигателей. «Вестн. машиностр.», 1958, № 10.
4. H. Y. Hunsicker and L. W. Kempf. Aluminium Alloys for Bearings. SAE Quart. Transact., Jap., 1947, 1, N 1.
5. Ю. Я. Зильберг. Применение за рубежом алюминиевых вкладышей подшипников скольжения двигателей внутреннего сгорания, вып. 64. ОНТИ-НАТИ, М., 1957.
6. Ю. Я. Зильберг. Технологический процесс производства взаимозаменяемых вкладышей подшипников тракторных двигателей из биметаллической катаной полосы сталь—пластичный алюминиевый сплав АСМ. ОНТИ-НАТИ, 1957.
7. Ю. Я. Зильберг, С. Ф. Бакума. Производство катаных биметаллических полос. Центр. ин-т информ. черной металл., бюлл. № 9 (317), 1957.

НОВЫЕ ВЫСОКОАНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ С РАСПЫЛЕНИЕМ

В результате многолетних исследований лабораторией электрометаллизации Ростовского института сельскохозяйственного машиностроения (РИСХМ) предложены новые антифрикционные материалы, получаемые методом многофазной электрометаллизации. При этом методе, проволоки исходных металлов подаются в металлизатор под напряжением электрического тока со скоростями, соответствующими составу заданного сплава. Концы соприкасающихся проволок расплавляются вследствие короткого замыкания, а образовавшийся жидкий металл, увлекаемый струей сжатого воздуха распыливается на мелкие частицы, которые уносятся со скоростью 140—300 м/сек. Летящие частицы, встречая на своем пути поверхность металлизуемого предмета, разбиваются, ударяясь о нее, и сцепляются с ней; последующие частицы, ударяясь о ранее осевшие, сцепляются с ними,— так постепенно образуется слой любой толщины.

Изменяя скорость подачи проволок и сочетания материалов, можно получить покрытия различного состава. В лаборатории РИСХМ исследовано около 50 покрытий типа медь — свинец, медь — алюминий, сталь — медь, сталь — свинец — алюминий, сталь — латунь и др.

В условиях высокой температуры электрометаллизации, при раздробленности металлизуемых материалов, приводящей к образованию огромной реакционной поверхности, а также высокого парциального давления кислорода распыливаемого воздуха, окисление расплавляемого металла является основной химической реакцией процесса, причем здесь имеет важное значение расстояние от зоны плавления до металлизуемой поверхности, следовательно, время нахождения частиц в окислительной среде, и температура их во время движения в потоке и в момент удара о поверхность. На частицах практически мгновенно образуется оксидная оболочка, утолщение которой зависит от ряда факторов процесса металлизации и природы металла.

Покрытия, полученные описанным выше методом, резко отличаются от исходных материалов. В табл. 1 приведены составы использованной стальной проволоки и полученного из нее стального покрытия.

Таблица 1

Химический состав проволоки и материала металлизационного слоя

	С	Состав, %				
		Мп	S	P	окислы	нитриды
Проволока	0,14	0,50	0,020	0,032	—	—
Покрытие	0,08	0,30	0,014	0,026	10,5	1,5

Как видно из таблицы, в процессе металлизации происходит выгорание углерода и других компонентов стали, образование большого количества окислов и нитридов (10,5 и 1,5% к весу покрытия).

Медь, свинец и алюминий окисляются менее энергично по сравнению со сталью, но и в этих случаях содержание окислов указанных

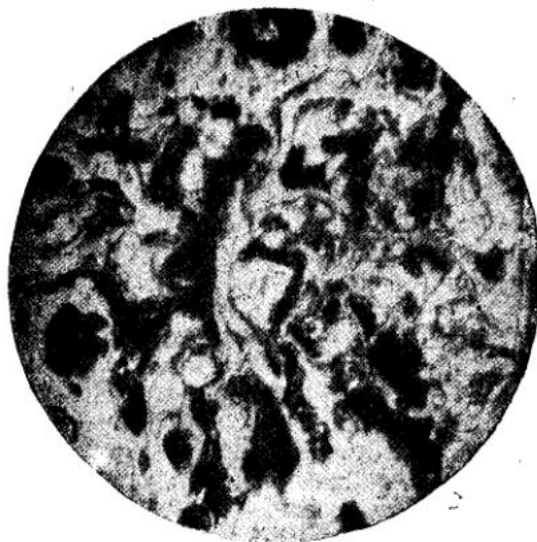


Рис. 1. Микроструктура покрытия ПМС-30
(Cu — 70%; Pb — 30%) X200

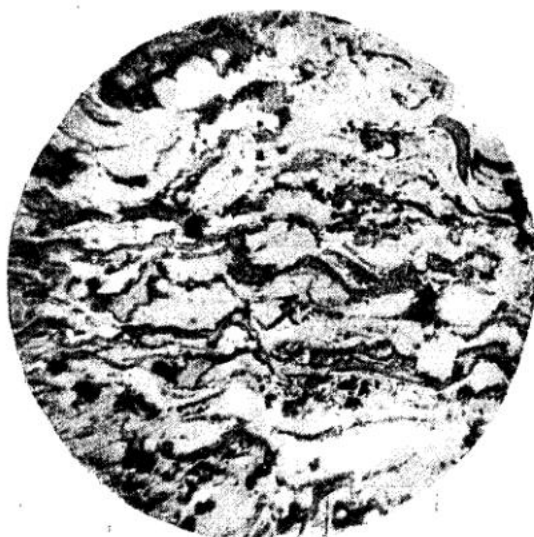


Рис. 2. Микроструктура покрытия ПСт. М15
(сталь — 85%; Cu — 15%) X200

элементов в покрытиях несравненно больше, чем в исходных металлах.

Наличие значительного количества окислов в электрометаллизационных простых и сложных покрытиях является их характерной чертой, в огромной степени определяющей их строение и свойства.

На рис. 1 и 2 показана микроструктура двух покрытий, представляющих особый интерес, поскольку по своим исключительно высоким

антифрикционным свойствам они могут быть поставлены в один ряд с лучшими марками баббита и бронзы.

Структура этих покрытий характеризуется струйчатым расположением металлических частиц, разобщенных окислами и порами. Струйчатость обусловлена тем, что основная масса металла частиц металлизационного потока находится в жидком состоянии и в момент удара, когда оксидные оболочки частиц разрушаются, происходит выброс жидкого ядра в виде струй на поверхность детали или ранее упавших частиц. Несмотря на кратковременность образования струй, на их поверхности успевает появиться новая тонкая оксидная пленка.

Окислы в структуре покрытий присутствуют в виде массивных включений (части разрушенных оксидных оболочек) или в виде тонких пленок по границам струй и мельчайших частиц, диффузно рассеянных в массе металла.

В покрытиях на стальной основе окислы в основном представлены закисью железа (FeO). Наличие в структуре этого соединения объясняется очень быстрым охлаждением металлизационных частиц, вследствие чего образовавшаяся закись железа не успевает перейти в высшие окислы.

В покрытиях, содержащих медь, наблюдаются окислы меди. На приведенных микрофотографиях металлическая основа состоит из металлизированной меди с темными включениями металлизированного свинца (см. рис. 1), струйчатых частиц металлизированной стали и меди (см. рис. 2).

Очень темные участки на рис. 1 и 2—это поры. Они сильно варьируют по величине—от крупных (0,1—0,3 мм в поперечнике) до едва видимых при больших увеличениях. Мелкие поры про-

Таблица 2

Сопоставление физико-механических свойств исходных проволок и материала покрытий

Свойства	Материалы							
	сталь	покрытие ПСст	медь проводящая	покрытие ПМ	свинец		покрытие ПСстМ15	покрытие ПМС30
					литой	металлизированный		
Пористость, %	—	12—15	—	12—17	—	3—6	10—15	10—15
Плотность, g/cm^3	7,8	6,1	8,9	7,1	11,3	10	6,5—7,0	7,5—8,0
Модуль упругости E , kg/mm^2	20000	6500—7000	10000	3500—5000	1600	700—1000	6000—6500	3000—5000
Предел прочности на растяжение, kg/mm^2	46	10—13	22	3,6—7,0	2	1	10—12	3,5—5,0
Твердость, H_V kg/mm^2	124	140—220	45	40—60	3	25—35	120—150	35—45
Микротвердость, kg/mm^2	95	300—500	60—70	65—95	—	—	—	—
Относительное удлинение, %	24	ничтожно	30	до 1,0	50—60	2—5	до 1,0	до 3,0

низывают металлические частицы и они по своему строению напоминают губку.

Пористость покрытий достигает 8—15% объема. Поры, являясь резервуарами для масла, способствуют поддержанию постоянной смазки поверхностей трения даже в тяжелых условиях работы — при больших удельных давлениях и значительных скоростях скольжения.

Свойства материалов покрытий не имеют ничего общего с исходными металлами. В табл. 2 сопоставлены физико-механические свойства исходных проволок и материала покрытий. Из данных таблицы вытекает:

1) упругость и прочность простых и сложных материалов покрытий в 2—3 раза ниже для исходных металлов;

2) материалы покрытий имеют практически ничтожную пластичность;

3) твердость, и особенно микротвердость, всегда выше по сравнению с таковыми для металлов до металлизации.

Малая прочность и пластичность материалов покрытий обуславливаются наличием в их структуре большого количества окислов, нитридов и пор и в основном механической связью между отдельными частицами.

Микротвердость исходной стальной проволоки (ферритных зерен) была равна 95 кг/мм^2 , а для частиц покрытия ПСт, полученного из этой же проволоки, возросла в 4—5 раз. Значительное повышение микротвердости следует отнести за счет обогащения металла окислами и нитридами и в некоторой мере за счет возникновения остаточных напряжений. Однако эффект закалки и внутренние напряжения сказываются в данном случае незначительно.

Свойства сложных покрытий ПСт.М15 и ПМС30 обусловлены аналогичными факторами.

Наряду с определением указанных свойств, покрытия подвергались испытаниям на трение. В результате испытаний материалов систем сталь—медь и медь—свинец выделены материалы покрытий ПСтМ15 и ПМС30, показавшие наиболее высокие физико-механические и антифрикционные свойства.

Испытания проводились на машинах типа Р, усовершенствованных и изготовленных лабораторией РИСХМ. Машины были оборудованы записывающим устройством для непрерывной автоматической регистрации момента трения.

Цапфы в виде кольца со слоями баббита Б83, бронзы Бр. ОЦС 5—5—4 с различными покрытиями работали в паре со стальными закаленными вкладышами, имеющими на поверхности трения твердость около $R_c=50$, при обильной смазке машинным маслом и скорости скольжения $1,33 \text{ м/сек}$.

Удельная нагрузка на образцы повышалась ступенями по 4 кг/см^2 до максимальной — 80 кг/см^2 . Перед основным испытанием проводилась предварительная приработка образцов с постепенным увеличением давления до 25 кг/см^2 .

На рис. 3 представлены совмещенные кривые момента трения для двух пар.

Кривая пары сталь—бронза на всем протяжении опыта имеет большие пики; работа этой пары протекала беспокойно, со значительным подъемом температуры. Отдельные пики на кривой указывают о наличии явления схватывания на поверхности трения. Крутой подъем кривой на участке испытания от двух до четырех часов, когда момент трения возрос до $25,2 \text{ кг/см}$, следует отнести за счет сильного схватывания, последствия которого были, очевидно, при дальнейшем трении устранены; при этом новая приработка бронзы шла постепенно.

при медленном падении момента трения от 25,2 до 11,2 кг·см, на что потребовалось более часа работы пары.

Кривая для пары сталь — покрытие ПМС30 резко отличается от первой. Здесь возрастание момента трения со ступенями нагрузки идет

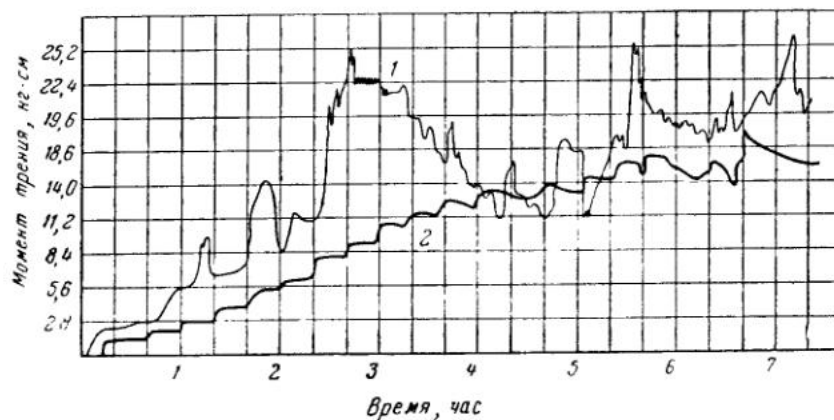


Рис. 3. Кривые момента трения пар:

1 — сталь — Бр. ОЦС 5-5-4; 2 — сталь — покрытие ПМС30

плавно, колебания его ничтожны и не регистрируются записывающим устройством. Почти на всем протяжении опыта кривая второй пары располагается ниже первой кривой.

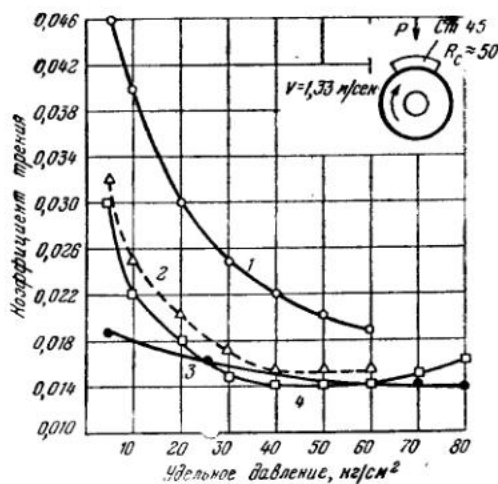


Рис. 4. Коэффициенты трения в зависимости от удельного давления.

1 — Бр. ОЦС 5-5-4; 2 — Б-83; 3 — покрытие ПМС30; 4 — покрытие ПСт.М15

Температура пары сталь — покрытие к концу работы достигает 45°, в то время как для первой пары она повысилась до 90°.

На рис. 4 приведены кривые зависимости коэффициента трения от удельного давления для ряда исследованных антифрикционных материалов. Испытания проводились в условиях аналогичных испытаниям двух приведенных выше пар. Расположения кривых показы-

вают, что покрытия, по сравнению с бронзой и баббитом, работали с меньшими коэффициентами трения, при всех значениях удельной нагрузки.

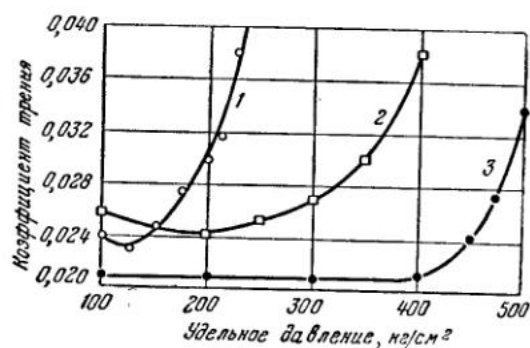


Рис. 5. Коэффициенты трения при удельном давлении свыше 100 кг/см²
1 — Бр. ОЦС 5—5—4; 2 — покрытие ПСт.М15;
3 — покрытие ПМС30

На основании результатов проведенных испытаний на трение можно сделать заключение, что покрытия показали себя с самой лучшей стороны по сравнению с баббитом и бронзой.

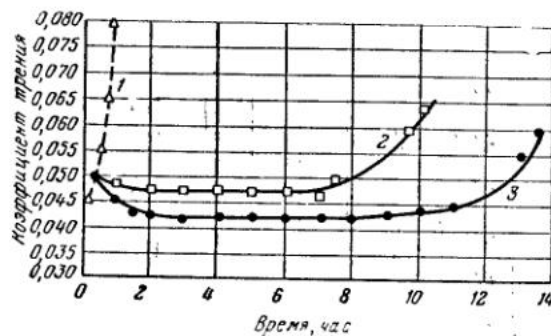


Рис. 6. Коэффициент трения при работе без подачи смазки.
1 — Б-83; 2 — покрытие ПСт.М15; 3 — покрытие ПМС30

Высокие антифрикционные свойства покрытий объясняются специфической структурой их — резко выраженной гетерогенностью, сильно развитым микрорельефом поверхности, наличием пор. Все это создает условия для легкой прирабатываемости и удержания прочной и легко восстанавливающейся масляной пленки на поверхности трения.

Особое значение приобретает способность подшипниковых материалов работать при высоких удельных нагрузках и высоких скоростях скольжения. Лабораторией проведены обширные исследования по трению бронзы, баббита и покрытий при высоких удельных давлениях при следующих условиях: скорость скольжения 3,0 м/сек, обильная смазка машинным маслом, нагружение ступенями по 50 кг/см², закаленный стальной вкладыш.

На рис. 5 приведены кривые коэффициента трения при удельном давлении свыше 100 кг/см² для бронзы Бр. ОЦС 5—5—4 и покрытий

ПСтМ15 и ПМС30. Из хода кривых вытекает, что увеличение давления, начиная, примерно, с 200 кг/см^2 , для пары бронза — стальной вкладыш вызывает систематическое и быстрое возрастание коэффициента трения. Нагрузку 200 кг/см^2 в данном случае следует считать пределом. Кривые для покрытий показывают, что максимальная нагрузка для сочетаний покрытие — стальной вкладыш находится в пределах $350\text{—}500 \text{ кг/см}^2$, т. е. в 1,5—2 раза выше, чем в первом случае.

Выход из строя подшипников скольжения часто происходит в результате перебоев в подаче смазки к трущимся поверхностям. В этих условиях особое значение приобретает способность антифрикционного материала достаточно долго работать без заедания после прекращения подачи смазки.

На рис. 6 приведены кривые для указанных выше покрытий, но работавших с некоторого момента без подачи масла. Длительная нормальная работа пар с покрытием была возможна в указанных условиях только потому, что смазывание поверхностей трения происходило за счет запасов масла, скопившегося в порах покрытий.

Запас масла в порах покрытий, обеспечивающий поддержание масляной пленки, оказался достаточным для непрерывной работы в течение 8—10 час. при удельном давлении 40 кг/см^2 , после чего коэффициент трения начал сравнительно медленно возрастать.

Совершенно иное наблюдается в случае работы пары с баббитом Б83. Коэффициент трения этой пары стремительно растет в первые же моменты эксперимента, и через 30—40 мин. после выключения смазки наступало заедание.

В заключение следует указать об использовании покрытий в так называемых обратных парах трения, когда антифрикционное металлизационное покрытие наносится на шейку вала, а вкладыш делается стальным (лучше — закаленным). Такая конструкция значительно увеличивает срок службы узла трения и имеет ряд других преимуществ. В частности, такая конструкция позволяет производить неоднократную металлизацию вала при повторных ремонтах, с одновременным перешлифованием вкладыша.

А. Д. Курицына

К УСТАНОВЛЕНИЮ СВЯЗИ МЕЖДУ ФИЗИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ АНТИФРИКЦИОННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ И ИХ ПРИРАБАТЫВАЕМОСТЬЮ

В настоящей работе изучались изменения в строении и свойствах поверхностного слоя ряда антифрикционных материалов, происходящие в результате трения.

В одной серии опытов, проведенных на машине Амслера при схеме трения вал — вкладыш нагрузка в процессе испытания непрерывно возрастала с постоянной скоростью и доводилась для некоторых сплавов до 450 кг/см^2 (максимально достигаемая на машине). В другой

серии опытов, проведенной на машине КБ, при схеме трения плоская сторона испытуемого образца — вал применялась постоянная весьма малая нагрузка и велось наблюдение за вытиранием лунки. В качестве смазки применялись керосин и масло автол-10. Валы в обеих сериях испытаний изготавливались из стали У8 и термически обрабатывались до твердости $H_v=770 \text{ кг/мм}^2$, с высокой степенью чистоты поверхности, достигаемой суперфинишем или полированием поверхности; антифрикционные сплавы брались разного химического состава с разной степенью подготовки поверхности.

В первой серии испытаний было установлено:

1) состояние максимальной приработанности вала и вкладыша, оцениваемое минимальным коэффициентом трения, соответствует такой степени шероховатости вкладыша, когда она в направлении движения на поверхности трения мягкого антифрикционного материала не обнаруживается методами световой интерференции;

2) поверхностный слой антифрикционных материалов претерпевает значительные структурные и фазовые изменения, специфичные для каждого сплава.

Общим для всех сплавов является пластическое течение, сопровождаемое упрочнением, а для многофазных сплавов — пластическое течение сопровождается оттеснением мягких фаз в поверхностный слой, их удалением в продукты износа и обогащением поверхности трения антифрикционного сплава твердой структурной фазой. Например, у баббита Б-83 происходит обогащение поверхности β - и η -фазами; у бронзы Бр.С-30 — оттеснение свинца медными зернами; у бронзы АЖН 10—4—4 наблюдается обогащение железной составляющей; у цинкового сплава ЦАМ 10—5 происходит обогащение поверхностного слоя ϵ -фазой; у алюминиевых сплавов типа Alcoa-750 поверхностный слой обогащается кремниевой составляющей. Исключение составили алюминий-сурьмянистые сплавы, для которых наблюдалось обеднение поверхностного слоя твердыми кристаллами AlSb, что объясняется большой скоростью окисления этих кристаллов с образованием порошкообразных продуктов.

При испытании предварительно приработанных образцов из однородной α -оловянистой бронзы с нанесенной затем на их поверхности цинкографским способом сетки с разным рисунком углублений было подтверждено, что геометрия поверхности и степень ее шероховатости являются теми основными факторами, которые определяют состояние приработанности поверхностей трения. В этом случае по мере снижения коэффициента трения f (в опытах достигались величины $f=0,008—0,005$) степень гладкости вкладыша также возрастала (состояние вала оставалось неизменным). При нарушении ранее достигнутого состояния поверхности обычным химическим травлением или цинкографским способом растворения коэффициент трения значительно возрастал и процесс изнашивания, как и приработка, возобновлялись.

В случае вкладыша с поверхностью, обладающей начальным заданным или естественным рельефом, сглаживание шло за счет двух параллельно идущих процессов: пластического течения каждого отдельного из выступающих участков (часто с образованием тонких перекрытий углублений) и их изнашивания. При этом продукты износа, увлекаемые смазкой, попадая в углубления поверхности, заполняют их и тем способствуют быстрому сглаживанию поверхности подшипникового сплава. Этот процесс можно наглядно проследить на поверхности искусственно заданного рельефа рисунка.

Величина деформации при пластическом течении опорных элементов при постоянной нагрузке, зависит от сорта смазки и может быть значительной при маловязкой смазке (керосин). Соответственно этому изменяется и величина наклепа. Процесс приработки может быть суммой двух процессов — изнашивания и пластического течения, — если не создавать условий, ограничивающих степень нагружения.

Рельеф различного вида на поверхности (сеточный, в виде продольных или поперечных каналов) оказывает большое влияние на протекание двух взаимосвязанных явлений — сглаживания поверхности и изменения коэффициента трения. При наличии сеточного и поперечного рельефов (по отношению к направлению скольжения) сглаживание происходит значительно быстрее, чем при продольном [1].

При испытании всех перечисленных антифрикционных сплавов значительных изменений в состоянии поверхности вала (при данных условиях опыта) не обнаруживалось. Поверхностный слой стали сохранял свою высокую твердость на уровне исходной, шероховатость поверхности, за исключением отдельных рисок (царапин), также оставалась неизменной.

При таких же условиях испытания на машине Амслера образцов вкладышей, изготовленных из стали, чугуна и электролитического хрома, и вала из стали У8, термически обработанной до твердости $H_v = 770$ и доведенной суперфинишем, было отмечено:

1) большое пластическое деформирование поверхностных слоев обоих сопряженных деталей;

2) развитие высоких температур, сопровождаемых структурными термическими превращениями, с образованием на поверхности стали и чугунов «белой фазы» [2].

При работе образцов, покрытых электролитически осажденным слоем хрома, при весьма малом повышении нагрузки (до $50-100 \text{ кг/см}^2$), со скоростью нагружения $2 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{мин}$ (применявшейся и в ранее описанных опытах) проявляется разрушение поверхности хрома и стали от задигов [3].

Таким образом, данная серия опытов показывает, что при одинаковых начальных внешних условиях (скорости нагружения, скорости скольжения и сорта смазки) у таких материалов, как сталь, чугун, хром, т. е. обладающих высокой твердостью и малой пластичностью, процесс приработки не наблюдается.

С целью дальнейшего изучения процесса приработки у пластичных сплавов были поставлены опыты по установлению влияния условий деформирования на контактной площадке при трении. Эти опыты, составившие вторую серию, проводились на малой лабораторной машине КБ; вращающийся образец-вал терся о плоскую сторону образца при такой малой нагрузке (50 г), которая на контактной площадке ведет при отсутствии трения только к упругим деформациям (по Герцу). Для каждого материала автор принял, что при $\rho_{уд} = 1,1\sigma_s$ в зоне максимальных тангенциальных напряжений начнется пластическое деформирование (σ_s — предел текучести). В начале при этой схеме испытания наблюдалось максимальное различие формы вала и подшипника, а в дальнейшем поверхность соприкосновения увеличивалась, как и при приработке поверхности подшипника из антифрикционного материала. Способность прирабатываться оценивалась по зависимости интенсивности изнашивания от длительности испытания при постоянной нагрузке и по коэффициенту трения. Опыты проводились при сравнительно малой скорости скольжения ($0,2 \text{ м/сек}$). В качестве смазки

применялся технический керосин. Вал изготовлялся из стали У8 и термически обрабатывался до твердости $H_V=770$. Поверхности вала и вкладыша доводились до состояния металлографического шлифа.

По данной методике были проведены опыты с некоторыми алюминиевыми экспериментальными сплавами, являвшимися вариантами одного

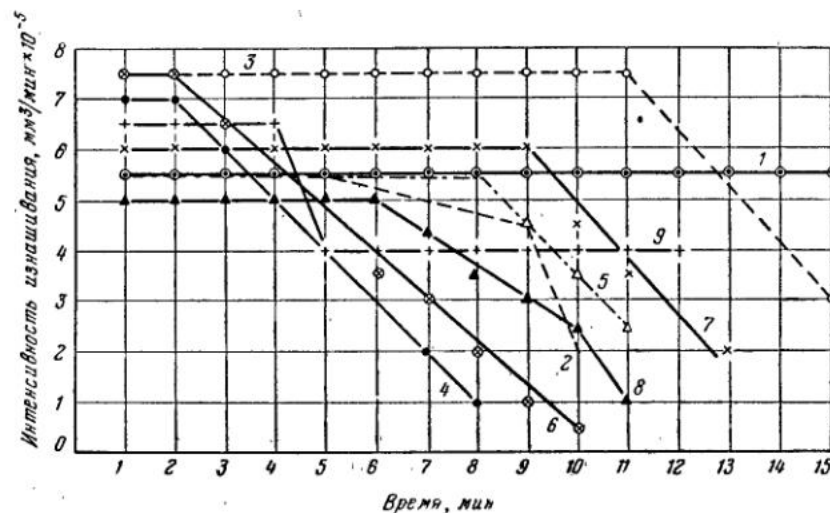


Рис. 1. Кривые, характеризующие процесс изнашивания разных алюминиевых сплавов, при их испытании на машине КБ.

Кривые: 1 — сплав № 1 состава: 0,5% S; 0,5% Mn; остальные Al (сплав № 1 являлся в данных опытах основным сплавом для которого изучалось влияние легирующих элементов); 2 — сплав № 1 с добавкой 0,5% Pb; 3 — сплав № 1 с добавкой 0,5% Mg; 4 — сплав № 1 с добавкой 5,0% Pb; 5 — сплав № 1 с добавками 5,0% Pb и 5% Sn; 6 — чистое олово; 7 — чистый алюминий; 8 — сплав № 1 с добавками 3,8% Pb и 0,72% Sb; 9 — сплав состава 30% Sn; остальное Al

сплава системы Al—Mn—Si. В опытах устанавливалось влияние добавок Pb, Sb, Sn и Mg. Испытание образцов велось длительностью до 15 мин; через каждую минуту проводилось измерение длины лунки. Далее подсчитывался объем вытертой лунки и строились кривые изнашивания в координатах объем лунки — путь трения (время), приведенные на рис. 1. По этим кривым вычислялись значения интенсивности изнашивания.

Из характера кривых следует:

1) интенсивность изнашивания, как и начальный его период характеризуемый постоянной интенсивностью, являются разными по величине и продолжительности для каждого сплава;

2) при разной величине размеров лунки для каждого сплава происходит изменение условий трения, приводящее к резкому падению интенсивности изнашивания.

Последнее указывает на изменение условий изнашивания, связанных с проявлением несущей способности смазочной пленки.

Форма лунки, исследованная методом световой интерференции, позволяет установить, что образование ее идет за счет чистого истирания (без пластического деформирования).

Ряд опытов, проведенных на машине КБ при разных нагрузках, с определением коэффициента трения в начальный период работы (за первую минуту), позволил установить, что:

коэффициент трения является при указанных выше условиях опыта постоянным для каждого сплава и не зависит от величины нагрузки; между объемом вытертой лунки и нормальной нагрузкой существует прямо пропорциональная зависимость для каждого сплава.

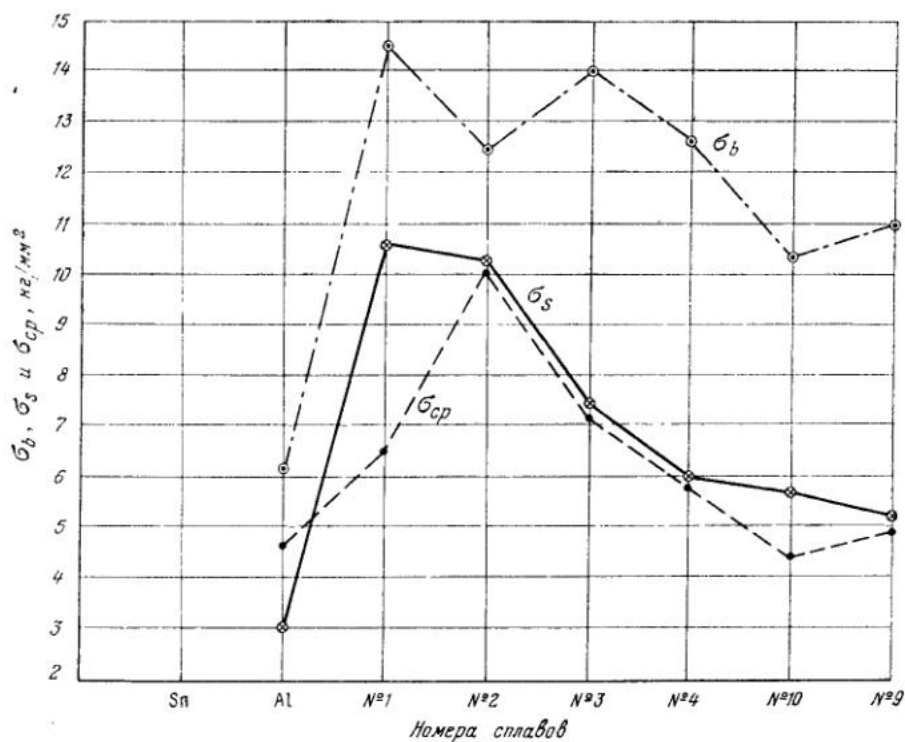


Рис. 2. Зависимость силы трения, измеренной в конце 1-й минуты испытания, от отношения $\frac{N}{H}$ для разных сплавов.

Коэффициент пропорциональности с размерностью кг/см^2 численно близок к пределу текучести сплавов и обозначен на графике $\sigma_{ср}$.

Слово, алюминий, сплав № 1 состава 0,5% S; 0,5% Mn, остальное Al; № 2 состава 0,5% S; 0,5% Mn, 0,5% Pb, остальное Al; сплав № 6 состава 0,5% S; 0,5% Mn, Mg — 0,45, Pb — 2,16 остальное Al; сплав № 4 состава 0,5% S; 0,5% Mn; 2% Pb, остальное Al; сплав № 10 состава 0,5% S, 0,5% Mn, 3,80 — Pb, 0,072 Sb, остальное Al; сплав № 9 состава 0,5% S; Mn, 0,14% Pb, 0,60% Sb, остальное Al.

Приведенные значения для σ_s и σ_b получены в опытах на растяжение

Измеренная сила трения F при этом оказалась пропорциональной отношению N/H , с коэффициентом пропорциональности для каждого сплава, весьма близким по величине к пределу текучести (см. рис. 2), т. е.

$$F = \sigma_s \frac{N}{H},$$

где σ_s — предел текучести, кг/мм^2 ; N — нормальная нагрузка, кг ; H — твердость, кг/мм^2 .

В общем случае количество тепла Q , развивающееся при трении в единицу времени, определяется произведением $F \cdot v$, где v — скорость скольжения. При постоянстве v тепло трения зависит от величины силы трения, которая, как показывают опыты, пропорциональна σ антифрикционного сплава. Поэтому на фактических площадках контакта следует

ожидать тем более высоких температур, чем выше предел текучести сплава и чем больше теплоемкость c_V и удельный вес d . Для ряда сплавов с высоким пределом текучести эти температуры могут быть выше критических температур граничных масляных пленок, и тогда трение на этих участках может перейти к режиму сухого трения.

Отсюда возникает целесообразность сравнения антифрикционных свойств разных металлов по величине коэффициента A :

$$A = \frac{dc_V}{\tau_s}$$

Применяя данную характеристику к чистым металлам (пренебрегая в первом приближении влиянием теплопроводности, что допустимо при больших скоростях скольжения и определении мгновенных температур), можно показать ожидаемую существенную разницу в поведении при трении между отдельными металлами.

В табл. 1 приведены значения коэффициента A для различных металлов. На основании табличных данных может быть сделан вывод, что применение металлов, таких, как хром и железо, особенно нежелательно в тех условиях, где необходима периодическая приработка (при трении этих металлов будет возникать высокая температура). Данный вывод совпадает с выводом из первой серии опытов, описанных выше.

Таблица 1

Значения коэффициента A для различных металлов

Наименование металла	Коэффициент A	Относительная устойчивость	Наименование металла	Коэффициент A	Относительная устойчивость
Хром (мягкий)	0,05	0,3	Цинк	0,1	0,6
Хром электролитический	0,005	0,03	Алюминий	0,30	2,0
Железо	0,10	0,6	Кадмий	0,86	5,4
Медь	0,16	1,0*	Олово	2,4	15,0
Серебро	0,16	1,0	Свинец	5,5	34,0
Магний	—	1,5	Индий	—	160,0

* Относительная устойчивость меди условно принята за единицу.

Данные таблицы также подтверждают, что наилучшими по своим антифрикционным качествам являются материалы, имеющие на поверхности тонкий слой одного из металлов — индия, свинца или олова (что находит самое широкое подтверждение в практическом опыте).

Чистые металлы по коэффициенту A расположены в предположении, что критическая температура разрушения граничной масляной пленки одинакова для всех сплавов. В действительности эта температура не одинакова для разных сплавов и масел и будет зависеть от химического состава сплавов. Например, для обычных товарных масел и железа критическая температура порядка 70° , т. е. весьма низкая [4].

На основании изложенного процесс приработки можно характеризовать как износ при несовершенных режимах смазки, который может состоять из двух параллельно идущих процессов — истирания и пластического течения.

Способность к приработке антифрикционных материалов в первом приближении может оцениваться физическими свойствами — пределом текучести, теплоемкостью (при постоянном объеме) и удельным весом.

На приработку при наличии смазки оказывает влияние химическое взаимодействие между антифрикционным и смазочным материалами. В зависимости от такого взаимодействия начало перехода от граничной к гидродинамической смазке происходит для разных материалов при разных удельных нагрузках.

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Д. Курицына. Исследование влияния микрорельефа поверхности трения на работу подшипникового сплава. «Трение и износ в машинах», сб. VII. Изд-во АН СССР, 1952.
2. А. Д. Курицына. О происхождении «белой фазы» на поверхности трения. «Трение и износ в машинах», сб. XI, Изд-во АН СССР, 1956.
3. А. Д. Курицына. Исследование поведения хромового электролитического покрытия при трении скольжения. «Вопросы машиноведения», сб. статей, посвященный шестидесятилетию акад. Е. В. Чудакова. Изд. АН СССР, 1950.
4. F. P. Bowden and D. Tabor. The Friction and Lubrication of Solids. Oxford, 1954.

А. А. Поляков

ИССЛЕДОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ХРОМА, ОСАЖДЕННОГО ПО НАКАТАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Электролитическое хромирование является распространенным способом восстановления поверхностей изношенных деталей и повышения износостойкости новых деталей. Существует несколько основных видов хромового покрытия: гладкое; гладкое, осажденное на поверхность с механически нанесенными углублениями (по накатанной поверхности); пористое; пятнистое.

Гладкий хром плохо удерживает смазку и поэтому его выгодно применять только для деталей, работающих в условиях достаточной смазки и при небольших скоростях скольжения. При недостаточной смазке гладкое покрытие оказывается неработоспособным. При работе на его поверхности появляются риски и задиры. Для таких условий необходимо применять пористый хром, гладкий хром, осажденный на поверхность с механически нанесенными углублениями [1] или пятнистый хром.

Пористое хромовое покрытие способствует удерживанию смазки и тем самым предотвращает металлический контакт поверхностей трения, а также обладает способностью прирабатываться. Вместе с тем, покрытие пористого хрома имеет недостаток, заключающийся в способности к хрупкому скалыванию краев плато или даже отдельных плато небольшого размера. Кроме того, покрытие снижает износостойкость сопряженной детали и повышает коэффициент трения в сравнении с гладким хромовым покрытием в условиях достаточной смазки [2].

В последние годы в Германии нашло применение хромовое покрытие по накатанной поверхности для алюминиевых цилиндров двигателей внутреннего сгорания [3].

Настоящее исследование посвящено выяснению оптимальных параметров накатки (формы, глубины и шага) для цилиндров двигателя внутреннего сгорания с целью определения минимального количества масла для смазки цилиндров, необходимого для их нормальной работы.

Сравнительная оценка антифрикционных свойств пористого и плотного хромовых покрытий, осажденных на поверхность с нанесенными на нее механическим путем углублениями, при тернии по чугуну [2] показала, что последнее имеет, по сравнению с оптимальной сеткой пористого хрома, коэффициент трения в два раза ниже и изнашивает сопряженный чугунный образец в два — два с половиной раза меньше, хотя

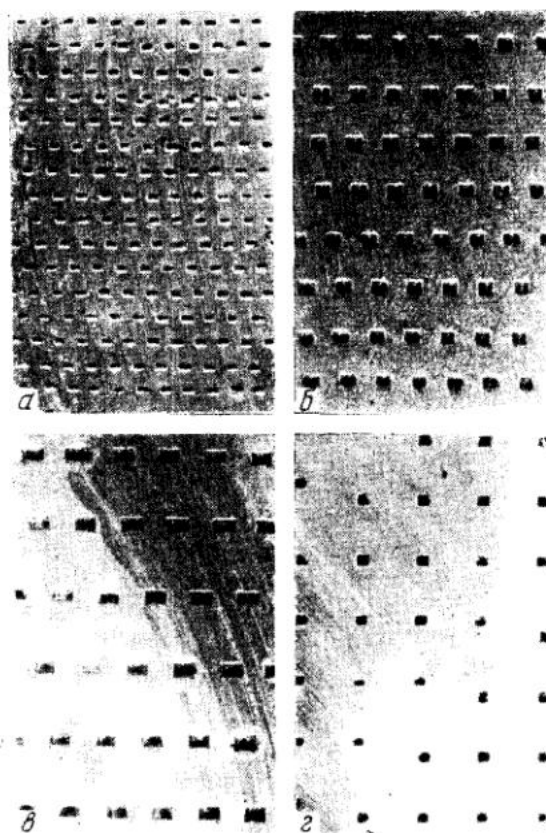


Рис. 1. Участки хромового покрытия по накатке дисков образцов с различными видами накатки (а, б, в, з) $\times 5$

работоспособность пористого хромового покрытия при выключении смазки несколько бóльшая, чем плотного, осажденного по накатке.

При испытаниях на машине трения АЕ-5 и на машине с возвратно-поступательным движением 77 МТ-1 были определены качественные и количественные характеристики износа для оптимальной пористости хромового покрытия в сопряжении с чугунным образцом [4] и зависимость износостойкости чугунного образца в сопряжении с хромовым покрытием по накатке от объема углублений и шага накатки в условиях граничной смазки.

Было установлено, что способность хромового покрытия по накатке удерживать смазку зависит от отношения объема углубления к площади поверхности трения, приходящейся на одно углубление (маслосъемность поверхности трения), и от расстояния наиболее удаленных то-

чек поверхности до края углубления (масштаб накатки). Чем больше объем углубления и чем меньше поверхность трения, на которую приходится объем смазки, содержащейся в углублении, тем больше маслосъемность поверхности и тем надежнее смазка. С увеличением маслосъемности поверхности хромированного образца износостойкость сопряженного образца повышается, приближаясь к износостойкости образца,

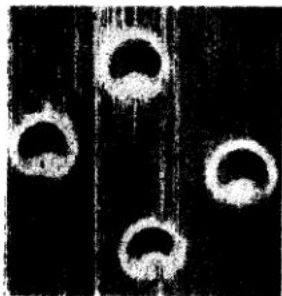


Рис. 2. Риски на поверхности пятнистого хромового покрытия

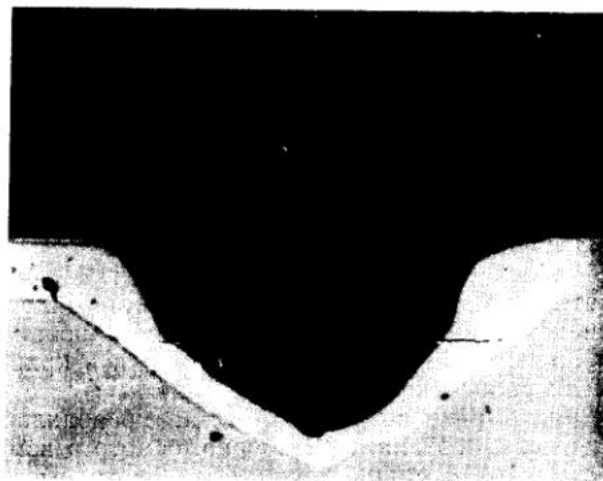


Рис. 3. Сечение по хромовому покрытию по накатке $\times 200$

работающего в масляной ванне. Для двух образцов, имеющих одинаковую величину отношения объема углубления к площади, приходящейся на одно углубление, но различную абсолютную величину углубления и площадей, износостойкость сопряженного образца будет зависеть от расстояния наиболее удаленной точки поверхности от края углубления. На рис. 1 приведены хромовые покрытия, различающиеся типом накатки (участки образцов, испытанных на машине АЕ-5). Накатки *а*, *б* и *в* имеют одинаковое отношение объема углубления к поверхности, приходящейся на одно углубление. Износ чугунных образцов, работавших по диску с типом накатки *б*, на 10% выше, чем таких же образцов, работавших в одинаковых условиях по диску с накаткой типа *а*, и примерно на такую же величину меньше у образцов, работавших по диску с накаткой типа *в*. Вид накатки *г* имеет маслосъемность, примерно в два раза меньшую, чем виды накатки *а*, *б* и *в*. Износ образцов при работе по накатке типа *г* на 40% выше, чем по накатке типа *б*.

В результате проведенных опытов было выяснено, что способность хромового покрытия по накатке удерживать смазку можно изменять в значительных пределах.

При восстановлении изношенных цилиндров авиационных двигателей обычно применяется пористое или пятнистое хромирование.

Пятнистое хромовое покрытие обладает удовлетворительными эксплуатационными качествами, так как оно хорошо смачивается маслом и зеркало цилиндра не требует длительной приработки. Однако пятнистое хромовое покрытие обладает и некоторыми недостатками. Пятна представляют собой участки пористого хрома, сильно и нерав-

номерно растравленные. Это ведет к выкрашиванию из пятна частичек хрома, которые, попадая на поверхность трения, приводят к образованию рисок на зеркале цилиндра (рис. 2) и к повышенному износу поршневых колец. При хромовом покрытии по накатке (рис. 3) этого не происходит. Хромовое покрытие по накатке было испытано в качестве покрытия зеркала цилиндров авиадвигателей М-11ФР и АШ-62ИР.

Для испытания двигателя М-11ФР были взяты подлежащие ремонту цилиндры этого двигателя и расшлифованы под хромирование. Затем на зеркале цилиндров производилась накатка.

После накатки цилиндры хонинговались до полного удаления металла, выдавленного при образовании углублений. Затем цилиндры хромировались в размер в ванне нормального состава при температуре 55° и плотности тока 45 а/дм^2 . После хромирования цилиндры вновь хонинговались.

Износ поршневых колец измерялся методом вырезанных лунок [5]. На поршневых кольцах двигателя АШ-62ИР по окружности наносилось 11 лунок, на кольцах двигателя М-11ФР — 9 лунок. В качестве показателя износа поршневых колец вычислялось среднее арифметическое значение износа всех лунок данного кольца после каждой разборки и по полученным значениям строились кривые износа в функции времени работы кольца на двигателе.

Испытание двигателя М-11ФР проводилось в течение 100 час. десятичасовыми этапами. Разборка, осмотр и измерение цилиндров и поршневых колец производились после первого, пятого и десятого этапов. На двигателе были установлены два нехромированных цилиндра и три хромированных по накатке.

Во время 100-часового испытания двигатель работал нормально, дымления цилиндров не наблюдалось, расход масла не превышал допустимой величины.

На рис. 4 приведены кривые износа поршневых колец авиадвигателя М-11ФР в функции времени работы кольца в цилиндре. Кроме того, для сравнения приведены кривые износа хромированных поршневых колец в нехромированных цилиндрах, полученные в результате 300-часового испытания другого двигателя М-11ФР. Режим испытания и методика измерения износа поршневых колец при этом испытании были такими же.

Из рассмотрения рис. 4 следует, что темп износа хромированных поршневых колец в нехромированных цилиндрах несколько выше, чем темп износа нехромированных колец в хромированных цилиндрах, т. е. при хромировании цилиндра по накатке сохраняется повышенная износостойкость чугунного кольца по сравнению с хромированным кольцом в нехромированном цилиндре; кроме того, повышается износостойкость самого зеркала цилиндра.

Начальный износ поршневых колец во всех хромированных цилиндрах был выше, чем износ в цилиндрах нехромированных. Указанное можно объяснить тем, что в начальный период работы двигателя происходила приработка хромового покрытия, что и привело к повышенному износу поршневых колец. Однако это явление было кратковременным и затем произошло резкое снижение износа поршневых колец (перегиб кривых и продолжение их с меньшим наклоном).

При испытании хромированных по накатке цилиндров двигателя АШ-62ИР были проведены:

12-часовые стендовые испытания двух двигателей АШ-62ИР с пятью хромированными по накатке, двумя пятнистохромированными и дву-

мяз азотированными цилиндрами на каждом двигателе; стендовые испытания этих же двух двигателей — одного 400 и другого 70 часов.

Вначале каждый двигатель прошел 12-часовые испытания, после чего был измерен износ поршневых колец, а затем двигатель № 1 прошел 400-часовые испытания, а № 2 — 70-часовые.

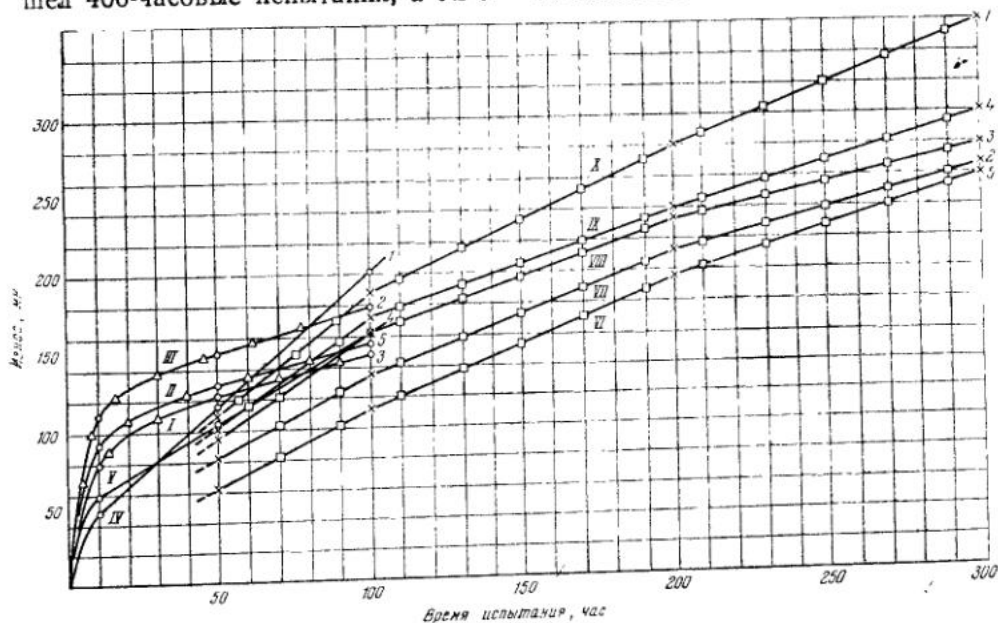


Рис. 4. Износ первых поршневых колец двигателя М-11ФР.

I, II, III — в цилиндрах, хромированных по накатке, поршневое кольцо чугунное; IV, V — в нехромированных цилиндрах, поршневое кольцо чугунное; VI, VII, VIII, IX, X — в нехромированных цилиндрах поршневое кольцо хромированное

Результаты 12-часовых испытаний обоих двигателей приведены в табл. 1. Из таблицы видно, что, несмотря на некоторый разброс в результатах, наименьший износ поршневых колец в начальный период работы двигателя был в азотированных цилиндрах, а наибольший в пятнистохромированных.

Испытания двигателей прошли удовлетворительно. При опробовании после испытания двигатели работали устойчиво и параметры их удовлетворяли требованиям технических условий.

Таблица 1

Средняя величина износа поршневых колец (мк) после 12-часовых испытаний

№ двигателя	Номера цилиндров								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
	Азотированная сталь	Пятнистое хромо-вое покрытие	Хромо-вое покрытие по накатке	Азотированная сталь	Хромо-вое покрытие по накатке	Хромо-вое покрытие по накатке	Пятнистое хромо-вое покрытие	Хромо-вое покрытие по накатке	Хромо-вое покрытие по накатке
1	15	31	16	16	26	26	27	24	28
2	17	25	18	19	17	26	26	24	24

Результаты измерения износа поршневых колец после 400- и 70-часовых испытаний приведены в табл. 2.

Таблица 2

Средние величины износа поршневых колец (*мк*) после испытаний:
двигатель № 1 — 400 час., двигатель № 2 — 70 час. (после приработки)

№ двигателя	Номера цилиндров								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
	Азоти- рован- ная по- верх- ность	Пятни- стое хромо- вое по- крытие	Хромо- вое по- крытие по на- катке	Азоти- рован- ная по- верх- ность	Хромовое покрытие по накатке	Хромовое покрытие по накатке	Пятнистое хромовое покрытие	Хромовое покрытие по накатке	Хромовое покрытие по накатке
1	18	38	29	21	32	33	41	27	31
2	21	9	7	8	7	6	7	8	4

Как видно из табл. 1 и 2, износостойкость поршневых колец в цилиндрах, хромированных по накатанной поверхности, несколько выше, чем в пятнистохромированных.

При работе в азотированных цилиндрах в износе поршневых колец наблюдается значительная разница: есть отдельные кольца с относительно малым износом, в то время как другие кольца в таких же цилиндрах имеют повышенный износ. Это видно и из табл. 2, а также наблюдается в практике эксплуатации двигателей. Разница в износе при работе поршневых колец в хромированных цилиндрах с поверхностью, способной удерживать смазку, имеет меньшую величину.

Результаты 12-часового испытания обих двигателей, приведенные в табл. 1, подтверждают вывод о повышенном износе поршневых колец в хромированных цилиндрах во время приработки, тогда как в последующий период работы двигателя износ резко снижается.

При испытании двигателя АШ-62ИР износ поршневых колец после 400-часового испытания в хромированных цилиндрах был несколько выше, чем в нехромированных. Это несоответствие с результатами испытаний двигателя М-11ФР закономерно, так как зеркало цилиндров М-11ФР не азотировано, а зеркало цилиндров АШ-62ИР азотировано и меньше изнашивает поршневое кольцо.

Кроме того, после режимнодаточных испытаний (испытания продолжались 2 час. 40 мин) четырех двигателей АШ62ИР с пористохромированными цилиндрами была измерена величина износа поршневых колец. Средняя величина износа составляла 37—50 *мк*, что намного выше, чем износ при работе по пятнистому хрому и покрытию по накатке.

В заключение рассмотрим преимущества и недостатки пористого хромового покрытия в сравнении с хромовым покрытием по накатанной поверхности.

Как указывалось выше, на поверхности пористого хрома имеются плато с острыми краями, поэтому при трении происходит скалывание краев, плато, и это ведет к увеличению износа [4].

Неравномерность пористости по высоте зеркала цилиндра приводит к повышенному износу поршневых колец, а в некоторых случаях и к задирам поверхностей трения.

Технологические же причины, влияющие на неравномерность пористости для этого случая детально еще не изучены. Поэтому одним из

недостатков пористого хрома является технологическая трудность его получения с заранее заданными свойствами (по всей поверхности).

Способность хромового покрытия по накатке удерживать масло можно регулировать. В этом отношении преимущество на стороне хромового покрытия по накатке.

В связи с тем, что характер пористости оказывает решающее значение на износ сопряженной детали, при применении пористого хромирования необходим строгий контроль пористости. Для контроля качества пористого хрома зеркала цилиндра требуется изготовление специальных приборов [6]. Контроль качества хромового покрытия по накатке, по сравнению с контролем пористого хрома, значительно проще, так как здесь нужно контролировать только размеры отпечатков. Шаг задается самой накаткой и продольной подачей.

Для многих трущихся деталей двигателей величина коэффициента трения не имеет большого значения. Для сопряжения же цилиндр-поршневое кольцо величина коэффициента трения имеет существенное значение, так как более 50% мощности двигателя, тратящейся на трение, приходится на сопряжение цилиндр-поршневое кольцо.

Испытания по определению коэффициентов трения сопряжений пористый хром — чугун и хром по накатке — чугун в условиях граничной смазки показали преимущества последнего сопряжения [2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. С. Самойлович. Износоустойчивое хромирование деталей с созданием пористости механическим способом. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1953.
2. Д. Н. Гаркунов, А. А. Поляков. Сравнительная оценка антифрикционных свойств при трении по чугуну пористого хрома и хрома, осажденного на поверхность с механически нанесенными углублениями. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1953.
3. «Прикладная механика и машиностроение». Реф. журн., 1954, № 1.
4. Д. Н. Гаркунов, А. А. Поляков. Исследование износа поршневых колец при работе с пористо-хромированной поверхностью зеркала цилиндра. Сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин». Машгиз, 1956.
5. М. М. Хрущов, Е. С. Беркович. Точное определение износа деталей машин. Изд-во АН СССР, 1955.
6. А. А. Поляков, Д. Н. Гаркунов. О контроле пористости хромовых покрытий. «Зав. лаб.», 1956, № 4.

**ДОКЛАДЫ, СДЕЛАННЫЕ НА КОНФЕРЕНЦИИ,
НАПЕЧАТАННЫЕ В ДРУГИХ ИЗДАНИЯХ**

П. В. Долголенко

**Влияние направления следов обработки на характер и величину
износа пар трения в период приработки.**

Сб. «Качество поверхности деталей машин», № 4, Изд. АН СССР,
1959.

А. Л. Честнов

**Влияние отделочной обработки цапф на износостойкость подшипников
скольжения и цапф.**

Сб. «Трение и износ в машинах», вып. 15, Изд. АН СССР.

*Г. М. Загорцев, А. Л. Тарновский,
Н. С. Вахомский, О. А. Рябчикова*

**Образование мартенситных участков
на поверхности стальной фасонной проволоки при ее волочении
и эксплуатации канатов.**

«Вест. машиностр.», № 7, 1959.

В. А. Кислик

**Износ и повреждения поверхности катания колес
грузовых вагонов.**

«Вестн. машиностр.», 1959, № 7.

В. С. Ломакин

Износостойкость эмалевых покрытий.

«Вестн. машиностр.», 1958, № 2 под названием «Износостойкие эмалевые покрытия деталей машин».

Э. Л. Мархасин, В. Н. Виноградов

Повышение износостойкости буровых долот.

«Вестн. машиностр.», 1959, № 7.

Р. М. Матвеевский

**Лабораторное исследование абразивного изнашивания сталей
при возвратно-вращательном движении.**

«Вестн. машиностр.», 1959, № 7.

А. Л. Честнов

Лабораторное исследование контактной усталости поверхностей качения.

«Трение и износ в машинах», сб. XV. Изд. АН СССР.

Н. А. Буше

**Причины повреждения подшипников коленчатого вала
тяжело нагруженных дизелей.**

«Вестн. машиностр.», 1959, № 7.

Н. А. Буше, А. К. Дьячков

**Области рационального использования
различных антифрикционных сплавов.**

Сб. «Подшипниковые сплавы». Труды ВНИИЖДТ, вып. № 157, под названием «Области рационального использования различных типов подшипниковых сплавов». Трансжелдориздат, 1958.

Н. М. Рудницкий

**Опыт применения новых антифрикционных сплавов для автомобильных
подшипников.**

«Вестн. машиностр.», 1959, № 7.

СОДЕРЖАНИЕ

Предисловие	3
Акад. А. А. Благонравов. Вступительное слово	5

ИЗНОС И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ

1. Общие вопросы теории изнашивания. Влияние на износ разных факторов. Повышение износостойкости.

М. М. Хрущов. Современные направления в развитии науки об износостойкости материалов	8
Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, Н. Л. Голего, П. К. Топеха. Классификация металлов и сплавов по их износостойкости	15
И. В. Крагельский. Износ как результат повторной деформации поверхностных слоев	27
В. Н. Нелидов. Исследование трения хромового покрытия при отсутствии смазки	33
И. П. Немков. Повышение износостойкости чугунных деталей машин посредством изотермической закалки	42
Л. С. Палатник, И. М. Любарский, А. П. Любченко. Некоторые вопросы физики износа металлов	46
Г. А. Прейс. Исследование износостойкости сталей, бронз и высокопрочного чугуна	53
А. С. Проников. Основные вопросы расчета и проектирования долговечных машин	63
К. В. Савицкий. О закономерностях пластической деформации при трении металлов	70
Н. Н. Сухарина. Исследование величины и знака остаточных напряжений при различных условиях трения	80
В. А. Шевчук. Исследование влияния остаточных напряжений I рода на износостойкость стали 45	85
В. Ф. Янкевич. Повышение износостойкости стали путем обработки потоком сжатых газов высокой температуры	93

2. Схватывание металлов. Структурные изменения металлов при трении. Механические свойства металлов

С. Б. Айндбиндер, А. С. Пранч. О механизме возникновения и разрушения сцепления при трении металлов	99
Ю. М. Виноградов. Влияние сульфидов на трение и износ металлов	105
М. Д. Генкин, Н. Ф. Кузьмин, Ю. А. Мишарин. Исследование заедания поверхностей стальных роликов	115
М. Д. Генкин, Ю. А. Мишарин. Метод испытания смазывающей способности масел на шестеренчатом стенде	122
М. Л. Горб. Рентгеноструктурное исследование стали, деформированной объемным неравномерным сжатием при нормальной и повышенных температурах	128
	273

Ф. Я. Нохелес, В. И. Старцев. О напряжениях и структурных превращениях в стали при износе	136
Э. Ф. Клокова. Сцепление металлов в обычных условиях при действии нормальных нагрузок	144
Б. И. Костецкий, П. К. Топеха, И. Г. Носовский. Вторичные структуры на поверхностях трения и износ металлов	152
И. М. Любарский, Н. П. Теплых, Д. Б. Воскобойников, О. Ф. Подгорная, М. Л. Туровский. Динамика структурных превращений при износе	163
Ю. А. Мишарин, А. В. Сивякова. Лабораторное исследование противозадирной стойкости некоторых материалов, применяемых в червячных передачах	170
А. П. Семенов. Вопросы теории схватывания металлов.	174
А. П. Семенов. Сравнительная оценка противозадирных свойств материалов и их сочетаний	184

3. Абразивное изнашивание.

Изнашивание в частных условиях трения.

М. Д. Безбородько. Износ сталей и бронз при высоких контактных удельных давлениях в присутствии органических и неорганических смазочных сред и абразива	191
А. А. Василенко, В. И. Стеценко, Е. А. Марковский. Исследование износостойкости высокопрочного чугуна	201
В. Г. Гончаренко. Некоторые результаты исследования качества поршневых колец дизельных двигателей автотракторного типа	208
Н. Ф. Кунин, Н. М. Соколова. Изотермический износ металлов при их взаимодействии со шлифовальной шкуркой	216
И. Н. Нарских, А. И. Володин. Анализ износа шеек коленчатого вала тепловозного дизеля Д-50 и методика измерения износа	221
В. В. Пузанков. Чистота поверхностей шеек коленчатого вала и вкладышей подшипников автомобиля ГАЗ-51	225
К. В. Савицкий. К вопросу о зависимости абразивного изнашивания металлов от прочностных свойств решетки	230

АНТИФРИКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

И. Я. Альшиц, Л. Н. Сушкина. Испытания антифрикционных материалов и покрытий	240
Ю. Я. Зильберг. Результаты массового применения алюминиевого сплава в подшипниках тракторных дизелей	246
Л. В. Красниченко. Новые высокоантифрикционные материалы, полученные электрометаллизацией распылением	251
А. Д. Курицына. К установлению связи между физическими свойствами антифрикционных металлических сплавов и их прирабатываемостью	257
А. А. Поляков. Исследование антифрикционных свойств хрома, осажденного на накатанной поверхности	263
Доклады, сделанные на Конференции напечатанные в других изданиях	270

ИСПРАВЛЕНИЯ И ОПЕЧАТКИ

Страница	Строка	Напечатано	Должно быть
24	Подпись под рис. 9	$\times 3503$	$\times 350$
30	10 сн.	i_l	i_q
32	7 сн.	изнашивания принятых	изнашивания в принятых
34	4 сн.	v_c^k	$v_{ск}$
39	Табл. 2, 1-я гр. справа	раскладываются	раскалываются
40	5 сн.	R_c	H_v
41	1 сн.	K_c	R_c
42	6 сн.	модифицирования	модифицирования
88 и 89	Подписи к рис. 4 и 5	около поверхности	в поверхностном слое
90	15 сн.	22-24	22÷24
145	17 сн. } 148 2 сн. }	[10]	[9]
149	Табл. 4, 3-я гр., 3 сн.	N	Ni
189	15 сн.	к схватыванию и тем самым улучшать ее антифрикционные свойства ле-	к схватыванию
229	9 сн.	$H_{ск} = 35 \text{ мк до } 61 \text{ мк}$	$H_{ск} = 0,35 \text{ мк до } 0,61 \text{ мк}$
260	Подпись под рис. 1, 3 сн.	S	Si
261	Подпись под рис. 2, 5-7 сн.		
261	Подпись под рис. 2, 5 сн. То же, 8 сн.	Олово алюминий сплав № 1	Сплав № 1
262	2 сн.	0,072	0,72%
270	6 сн.	больше Г. М. Заморцев	ниже Г. М. Заморуев

**Износ и износостойкость,
Антифрикционные материалы**
*Труды третьей Всесоюзной конференции,
по трению и износу в машинах*
Том I

*Утверждено к печати
Институтом машиноведения
Академии наук СССР*

Редакторы издательства: *М. Я. Клебачов* и *С. Л. Орлик*
Технический редактор *Т. В. Полякова*

РНКО АН СССР № 48-75В. Сдано в набор 24/III 1960 г.
Печ. л. 17,25=23,63 Уч.-издат. л. 21,3 Тираж 3500 экз.
Т-10007 Изд. № 4257 Тип. зак. № 3184
Изд. № 4257 Тип. зак. № 3184

Цена 16 р., с 1/1 1961 г. 1 р. 60 к.

Издательство Академии наук СССР
Москва, Б-62, Подсосенский пер., 21
2-я типография Издательства АН СССР
Москва, Г-99, Шубинский пер., 10

