

Шевеля В.В., ***

Трытек А.,*

Олександренко В.П.,**

Швед М.,***

Соколан Ю.С. **

* Жешувская политехника,

г. Жешув, Польша,

** Хмельницкий национальный университет,

г. Хмельницкий, Украина,

*** Варшавская политехника,

г. Варшава, Польша

СТРУКТУРНО-РЕОЛОГИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ СНИЖЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ НАПРЯЖЕННОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ФРИКЦИОННОГО КОНТАКТА

Введение

Известно, что закономерности трения и изнашивания металлов определяются свойствами поверхностных пленок и подповерхностных слоев, образующих так называемое “третье тело” [1, 2], которое непосредственно подвергается трибовибрационным нагрузкам. Процессы, протекающие в “третьем теле”, зависят от природы материалов, нагрузочно-скоростных режимов трения и контактной температуры. Скорость (частота) импульсно-вибрационного взаимодействия областей дискретного контакта при трении и температура в сопряжении влияют на механизм и динамику процессов субструктурной перестройки в поверхностных слоях, ответственных за накопление и диссипацию подводимой механической энергии.

При определенных условиях трения в металлической подложке “третьего тела”, возможна смена ведущих процессов динамической перестройки структуры, что может резко повлиять на интенсивность изнашивания. Другими словами, износостойкость пары трения определяется не только и не столько исходными свойствами материалов трибосистемы, а прежде всего зависит от активируемых непосредственно трением динамических процессов, изменяющих реологические свойства металла и его сопротивляемость разрушению. А это, в свою очередь, отражается на устойчивости поверхностных пленок и эффективности их защитного действия. Таким образом, износостойкость трибосопряжения тесно связана с реологией контактных явлений в металлической подложке и определяется оптимальным сочетанием ее прочности со способностью к релаксации динамических напряжений (диссипации механической энергии по неповреждающим механизмам) [3, 4].

Поверхностное разрушение твердых тел при трении начинается в местах локальной концентрации напряжений, связанной с деформационной или температурной неоднородностями [1]. Наиболее благоприятное напряженно-деформационное состояние зоны трения достигается тогда, когда деформационные процессы распределяются равномерно, отсутствуют местные пиковые напряжения. Реализация указанных условий возможна при активизации эффективных релаксационных явлений.

Релаксация напряжений при циклическом динамическом нагружении металлов протекает по механизмам внутреннего трения [5], которое обусловлено явлениями несовершенной упругости контактирующих материалов при распространении волн деформаций, генерируемых в зоне дискретного фрикционного контакта, и характеризует способность твердого тела рассеивать подводимую к нему механическую энергию, переводя эту энергию в теплоту. Наличие в трибосистеме эффективных источников рассеяния энергии, работающих по механизмам внутреннего трения, является важным фактором снижения динамической напряженности трущихся поверхностей [3, 4]. Именно внутреннее трение (отражающее динамические механизмы релаксации напряжений) способствует поверхностной локализации сдвиговых деформаций, а также обуславливает снижение напряжений от импульсов и ударов, сопровождающих внешнее трение, тем самым сглаживая динамические напряжения в местах их концентрации. В зависимости от природы материалов, а также нагрузочно-скоростных и температурных условий внешнего трения реализуются различные механизмы внутреннего трения и соответствующие им релаксационные процессы [4].

В данной статье известный эффект минимизации износа в определенном скоростном диапазоне трения [6] рассматривается в связи с релаксационными явлениями и одновременно протекающими процессами механо-термического субструктурного упрочнения.

Методики исследований

Триботехнические испытания проводились на машине трения, реализующей схему “палец-диск” без смазки. Неподвижный образец (палец) с контролируемым усилием прижимался к плоскости вращаю-

щегося диска, изготовленного из белого чугуна, упрочненного литейно до твердости 60 HRC. Интенсивность изнашивания образца рассчитывалась по формуле:

$$Z = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot l}, \quad (1)$$

где Δm – убыль массы образца;
 S – площадь поверхности контакта;
 ρ – плотность материала образца;
 l – путь трения.

В качестве показателя релаксационной способности металла при динамическом нагружении принималась величина внутреннего трения, мерой которого служил логарифмический декремент затухания свободных колебаний δ . Температурная зависимость внутреннего трения материалов изучалась методом “резонансного стержня” при изгибных колебаниях [5].

Реологические свойства поверхностных слоев исследовались на микротвердомере ZHU фирмы Zwick/Roell (Германия) при непрерывном вдавливании алмазного индентора Виккерса с регистрацией зависимости действующей силы от глубины внедрения при нагружении и последующей разгрузке. Полная работа внедрения A складывается из работы пластической деформации $A_{пл}$ и работы сил последействия $A_{пер}$. Показатель $R = A_{пер}/A$ характеризовал релаксационную способность материала при статическом нагружении.

Результаты исследований и их обсуждение

Сталь. На первом этапе исследовалось влияние скорости скольжения и контактного давления на интенсивность изнашивания стали 45 нормализованной, а также после термообработки на структуру отпускаемого мартенсита (закалка от 850 °C + отпуск при 200 °C).

Из экспериментальных данных (рис. 1) вытекают следующие выводы.

1. При данной удельной нагрузке во всем исследованном диапазоне скоростей трения сталь закаленная проявляет более высокую сопротивляемость износу по сравнению со сталью нормализованной. Это различие особенно проявляется при малых скоростях скольжения (до 1 м/с).

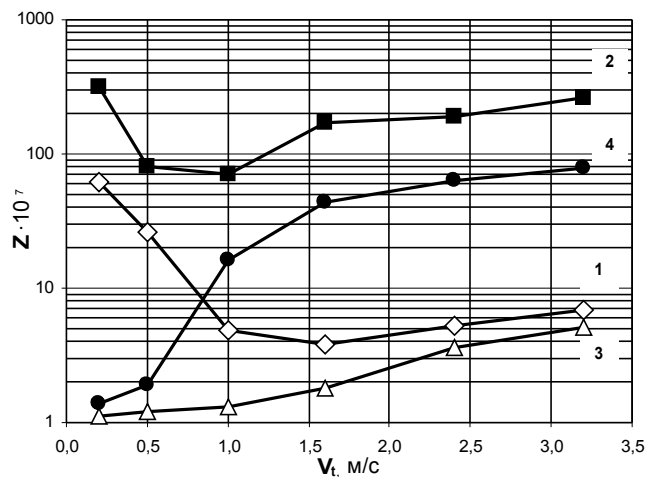


Рис. 1 – Зависимости интенсивности изнашивания стали 45 от скорости скольжения и контактной нагрузки:
 1, 2 – сталь нормализованная;
 3, 4 – сталь закаленная (1, 3 – $P = 2$ МПа; 2, 4 – $P = 4$ МПа)

2. В отличие от монотонного роста интенсивности изнашивания закаленной стали с увеличением скорости (рис. 1, кривые 3, 4) для стали нормализованной характерны немонотонные зависимости с минимумом износа в определенном скоростном диапазоне (рис. 1, кривые 1, 2). С повышением контактного давления указанный минимум смещается в область меньших скоростей скольжения.

3. В диапазоне малых скоростей (0,2 - 1,0 м/с) для стали нормализованной характерна высокая интенсивность изнашивания с развитием схватывания, а сталь закаленная, наоборот, при малых скоростях проявляет стабильно высокую износостойкость, которая начинает существенно снижаться лишь с повышением скорости скольжения более 0,5 - 1 м/с.

Следует учитывать, что увеличение скорости скольжения сопровождается ростом частоты и амплитуды колебаний участков фактического фрикционного контакта, а также повышением температуры поверхностей трения, что приводит к изменению механизма и уровня внутреннего трения (диссипации механической энергии) в приповерхностных и подповерхностных слоях трибоэлементов. Очевидно, указанные изменения должны соответствовать характеру частотной, амплитудной и температурной зависимостей внутреннего трения (ВТ), свойственных материалам сопряжения. Следует также учитывать, что упруго-пластическая деформация приповерхностных слоев при повышенных температурах может сопровождаться упрочнением вследствие развития динамического деформационного старения (ДДС), а также отпуска под напряжением закаленной стали.

Сопоставим закономерности наблюдаемых скоростных зависимостей интенсивности изнашивания с амплитудными и температурными зависимостями показателей, характеризующих реологические (диссипативные) и прочностные свойства стали. Как отмечалось выше, основной реологической характеристикой материала, являющейся показателем диссипативной (демпфирующей) способности, является внутреннее трение, по уровню которого можно судить о склонности материала к релаксации динамических напряжений при данных температурно-скоростных условиях фрикционного контактного взаимодействия.

В общем случае амплитудозависимое внутреннее трение (АЗВТ) углеродистых сталей при невысоких температурах можно представить суперпозицией трех механизмов: магнитомеханического (магнитоупругий гистерезис), дислокационного (дислокационный гистерезис) и структурного: $\delta = \delta_M + \delta_D + \delta_C$ [5, 7]. Соответственно следует различать магнитомеханический, дислокационный и структурный механизмы релаксации напряжений при действии циклических динамических нагрузок в условиях внешнего трения. Масштаб проявления каждого из указанных видов релаксации зависит от структурного состояния стали, амплитуды циклической деформации, температуры и степени наклепа материала.

Магнитоупругий гистерезис (МУГ) обусловлен необратимым смещением 90° - границ магнитных доменов в поле действующих циклических напряжений. Вклад МУГ во внутреннее трение зависит от структуры (термообработки) стали и амплитуды циклической деформации [7, 8]. Механические потери, обусловленные преимущественно магнитоупругим гистерезисом, характерны для нормализованных и высокоотпущенных углеродистых и легированных сталей, в которых стенки магнитных доменов не заблокированы. Этот вид потерь имеет резко выраженную амплитудную зависимость: при больших амплитудах деформации для указанных сталей вклад МУГ в общий уровень внутреннего трения является доминирующим и достигает до 80 %. В то же время при малых амплитудах этот вклад потерь незначителен, обуславливая низкий общий уровень ВТ (рис. 2, кривая 2).

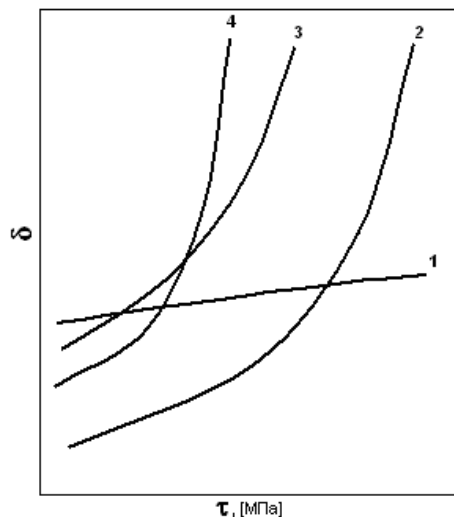


Рис. 2 – Характер амплитудной зависимости внутреннего трения стали закаленной (1, 3) и нормализованной (2, 4):
1, 2 – в исходном состоянии;
3, 4 – после поверхностного пластического деформирования

Дислокационное ВТ вызывается движением и генерированием дислокаций и может достигать значительной величины даже при небольших амплитудах деформации в закаленных и низкоотпущенных сталях, имеющих структуру мартенсита.

Структурный механизм ВТ связан с релаксацией, возникающей в структурно-метастабильных сплавах (например, при закалке) и обусловленной физико-химическими процессами, приближающими систему к равновесному состоянию (распад пересыщенного твердого раствора, старение и т.п.).

Закаленная сталь при малых амплитудах проявляет относительно высокое ВТ, которое имеет структурно-дислокационную природу (рис. 2, кривая 1). Для закаленного состояния из-за фазового наклепа характерны малые потери на МУГ и слабая амплитудная зависимость ВТ вследствие высоких микрорискажений кристаллической решетки, резко снижающих подвижность границ магнитных доменов. Таким образом, можно предположить, что при малых амплитудах колебаний микровыступов, отвечающих низкой скорости трения, наибольшее внутреннее трение структурно-дислокационной природы имеет закаленная сталь, а при повышении амплитуды (скорости) более высокой демпфирующей способностью, имеющей в основном магнитомеханическую природу, обладает сталь нормализованная.

Рост износостойкости нормализованной стали в диапазоне скоростей 1 - 1,5 м/с связан не только с проявлением потерь на магнитомеханический гистерезис, локализующихся преимущественно в приповерхностной зоне, но и с активацией релаксационного (амплитудонезависимого) внутреннего трения в подповерхностных слоях при фрикционном нагреве зоны контакта (рис. 3). Формирующийся вблизи 200 °С пик внутреннего трения, называемый деформационным пиком Кестера, является результатом взаимодействия дислокаций, возникающих при пластической деформации металла, с примесными атомами внедрения (С+N) [5, 9]. Релаксация обуславливается переориентацией атомов внедрения в упругом поле дислокаций, а также движением под действием внешней периодической силы дислокаций, тянущих за собой атмосферы из атомов внедрения. Чем больше высота и площадь пика Кестера, тем больше релаксационная способность стали [10]. Температурная локализация пика вблизи 200 °С зависит от состава стали, структурного состояния и параметров динамического нагружения. Так, увеличение содержания углерода и повышение частоты колебаний приводит к смещению пика ВТ в сторону более высоких температур (от 170 до 250 °С) и, наоборот, увеличение степени наклепа смещает пик Кестера в область пониженных температур с увеличением его высоты [9].

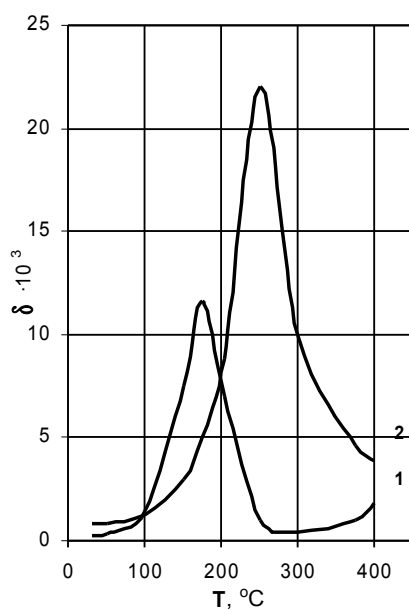


Рис. 3 – Температурные зависимости внутреннего трения стали 3 (1) и стали 45 (2): $v \approx 2$ кГц

С повышением скорости скольжения в диапазоне контактных температур 200-250 °С наряду с ростом релаксационной способности нормализованной стали развивается процесс динамического деформационного старения (ДДС), обуславливающий упрочнение приповерхностных слоев и повышение вязкости разрушения [11, 12]. Развитие ДДС происходит при эффективном взаимодействии атомов примесей (углерода, азота) с генерируемыми в процессе трения дислокациями, что возможно только при определенных температурно-скоростных условиях деформации, когда скорость перемещения дислокаций при импульсном нагружении соизмерима со скоростью диффузии атомов внедрения [11]. При ДДС происходит динамическая блокировка дислокаций атомами примесей с образованием на дислокациях атмосфер и сегрегаций из этих атомов. Поэтому пластическая деформация развивается в основном за счет генерации свежих дислокаций и плотность дислокаций в процессе ДДС быстро увеличивается, что обеспечивает сохранение достаточной микропластичности и релаксационной способности, предотвращая хрупкое раз-

рушение (повышается ударная вязкость) [12]. Приповерхностные слои в таком состоянии имеют благоприятные реологические свойства для сохранения поверхностных окисных пленок, что дополнительно способствует росту износостойкости сопряжения.

Условия и механизм формирования минимумов интенсивности изнашивания нормализованной стали в определенном температурно-скоростном диапазоне трения для двух контактных нагрузок (P_1 и P_2) схематично иллюстрирует рис. 4.

Из вышеизложенного следует, что природа минимизации интенсивности изнашивания нормализованной стали (рис. 4, а) связана с проявлением трех факторов:

- амплитудной зависимости магнитомеханических потерь (магнитомеханического гистерезиса) (рис. 4, b);
- температурной зависимости релаксационного внутреннего трения (формирование пика Кестера) (рис. 4, c);
- температурной зависимости ударной вязкости как следствие развития динамического деформационного старения (рис. 4, d).

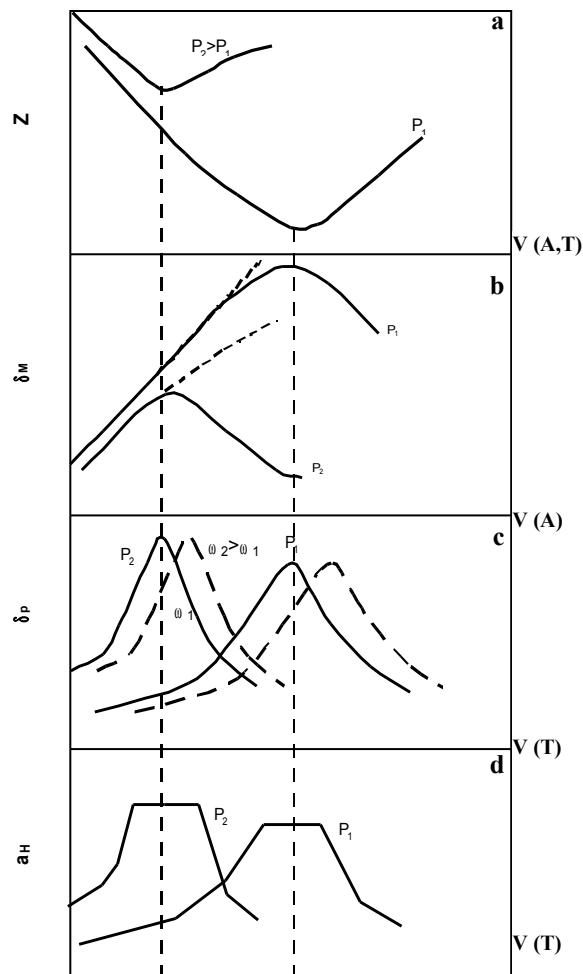


Рис. 4 – Схема условий формирования минимумов интенсивности изнашивания нормализованной стали (а) в зависимости от температурно-скоростных режимов трения для двух контактных нагрузок (P_1 и P_2):

б – амплитудная зависимость магнитомеханических потерь δ_m ;
 с и d – температурные зависимости соответственно релаксационного внутреннего трения (δ_p) и ударной вязкости (a_H)

Максимумы магнитомеханических потерь на рис. 4, b формируются вследствие того, что при температурах более 200 °С потери на МУГ значительно снижаются, чему дополнительно способствует рост наклепа, уменьшающего подвижность доменных стенок [7].

Условием формирования релаксационных максимумов ВТ (рис. 4, c) является равенство: $\omega \tau = 1$ [5] (ω – циклическая частота вибрации; τ – время релаксации процесса). Время релаксации τ уменьшается с повышением температуры T , поэтому условие формирования пика ВТ в первом прибли-

жении можно записать иначе: $\dot{\gamma} / T = \text{const}$. Температура в зоне контакта, отвечающая пику ВТ, с повышением контактного давления наступает при меньших скоростях скольжения. Однако, следует учитывать, что соответствующая частота циклического взаимодействия микровыступов сопряженной пары трения формируется не только скоростью относительного скольжения, но и удельной контактной нагрузкой. Повышение контактного давления увеличивает число пятен фактического контакта, что в условиях трения приводит к росту частоты встреч микровыступов, а значит и к росту частоты контактной вибрации. Поэтому температурно-частотное условие релаксации Кестера с повышением нагрузки реализуется при более низкой скорости скольжения (рис. 4, с).

По той же причине оптимальные температурно-частотные условия развития ДДС, соответствующие диапазону температур 150 - 250°, с повышением температуры зоны трения (из-за роста удельного давления) формируются при меньших скоростях скольжения (рис. 4, d).

Таким образом, повышение контактного давления вызывает смещение минимума интенсивности изнашивания в область меньших скоростей (рис. 4, а), что отвечает соответствующим смещениям максимумов потерь на магнитоупругий гистерезис (рис. 4, b), релаксационного внутреннего трения (пика Кестера, рис. 4, с) и ударной вязкости (рис. 4, d).

Изменение износостойкости закаленной стали с повышением скорости скольжения прежде всего следует связывать с температурными условиями контактного взаимодействия. В этой связи условно можно выделить три характерных температурных диапазона: менее 100 °С; 150 - 300 °С; более 350 °С. Первые два диапазона отвечают относительно высокой износостойкости закаленной стали (рис. 1).

Из-за фазового наклепа при мартенситном превращении структура закаленной стали характеризуется концентрационной неоднородностью твердого раствора, а также неоднородностью локальных напряжений при высоком общем уровне микроискажений. Поэтому в исходном состоянии сталь с мартенситной структурой имеет низкую вязкость разрушения при значительной демпфирующей (диссипативной) способности, обусловленной структурной метастабильностью, а также высокой концентрацией и подвижностью дислокаций (рис. 2). При малых скоростях скольжения и соответственно невысоких контактных температурах (до 100 °С) поверхностная упруго-пластическая деформация непосредственно при трении мартенсита сопровождается релаксацией локальных напряжений, снижением уровня микроискажений, повышением структурно-деформационной однородности, что сопровождается ростом сопротивления хрупкому разрушению (повышается вязкость разрушения). В слое, упрочненном трением, вследствие раннего проявления мартенситом микротекучести создается такое соотношение общей плотности закрепленных и подвижных дислокаций, которое формирует оптимальное сочетание прочности и релаксационной способности (дислокационного внутреннего трения).

Если для нормализованной стали при низких температурах основным видом деформационного упрочнения является наклеп с охрупчиванием, то у мартенсита над наклепом превалирует вклад релаксации микронапряжений. По-видимому, в нормализованной стали при трении процессы блокировки свежих дислокаций в приповерхностном слое проходят достаточно полно и реализуется повреждающий механизм релаксации – схватывание [3]. В то же время мартенсит, более эффективно упрочняясь при трении, сохраняет высокую концентрацию подвижных дислокаций, что проявляется в существенном росте амплитудной зависимости внутреннего трения (рис. 2) [13]. За счет роста дислокационного внутреннего трения дополнительно активизируется диссипация подводимой механической энергии, сопровождающаяся релаксацией напряжений, что снижает динамическую напряженность фрикционного контакта. При этом происходит значительный прирост прочности с одновременным ростом вязкости, т.к. под нагрузкой исходные неоднородности выравниваются, а одновременное увеличение плотности дислокаций и развитие превращения остаточного аустенита в мартенсит проявляется в повышении среднестатистической твердости и остаточных сжимающих напряжений. При этом растет микропластичность и снижается предел упругости, т.к. при деформации разблокируются закрепленные и возникают новые легкоподвижные дислокации. Степень снижения предела упругости увеличивается по мере приближения к поверхности (с ростом деформации). Поэтому при трении мартенсита по глубине поверхностного слоя формируется положительный градиент упругих свойств, что также существенно снижает динамическую напряженность поверхностей трения. Таким образом, в отличие от нормализованных феррито-перлитных структур мартенсит при небольших скоростях трения переходит в более вязкое состояние, приобретая более высокие прочностные и релаксационные свойства, обеспечивающие развитие неповреждающих диссипативных процессов.

При трении закаленной стали в диапазоне средних контактных температур (150 - 300 °С) развивается так называемое динамическое старение (ДС), или отпуск под напряжением – процесс распада пересыщенного твердого раствора в поле напряжений, созданном внешней динамической нагрузкой, не превышающей предела текучести [14]. При этом в закаленном сплаве формируется специфическая структура с выделением высокодисперсных карбидных частиц, влияющих на плотность и распределения дислокаций. В результате повышается сопротивление микропластическим деформациям (предел упругости) при одновременном повышении вязкости и уменьшении склонности к хрупкому разрушению. Это обу-

словлено тем, что ДС сопровождается интенсивной релаксацией пиковых микронапряжений, свойственных метастабильным структурам. Релаксационные процессы в рассматриваемом температурном диапазоне вызываются следующими явлениями:

- диффузионной релаксацией, т.е. диффузионным перераспределением атомов углерода и азота в поле действующих циклических напряжений (релаксация Сноэка) или в поле движущихся дислокаций (релаксация Кестера);

- структурной релаксацией (физико-химические реакции распада пересыщенного твердого раствора с выделением мелкодисперсных карбидов, а также превращение остаточного аустенита в мартенсит);

- дислокационная релаксация, вызванная перераспределением дислокаций с возможным образованием микронесплошностей в местах локализации пиковых напряжений.

При достаточной подвижности атомов внедрения, соизмеримой со скоростью перемещения дислокаций при действии циклической нагрузки, одновременно с ДС развивается динамическое деформационное старение (ДДС), вызывающее снижение подвижности дислокаций атомами внедрения (или их сегрегациями), что дополнительно стабилизирует структуру. Наибольшее упрочняющее действие ДС и ДДС проявляется в интервале температур 150 - 300 °С, когда уровень действующих напряжений не превышает $(0,6 - 0,7)\sigma_T$ [11, 14]. При деформации мартенсита в этом интервале температур плотность подвижных дислокаций значительно возрастает вследствие генерации большего их количества и уменьшения аннигиляции из-за динамической блокировки атомами углерода и высокодисперсными карбидными выделениями. Такая структура проявляет повышенную ударную вязкость. Выделяющиеся в рассматриваемом температурном диапазоне карбидные частицы, являясь, с одной стороны, фактором упрочнения из-за барьерного действия, с другой – благоприятно влияют на релаксационную способность материала, т.к. способствуют генерации свежих дислокаций и вызывают уменьшение концентрации углерода в матрице, что приводит к понижению плотности точек закрепления дислокаций. В такой структуре при действии динамической нагрузки облегчается релаксация пиковых напряжений.

При дальнейшем повышении скорости скольжения и контактной температуры (до 300 - 450 °С) изменяется морфология (дисперсность и плотность) выделений из-за интенсификации динамического старения (перестаривание), что вызывает охрупчивание закалочной структуры с падением ее износостойкости. Резкое снижение износостойкости может быть сопряжено также с проявлением необратимой отпускной хрупкости, вызывающей резкое снижение ударной вязкости закаленной стали в интервале температур 250 ... 400 °С, и обратимой отпускной хрупкости, приводящей к охрупчиванию в интервале температур 400 - 500 °С [15]. Первый вид отпускной хрупкости более отчетливо проявляется в углеродистых и низколегированных сталях, а второй – в сталях высоколегированных (хромоникелевых и хромомарганцевых). Природу необратимой отпускной хрупкости связывают с выделением по границам исходных аустенитных зерен пластинок карбида, около которых возникают пики напряжений, облегчающие разрушение. В состоянии обратимой отпускной хрупкости резко понижается сопротивление межзеренному разрушению вследствие совместной сегрегации вредных примесей (P, Sb, Sn, As) и легирующих элементов (Ni, Cr, Mn) вблизи границ бывших аустенитных зерен.

Существенное увеличение износа закаленных сталей обычно наблюдается в диапазоне скоростей от 1 до 4 м/с с последующим его снижением. В результате формируются максимумы интенсивности изнашивания в диапазоне температур 250 ... 500 °С [16 - 18]. В зависимости от вида стали указанные экстремумы соответствуют различным контактным температурам, созданным трением: для среднеуглеродистых сталей (типа стали 45) – 250 ... 300 °С; для высокоуглеродистых и легированных конструкционных сталей (типа У8, 40ХНМА) – 350 ... 400 °С; аустенитных сталей (типа 12Х18Н10Т, 4Х14Н14В2М) – 400 °С; мартенситостареющих сталей на железной или никелевой основах – 500 ... 550 °С. Быстро протекающая при таких температурах непосредственно в процессе трения структурная релаксация (перестраивание и развитие отпускной хрупкости) вызывает резкое снижение релаксационной способности стали и вязкости разрушения. Поэтому включаются повреждающие релаксационные процессы схватывания и образования хрупких (релаксационных) микротрещин.

Чугун. Изучалось влияние скорости скольжения и нормальной нагрузки на закономерности изнашивания нелегированного чугуна (0,49 % С; 2,30 % Si; 0,66 % Mn; 0,019 % S; 0,39 % P; 0,17 % Cu; 0,01 % Ni; 0,084 % Mg). Исследовался чугун в двух состояниях: после заливки в песочные формы, а также после последующего поверхностного зонального оплавления электрической дугой в защитной атмосфере аргона с одновременным быстрым охлаждением [19 - 21]. Для повышения скорости охлаждения чугунные плитки помещались в проточном калориметре, позволяющем омывать их нижнюю поверхность потоком воды. Скорость сканирования электрической дугой равнялась $V_S = 200$ мм/мин, сила тока $I = 300$ А. В результате быстрой кристаллизации оплавленной зоны чугуна формируется мартенситно-бейнитная структура закалки, составляющая металлическую основу цементитной эвтектики [19, 21]. В

исходном литом состоянии чугун имел феррито-перлитную основу с включениями шаровидного графита.

Рассмотренный выше характер влияния скорости скольжения на интенсивность изнашивания стали в зависимости от структурного состояния, (рис. 1) в общем сохраняется и для чугуна (рис. 5). Чугун в литом состоянии с повышением скорости скольжения проявляет резкий рост износостойкости (рис. 5, кривые 1, 2), а для чугуна, упрочненного оплавлением с закалкой, наблюдается обратная зависимость (рис. 5, кривые 3, 4).

Эффективность упрочнения чугуна электродуговой обработкой возрастает с уменьшением скорости скольжения. Так, при скоростях $V_t = 0,5 - 1,0$ м/с износостойкость упрочненного чугуна превышает износостойкость чугуна литого в $7 \cdot 10^3 - 10^4$ раз (в зависимости от удельной нагрузки). При повышенных скоростях указанная кратность снижается до 40 ... 100 раз (при $V_t = 3,2$ м/с).

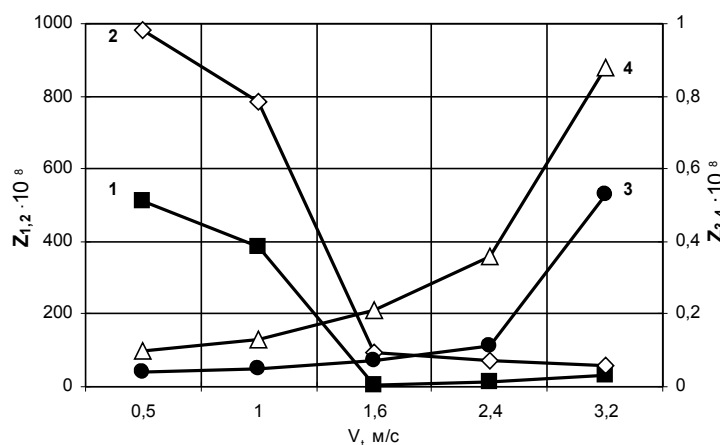


Рис. 5 – Зависимости интенсивности изнашивания чугуна от скорости скольжения и контактного давления: 1, 2 – чугун в литом состоянии; 3, 4 – чугун термически упрочненный (1, 3 – $P = 1$ МПа; 2, 4 – $P = 2$ МПа)

Электродуговая обработка повышает твердость чугуна с 180 HV_{100} до 880 HV_{100} , т.е. почти в 5 раз. Очевидно, рост износостойкости чугуна следует связывать не только с исходной твердостью, а необходимо также учитывать изменения прочностных и релаксационных свойств материала в процессе динамического нагружения с учетом влияния контактной температуры и амплитуды трибовибрации в приповерхностных слоях. Так, рост износостойкости литого чугуна при увеличении скорости скольжения (рис. 5, кривые 1, 2), как и в случае нормализованной стали (рис. 1, кривые 1, 2), связан с термомеханической трибоактивацией процессов, вызывающих упрочнение и улучшение реологических свойств поверхностных слоев. Действительно, из данных рис. 6 видно влияние режима трения на приобретаемую износостойкость литого чугуна: после предварительных испытаний при скоростях $V = 1; 1,6; 2,4$ м/с ($P = 1$ МПа, $t = 1$ час) повторные испытания ($V = 1$ м/с, $P = 1$ МПа, $t = 1$ час) показали повышение износостойкости материала по сравнению с исходным состоянием соответственно в 30, 38 и 85 раз.

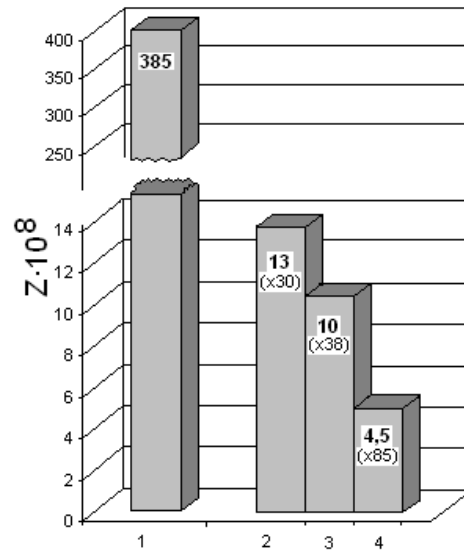


Рис. 6 – Интенсивность изнашивания чугуна ($V = 1$ м/с, $P = 1$ МПа, $t = 1$ час) в зависимости от режима предварительных испытаний:

1 – в исходном состоянии; 2, 3, 4 – после испытаний соответственно при $V_1 = 1; 1,6; 2,4$ м/с ($P = 1$ МПа, $t = 1$ час)

При обработке чугуна концентрированным тепловым потоком с быстрой кристаллизацией формируется структура композита (мартенсит + карбиды), которая в условиях контактного динамического нагружения проявляет меньшую, по сравнению со структурами феррито-перлитными, склонность к наклепу вследствие преобладания релаксационных процессов [19].

На рис. 7 приведены диаграммы кинетического микровдавливания индентора для чугуна в исходном состоянии (кривые 1, 2) и после упрочнения (кривые 3, 4). Вид диаграмм зависит от структурного состояния чугуна и количества внедрений индентора.

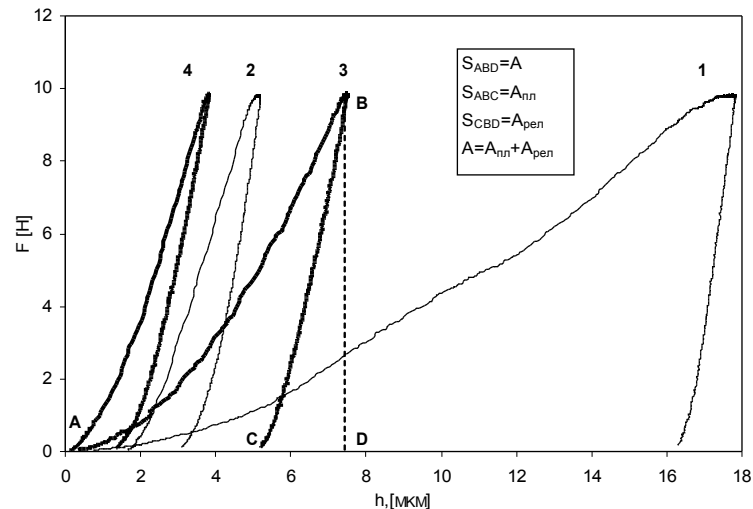


Рис. 7 – Кинетические диаграммы микровдавливания индентора для литого (1, 2) и упрочненного (3, 4) чугуна:

1, 3 – первый цикл нагружения; 2, 4 – второй цикл

Измерения и расчеты показали (рис. 8), что полная работа деформации при первом нагружении упрочненного чугуна почти в 2,5 раза меньше, чем для чугуна литого. При повторном нагружении материалы по этому показателю выравниваются (рис. 8, а).

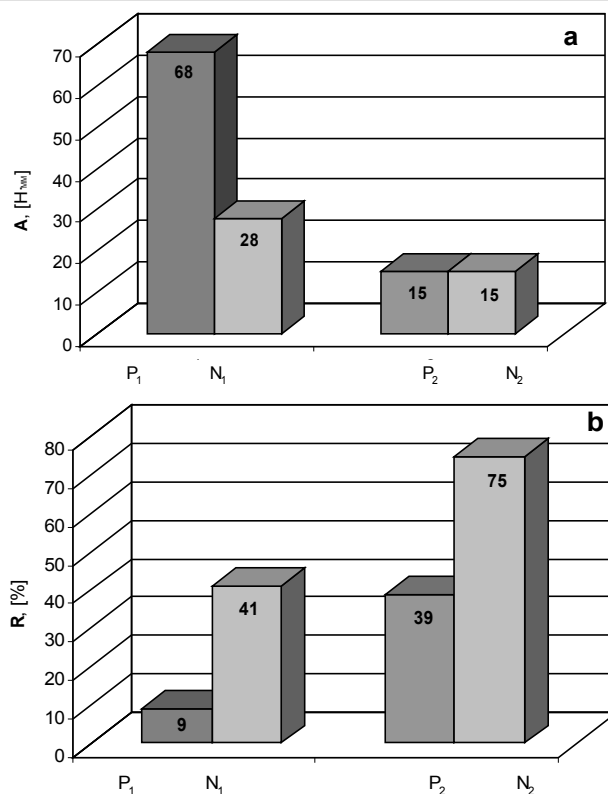


Рис. 8 – Зависимости полной работы деформации при внедрении индентора (а) и релаксационной способности (б) от структурного состояния чугуна:

P_1, N_1 – исходный (P) и упрочненный (N) чугун при однократном нагружении-разгрузке;
 P_2, N_2 – то же при втором цикле нагружения

В то же время по релаксационной способности чугун в упрочненном состоянии в обоих случаях дает лучшие показатели: при первом нагружении чугун в упрочненном состоянии имеет в 4,5 раза большую релаксационную способность и почти в 2 раза большую – при повторном нагружении (рис. 8, б). Эти отличия являются следствием специфики реакции на деформацию мартенситной структуры, формирующейся при быстрой кристаллизации [19].

Принципиальные особенности динамических процессов на субструктурном уровне, протекающих в структурах закалки при трении и приводящих к интенсивному деформационному упрочнению, рассмотрены выше. Следует учитывать, что в мартенсите и бейните кинетика структурных преобразований, приводящих к упрочнению материала при трении (например ДС и ДДС), контролируется диффузионными механизмами, которые зависят не только от температуры, но и от степени пластической деформации (плотности дислокаций). Наибольший коэффициент упрочнения мартенсита соответствует деформации порядка 1 % при температуре 150 - 200 °С [22]. При таком комбинированном термомеханическом воздействии не только улучшаются прочностные характеристики структуры закалки, но повышаются его пластичность, вязкость и релаксационная способность. Более высокие степени деформации вызывают ухудшение указанных свойств, что, по-видимому, дополнительно способствует падению износостойкости закаленных железо-углеродистых сплавов при повышенных скоростях трения.

Заключение

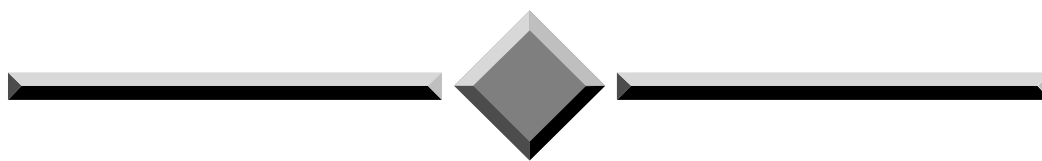
Эффективными механизмами снижения динамической напряженности трущихся поверхностей и повышения их сопротивляемости износу являются релаксационные процессы, реология которых обеспечивается диффузионной и дислокационной подвижностью субструктуры материала в зоне контакта, в результате чего происходит сглаживание пиковых напряжений и снижение их концентрации. В основе проявления материалом релаксационных (демпфирующих) свойств лежат явления, связанные с несовершенной упругостью, вызывающей амплитудонезависимое и амплитудозависимое внутреннее трение. Реализация высокого внутреннего трения в сочетании с упрочнением вследствие развития процессов динамического деформационного старения (ДДС) способствует существенному росту износостойкости материала. Выход условий трения за границы проявления материалом высоких демпфирующих свойств приводит к падению износостойкости вследствие накопления критических напряжений, вызывающих охрупчивание поверхности трения и развитие схватывания.

Зависимость ведущих механизмов внутреннего трения от термообработки железо-углеродистых сплавов приводит к зависимости степени повреждаемости при внешнем трении от температурно-скоростных условий динамического контактирования, что требует учёта при выборе режимов работы трибосопряжения и открывает пути управления динамической напряжённостью и прочностью фрикционного контакта.

Литература

1. Крагельский И.В. Трение и износ. – М.: Машиностроение, 1968. – 480 с.
2. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. – К.: Техніка, 1970. – 395 с.
3. Шевеля В.В. Реология износостойкости и совместимости пар трения // Трение и износ. – 1993. – Т. 14, № 1. – С. 48-62.
4. Шевеля В.В. Трибохимия и реология износостойкости / В.В.Шевеля, В.П.Олександренко. – Хмельницький: ХНУ, 2006. – 278 с.
5. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. – М.: Металлургия, 1969. – 332 с.
6. Kehl E., Siebel E. Untersuchungen ueber das Verschleissverhalten der Metalle bei gleitender Reibung // Archiv fuer das Eisenhuettenwesen. – 1936. – V. 9, № 11. – S. 536-570.
7. Кекало И.Б. Магнитоупругие явления // Металловедение и термическая обработка. – 1973. – Т. 7. – С. 5-88.
8. Кекало И.Б. Влияние термической обработки на магнитоупругое затухание в некоторых конструкционных сталях / И.Б.Кекало, И.С.Куракин, А.К.Фавстов // Внутреннее трение в металлических материалах. – М.: Наука, 1970, С. – 178-181.
9. Головин С.А. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов / С.А. Головин, А.Пушкар, Д.М.Левин. – М.: Металлургия, 1987. – 200 с.
10. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. – К.: Наукова думка, 1987. – 208 с.
11. Бабич В.К. Деформационное старение стали / В.К.Бабич, Ю.Я. Гуль, И.Е.Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
12. Погодин-Алексеев Г.И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. – М.: Машиностроение, 1966, 290 с.
13. Балтер М.А. Упрочнение деталей машин. – М.: Машиностроение, 1978. – 184 с.
14. Пастухова Ж.П. Динамическое старение сплавов / Ж.П. Пастухова, А.Г.Рахштадт, Ю.А. Каплун. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
15. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
16. Топеха П.К. Основные виды износа металлов. – К., М.: Машгиз, 1952. – 116 с.
17. Студенок Е.С. Износостойкость нестабильных аустенитных сталей при трении скольжения / Е.С. Студенок, М.А. Филимонов, И.Н. Веселов // Трение и износ. – 1983. – Т. 4, № 4. – С. 704-710.
18. Битюков С.М. Влияние аустенита на износостойкость мартенситностареющей стали при сухом трении / С.М. Битюков, И.Н.Веселов, А.С.Шейн // Трение и износ. – 1984. – Т. 5, № 5. – С. 936-939.
19. Шевеля В.В. Влияние электродуговой обработки на структуру и износостойкость чугуна / В.В. Шевеля, А. Трытек, Г.С. Калда // Проблемы трибологии. – 2009. – № 2. – С. 6-12.
20. Orlowicz W. Odpornosc na zuzycie scierne uszlachetnionych powierzchniowo odlewow ze stopu C 335 / W. Orlowicz, M. Mroz // Archiwum odlewnictwa. – 2004. – Т. 4, z. 12. – S. 197-202.
21. Orlowicz W. Wplyw mikrostruktury zeliwa na jego zuzycie scierne / W. Orlowicz, M. Tupaj, M. Mroz // Tribologia. – 2008. – № 1. – S. 111-120.
22. Васильева А.Г. Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 231 с.

Надійшла 29.10.2009



ЧИТАЙТЕ

журнал

“P r o b l e m s o f T r i b o l o g y”

во всемирной сети

I N T E R N E T !

<http://www.tup.km.ua/science/journals/tribology/>