

Шевеля В.В.,* ****Трытек А.С.,*****Соколан Ю.С.****

* Жешувская политехника,

г. Жешув, Польша,

** Хмельницкий национальный университет,

г. Хмельницкий, Украина

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ СТАЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ФРИКЦИОННЫХ СВЯЗЕЙ И ИХ ДИССИПАТИВНЫЕ СВОЙСТВА

Введение

Согласно молекулярно-механической (адгезионно-деформационной) теории внешнего трения твердых тел [1 - 4] фрикционный контакт формируют главным образом два процесса:

- образование и разрушение срезом адгезионных связей – «мостиков сварки» (молекулярная, или адгезионная составляющая силы трения);

- циклическое передеформирование приповерхностных областей зоны контакта (механическая, или деформационная составляющая силы трения).

Указанные процессы, являясь основными источниками диссипации механической энергии при трении скольжения, протекают на разных масштабных уровнях и следуют разным реологическим законам [5]. Первый вид диссипации обусловлен контактным (адгезионно-сдвиговым) внутренним трением, а второй связан с объемным внутренним трением, вызванным несовершенной упругостью объемов, прилегающих к дискретным пятнам фактического контакта и подвергающихся импульсному циклическому нагружению.

Несмотря на то, что адгезионные и деформационные процессы следуют своим законам, они взаимосвязаны и описываются в единых терминах – деформациях и напряжениях [4]. Контактные напряжения зависят от вязкоупругих свойств сопряжения и определяют величину суммарной силы трения.

Высокая эффективность преобразования подводимой механической энергии в теплоту (до 90 %) свидетельствует о тесной связи между внешним и внутренним трением. В зависимости от уровня действующих контактных напряжений процесс диссипации осуществляется различными механизмами амплитудонезависимого и амплитудозависимого внутреннего трения, которые одновременно являются механизмами релаксации напряжений.

Для дальнейшего развития теории внешнего трения твердых тел требуется учет неупругих динамических явлений, определяющих напряженное состояние фрикционного контакта, которое, формируя силу трения, в большинстве практически важных случаев более тесно связано с вязкоупругими свойствами и микропластичностью формирующихся фрикционных адгезионно-деформационных связей, нежели с макроскопическими показателями прочности и пластичности пары трения (твердость, предел прочности, предел текучести и т.п.). Открытым остается также вопрос о соотношении между адгезионной и деформационной составляющими силы трения в зависимости от реологических свойств контактирующих металлов и температурно-нагрузочных параметров трения.

Методика исследования

Исследовалась термообработанная сталь 50 (закалка в воду от температуры 850 °С с последующим отпуском в течение часа при различных температурах от 200 до 700 °С).

Твердость и модуль упругости измерялись методом непрерывного вдавливания пирамиды Берковича на установке OPX NHT/NST фирмы CSM Instruments (Швейцария). Скорость нагружения и разгрузки равнялась 900 мН/мин.

Структурные изменения стали, вызванные термообработкой, исследовались методом амплитудонезависимого внутреннего трения на усовершенствованной установке типа крутильного маятника (рис. 1) [6].

Образец (рис. 2, а, б) закреплялся верхним концом, а к нижней его части прикреплялся скручивающий равноплечий маятник 3 с двумя грузиками на концах. Пропусканием через катушку индуктивности 6 короткого импульса электрического тока маятник приводится в крутильное колебательное движение в горизонтальной плоскости. Исследуемый образец является упругим элементом колебательной системы, в которой возбуждаются свободные затухающие колебания.

Эти колебания фиксируются емкостным датчиком 5, сигнал с которого подается в регистрирующую электронную систему с программным обеспечением, определяющим амплитуду, частоту и логарифмический декремент колебаний, который служит показателем внутреннего трения. По частоте крутильных колебаний образца ν определяется модуль сдвига:

$$G = \frac{128\pi \cdot L \cdot I}{d^4} \cdot \nu^2 = c \cdot \nu^2,$$

где L – длина образца;
 d – диаметр образца;
 I – момент инерции скручивающей системы.

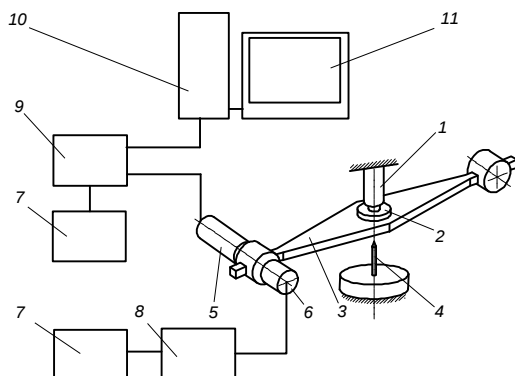


Рис. 1 – Принципиальная схема установки для измерения внутреннего трения при крутильных колебаниях:
 1 – неподвижный образец; 2 – подвижный образец;
 3 – маятник; 4 – опора (игла); 5 – датчик перемещений;
 6 – катушка возбуждения колебаний; 7 – блоки питания;
 8 – блок формирования импульса;
 9 – аналогово-цифровой преобразователь;
 10 – системный блок компьютера; 11 – монитор

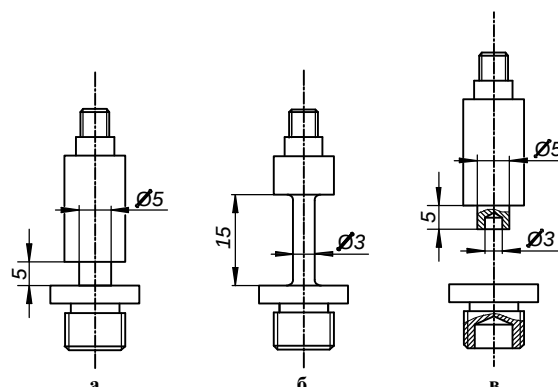


Рис. 2 – Образцы для измерения объемного (а, б) и контактного (в) внутреннего трения

Диссипативные свойства фрикционного контакта оценивались по логарифмическому декременту затухающих колебаний в сопряжении пары образцов (рис. 2, в) по схеме: торец полого цилиндра (верхний неподвижный образец) – торец сплошного цилиндра (нижний подвижный образец). Верхний образец исследуемой пары закреплялся в держателе, а нижний – в маятнике, который опирался на опору в виде иглы. После взаимного прижатия образцов с контролируемым усилием возбуждались колебания маятника вместе с подвижным образцом в режиме предварительного смещения.

Триботехнические испытания при трении скольжения без смазки проводились на машине трения TRIBOMETER (ТНТ) фирмы CSM Instruments (Швейцария) по схеме «вращающийся диск (образец) – закрепленный шарик (ШХ15, $HV_5 = 1050$). После термообработки рабочие поверхности образцов шлифовались и полировались. В процессе испытаний осуществлялась автоматическая запись силы и коэффициента трения. Условия испытаний: нормальная нагрузка – 2 Н, скорость трения – 0,3 м/сек, путь трения – 200 м.

Результаты исследований и их обсуждение

Влияние температуры отпуска стали на твердость и модуль упругости при вдавливании индентора показано на рис. 3.

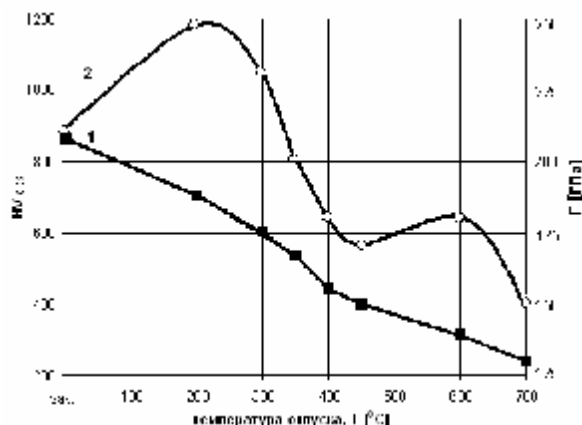


Рис. 3 – Влияние температуры отпуска закаленной стали на твердость (1) и модуль упругости при вдавливании индентора (2)

В отличие от монотонного снижения твердости ($HV_{0,05}$) с ростом температуры отпуска модуль упругости E стали изменяется циклически, формируя первый максимум в районе температуры отпуска 200 ... 250 °C, а второй, менее выраженный максимум – в районе температуры отпуска 600 °C. Такой характер изменения модуля упругости обусловлен микроструктурными изменениями, формирующими упруговязкие реологические свойства материала.

Для изучения структурных изменений в стали при отпуске построены амплитудные зависимости внутреннего трения, которые тесно связаны с микроструктурой стали [7]. Одновременно контролировалось изменение частоты колебаний, квадрат которой характеризует модуль упругости. Различие в способности к рассеянию энергии стали с разной структурой отпуска возрастает с повышением амплитуды колебаний.

Зависимости декремента и квадрата частоты колебаний от температуры отпуска стали для фиксированной возбуждаемой начальной амплитуды A_0 показаны на рис. 4.

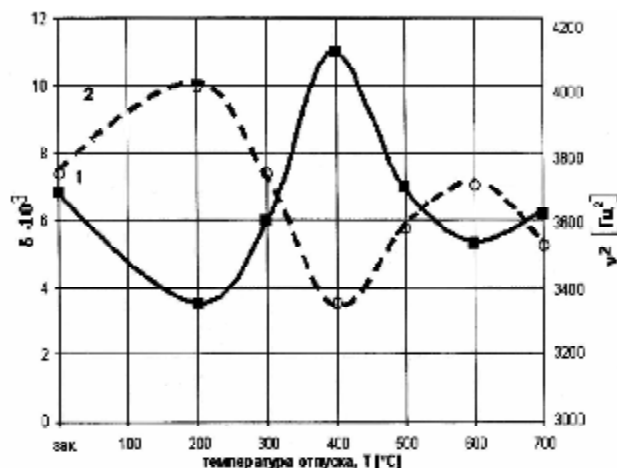


Рис. 4 – Влияние температуры отпуска закаленной стали на внутреннее трение δ (1) и квадрат частоты колебаний ν^2 (2): $A_0 = 0,64$ мкм

Сталь непосредственно после закалки имеет относительно высокое внутреннее трение, т.к. мартенсит имеет большую плотность подвижных дислокаций, сформировавшихся в результате фазового наклепа. Сталь в таком состоянии при высокой твердости имеет значительную микропластичность и относительно низкий модуль упругости (ν^2). Повышение температуры отпуска до 200 ... 250 °C вызывает существенное снижение внутреннего трения и рост упругости стали вследствие:

- распада мартенсита с выделением высокодисперсных частиц метастабильного ϵ -карбида, когерентно связанного с матрицей (I превращение);
- распада остаточного аустенита ($\gamma_{ост} \rightarrow \alpha + K$) с образованием низкоуглеродистого мартенсита и дисперсных карбидов (II превращение) [8].

Несмотря на то, что часть углерода переходит в карбиды, в тонких двойниках мартенсита сохраняется высокая плотность дислокаций, закрепленных сегрегациями примесных атомов внедрения ($C + N$) и выделившимися частицами карбидов. Подвижность дислокаций становится минимальной (минимум δ), структура стабилизируется, обретая высокую упругость и релаксационную стойкость (максимум ν^2).

Рост внутреннего трения в диапазоне температур отпуска 200 ... 400 °C обусловлен ростом подвижности дислокаций вследствие значительного уменьшения концентрации углерода в твердом растворе из-за его перехода в карбиды. Этому способствует карбидное превращение (ϵ -карбид $\rightarrow$ цементит), завершающееся образованием в районе температуры отпуска 400 °C высокодисперсной феррито-цементитной смеси – троостита отпуска (III превращение). Этот процесс сопровождается снижением модуля упругости.

При температурах отпуска выше 400°C фазовые превращения не происходят, а развиваются процессы коагуляции и последующей сфероидизации карбидов. Пластинчатый феррит преобразуется в зернистый с дроблением блоков мозаики, формируя так называемый соорбит отпуска. При этом плотность подвижных дислокаций уменьшается и внутреннее трение падает, упругость подрастает. Новый рост внутреннего трения при температурах отпуска выше 550 ... 600 °C обусловлен увеличением объема феррита, свободного от карбидов (вследствие коалесценции карбидных частиц), возрастанием пластичности феррита из-за обеднения его углеродом, а также ростом потерь на магнитомеханический гистерезис [7].

Амплитуднозависимое внутреннее трение стали может быть представлено суперпозицией двух основных механизмов: структурно-дислокационного δ_c и магнитомеханического δ_m (рис. 5).

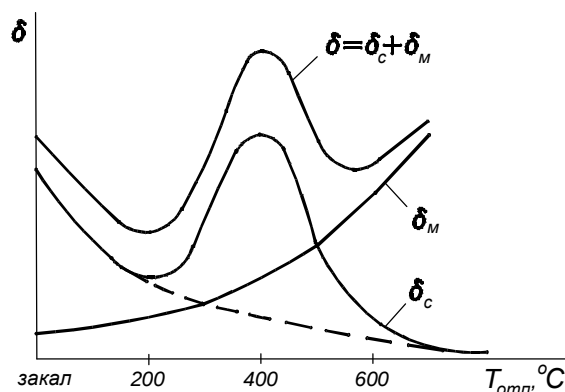


Рис. 5 — Схема влияния температуры отпуска стали на структурно-дислокационную (δ_c) и магнитомеханическую (δ_m) составляющие внутреннего трения (δ – результирующее внутреннее трение)

Структурно-дислокационный механизм связан с релаксацией, возникающей в структурно-метастабильных сплавах (например, после закалки) и контролируется плотностью и подвижностью дислокаций. В закаленной стали вследствие высоких внутренних напряжений практически отсутствуют магнитомеханические потери из-за малой подвижности границ магнитных доменов. С повышением температуры отпуска увеличивается вклад магнитомеханического гистерезиса в общий уровень затухания и в тем большей степени, чем больше амплитуда деформации [6, 7].

Примеры влияния температуры отпуска на трибологические показатели стали приведены на рис. 6.

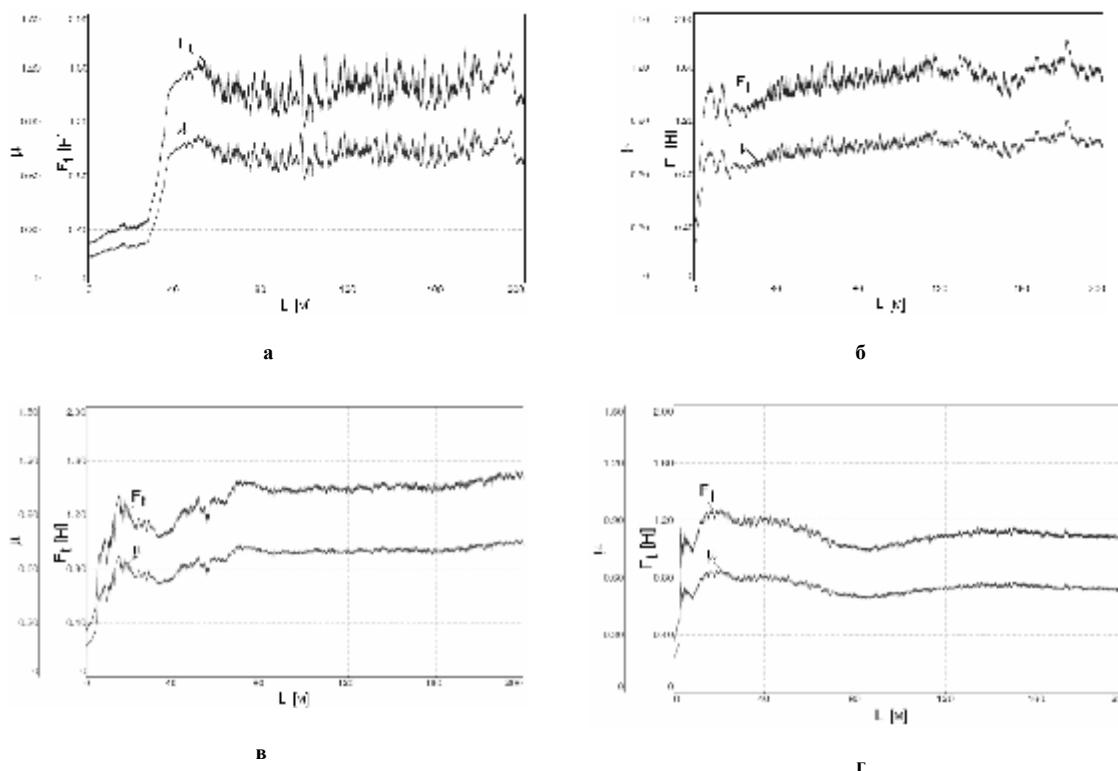


Рис. 6 — Зависимости силы и коэффициента трения от пути трения ($F_H = 2$ Н; $\nu = 0,3$ м/сек): а – сталь закаленная; б – отпуск 200 °C; в – отпуск 400 °C; г – отпуск 600 °C

Для закаленного и низкоотпущенного состояния характерна повышенная амплитуда колебаний силы и коэффициента трения (рис. 6, а, б). При более высоких температурах отпуска эти показатели ведут себя более стабильно (рис. 6, в, г). На зависимости коэффициента трения от температуры отпуска

формируется максимум в диапазоне температур отпуска 200 ... 250 °С (рис. 7), явно соответствуя максимуму модуля упругости термообработанного стального диска (рис. 3, 4), выступающего в качестве подвижного менее твердого (по сравнению с контртелом-шариком) элемента трибосистемы.

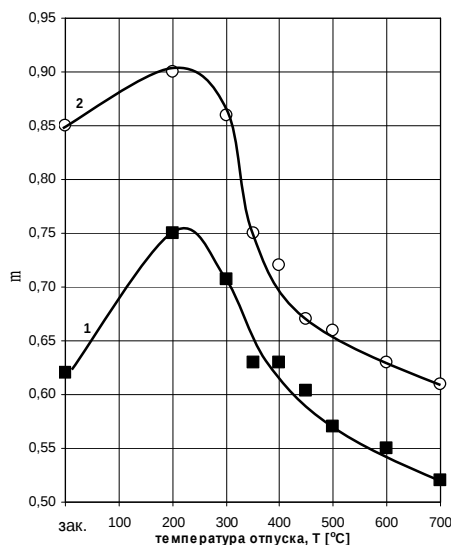


Рис. 7 – Влияние температуры отпуска на среднее (1) и максимальное (2) значения коэффициента трения ($L = 200$ м):
 $F_H = 2$ Н; $v = 0,3$ м/сек

В связи с вышеизложенным рассмотрим влияние термообработки стали на диссипативные свойства контакта (декремент колебаний) в условиях реверсивного предварительного смещения, создаваемого крутильным маятником в паре: кольцевой торец неподвижной втулки – плоская поверхность подвижного образца (рис. 2, в). Исследовались амплитудные зависимости декремента колебаний для двух видов сопряжений, формирующих:

- а) одноименные (по виду термообработки) пары трения;
- б) разноименные пары, когда варьировалась температура отпуска подвижного образца, а неподвижная втулка постоянно оставалась в состоянии закалки.

Примеры амплитудных зависимостей декремента колебаний для одноименных пар трения приведены на рис. 8.

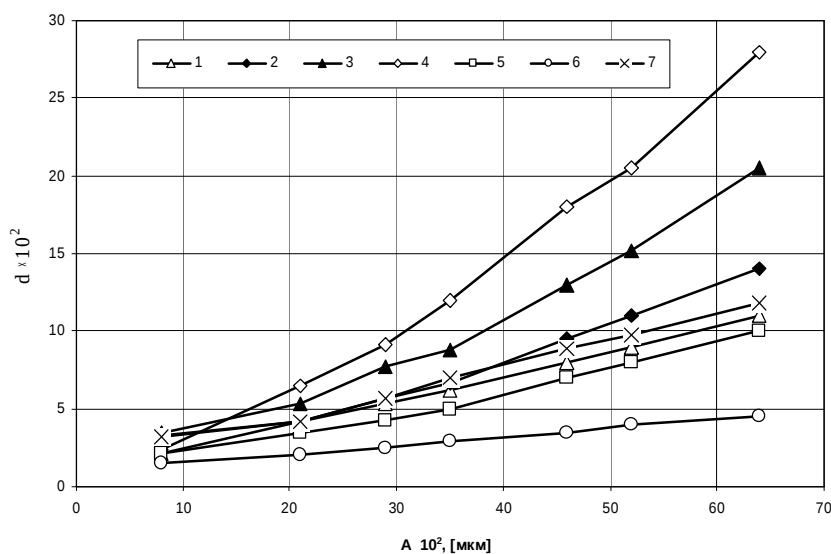


Рис. 8 – Амплитудные зависимости логарифмического декремента колебаний в условиях предварительного смещения (одноименные пары трения):
 1 – закалка; 2, 3, 4, 5, 6, 7 – температуры отпуска соответственно 200, 300, 400, 500, 600, 700 °С

При взаимодействии одноименных пар (рис. 9, кривая 1) контактные механические потери, значительно превышая объемные (в цельных образцах), по характеру изменения совпадают с последними при температурах отпуска более 200 °С. В частности, в обоих случаях максимальный декремент соответствует температуре отпуска 400 °С (рис. 4, кривая 1). Для температур отпуска менее 200 °С такого соответствия нет (сравни кривые 1, рис. 4, 9). Возможно, это связано с влиянием механической обработки (шлифование) на реологические свойства рабочих поверхностей образцов, ранее подвергнутых закалке и низкотемпературному отпуску. Такая сталь при доводочных механических операциях может претерпеть динамическое деформационное старение, которое, как правило, снижает внутреннее трение.

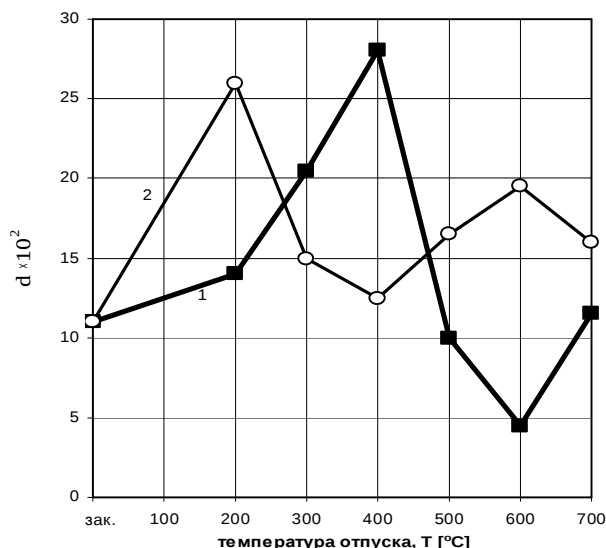


Рис. 9 – Изменение диссипативных свойств фрикционного контакта в зависимости от температуры отпуска закаленной стали:

1 – одноименные пары трения;

2 – разноименные пары (отпуск подвижного образца): $A_0 = 0,64$ мкм

При втором варианте испытаний номинально неподвижного контакта (рис. 9, кривая 2) комбинации контактирующих материалов отвечали сочетанию пар при рассмотренном выше однонаправленном трении скольжения (рис. 6, 7). В этом случае изменение декремента колебаний соответствует изменению модуля упругости стали (подвижного образца) в зависимости от температуры отпуска (рис. 3, 4).

Декремент колебаний, характеризующий диссипацию энергии (механические потери) в условиях предварительного смещения, в общем случае обуславливается:

- формированием и разрушением адгезионных связей;
- упругим и упруговязким передоформированием зон фактического контакта;
- микропроскальзыванием без нарушения фрикционных (адгезионно-деформационных) связей.

Чем меньше вклад первых двух источников диссипации (в зонах сцепления), тем больше рассеяние механической энергии связано с микроскольжением, т.к. на разноуровневые неровности дискретного контакта сопряженных поверхностей действуют неодинаковые силы сжатия и сдвига. Поэтому на более нагруженных участках контакта будут преобладать упругие и упругопластические деформации, а на менее сжатых выступах возможно микропроскальзывание.

Согласно [3], с увеличением модуля упругости менее жесткого материала пары трения общий коэффициент трения должен понижаться за счет уменьшения как деформационной, так и адгезионной составляющих. Действительно, при росте модуля упругости снижается уровень внутреннего трения (коэффициент гистерезисных потерь), уменьшаются толщина деформированного слоя и глубина внедрения неровностей. Это должно приводить к снижению деформационной составляющей силы трения. Одновременно, согласно [3], уменьшение фактической площади контакта, приводящее к росту локального давления и касательных напряжений, должно снижать и адгезионную составляющую силы трения. Следуя этой логике, увеличение модуля упругости стали должно ослаблять сцепление пятен фактического контакта, приводя к наблюдаемому росту декремента для температур отпуска 200 ... 250 °С из-за повышения вклада в диссипацию микропроскальзывания. Однако, с другой стороны, такой вывод противоречит данным рис. 3 и 7, согласно которым наблюдается обратная картина: с ростом модуля упругости термообработанной стали коэффициент трения увеличивается, приобретая максимальное значение в диапазоне температур отпуска 200 ... 250 °С. С нашей точки зрения, это связано с тем, что рост упругости стали сопровождается снижением запаса микропластичности и потерей релаксационной способности, о чем свидетельствует характер изменения внутреннего трения (рис. 4) и диссипативных свойств

контакта (рис. 9, кривая 2). В таких условиях ведущими механизмами диссипации энергии и релаксации контактных напряжений становятся процессы образования и разрушения адгезионных связей. Усиление адгезии приводит к росту интегральной прочности фрикционных связей на срез, увеличивая молекулярную составляющую силы трения и соответствующие механические потери. С другой стороны, рост упругости и релаксационной стойкости поверхностей контакта минимизирует вклад в общую силу трения деформационной составляющей.

Таким образом, наблюдаемые закономерности изменения коэффициента трения (рис. 7) и декремента колебаний (рис. 9) в первую очередь следует связывать с изменением упругости стали и активизацией адгезионных процессов, максимум которых приходится на температурный диапазон отпуска 200 ... 250 °С. Этим же температурам отпуска отвечает аномальный рост износа контртела [9].

Адгезия приобретает характер схватывания (микросварки) при отсутствии неповреждающих процессов релаксации напряжений, обычно реализуемых механизмами релаксационного и гистерезисного внутреннего трения [6]. В этом случае адгезия и схватывание выступают как форма структурной релаксации при развитии топохимической реакции образования металлических связей на границе раздела. Адгезия более активно развивается на упругих поверхностях, имеющих стабильную структуру, не способную перестраиваться и эффективно рассеивать подводимую механическую энергию. На жесткой упругой подложке защитные пленки неустойчивы и в процессе контактного взаимодействия разрушаются, что вызывает повышенную повреждаемость контртела.

Рассмотрим, как изменение упругости и демпфирующей способности стали в зависимости от температуры отпуска влияет на закономерности изменения напряженного состояния фрикционного контакта. При динамическом контактном взаимодействии металлических материалов напряженное состояние и диссипативные свойства фрикционного контакта определяются преимущественно двумя реологическими параметрами: комплексным модулем упругости при сдвиге и внутренним трением. Комплексный модуль сдвига:

$$G^* = G' + iG'', \quad (1)$$

где G' – действительная составляющая модуля, пропорциональная квадрату частоты колебаний и совпадающая по фазе с деформацией (динамический модуль сдвига G);

G'' – мнимая часть модуля, сдвинутая по фазе на 90° (модуль механических потерь).

Внутреннее трение Q^{-1} характеризует уровень диссипации энергии механических колебаний и численно равно тангенсу угла механических потерь:

$$Q^{-1} = \operatorname{tg} \varphi = \frac{\delta}{\pi} = \frac{G''}{G'}, \quad (2)$$

где δ – логарифмический декремент колебаний.

Внутреннее трение является функцией динамического модуля сдвига G , динамической вязкости η и частоты колебаний ω . Вязкость материала функционально связана с его твердостью. Из сопоставления рис. 4 и рис. 9 (кривая 2) следует, что контактные механические потери разноименных пар трения изменяются в соответствии с изменением динамического модуля сдвига в противофазе с изменением внутреннего трения материала подвижного образца. Чем больше модуль сдвига и чем меньше внутреннее трение стали, тем больше контактные механические потери из-за роста адгезионной составляющей коэффициента трения (например, для $T_{\text{отп}} = 200 \dots 250$ °С). Снижение модуля сдвига и рост внутреннего трения сопровождаются уменьшением адгезии и переходом к деформационно-сдвиговому трению ($T_{\text{отп}} \geq 400$ °С).

Очевидно, что количество и прочность адгезионных связей, формирование которых является одним из релаксационных процессов, обусловлены уровнем действующих контактных напряжений. В этой связи рассмотрим реологическую модель Максвелла, которая связывает деформацию сдвига γ с напряжением S следующим дифференциальным уравнением [10]:

$$\dot{\gamma} = \frac{\dot{S}}{G} + \frac{S}{\eta}. \quad (3)$$

Установим связь между деформацией и напряжением, если напряжение изменяется по гармоническому закону:

$$S(t) = S_0 \cdot \cos \omega t. \quad (4)$$

Подставляя (4) в (3), найдем:

$$\dot{\gamma}(t) = \frac{S_0}{\eta} \cdot \cos \omega t - \frac{S_0 \cdot \omega}{G} \cdot \sin \omega t. \quad (5)$$

Закон изменения деформации находим после интегрирования (5) по времени:

$$\gamma(t) = \int \dot{\gamma}(t) \cdot dt = \frac{S_0}{\omega\eta} \sin \omega t + \frac{S_0}{G} \cos \omega t + C. \quad (6)$$

Обозначив $\gamma(0)$ как деформацию в момент времени $t = 0$, найдем значение C :

$$C = \gamma(0) - \frac{S_0}{G}. \quad (7)$$

Приняв, что $\gamma(0) = \frac{S_0}{G}$, находим:

$$\gamma(t) = \frac{S_0}{\omega\eta} \sin \omega t + \frac{S_0}{G} \cos \omega t. \quad (8)$$

Амплитуда сдвиговой деформации:

$$\gamma_0 = \sqrt{\left(\frac{S_0}{\omega\eta}\right)^2 + \left(\frac{S_0}{G}\right)^2} = \frac{S_0}{G \cdot \omega \cdot \eta} \sqrt{G^2 + (\omega\eta)^2}. \quad (9)$$

Амплитуда сдвигового напряжения:

$$S_0 = \frac{G \cdot \omega \cdot \eta \cdot \gamma_0}{\sqrt{G^2 + (\omega\eta)^2}} = \frac{G \cdot \gamma_0}{\sqrt{1 + (Q^{-1})^2}}, \quad (10)$$

где $Q^{-1} = \frac{G}{\omega\eta}$ – внутреннее трение.

С ростом упругости фрикционного контакта адгезионные связи, приобретая повышенную прочность, эффективно вовлекают в деформацию подповерхностные объемы, напряженность которых обратно пропорциональна внутреннему трению (адгезионно-деформационное трение). При росте G и снижении Q^{-1} стали повышаются контактные сдвиговые напряжения, релаксация которых происходит при развитии процессов адгезии и схватывания, сопровождающихся ростом коэффициента трения. Если σ_n – нормальное давление, то коэффициент трения:

$$\mu = \frac{S_0}{\sigma_n} = \frac{G \cdot \gamma_0}{\sigma_n \sqrt{1 + (Q^{-1})^2}}. \quad (11)$$

Из (11) следует, что рост коэффициента трения для стали, отпущенной при температуре 200 ... 250 °C (рис. 7), обусловлен повышенным модулем сдвига G и пониженным внутренним трением Q^{-1} , когда адгезия становится ведущим процессом. Последующее монотонное снижение коэффициента трения с ростом температуры отпуска, по-видимому, связано с влиянием продуктов износа (преимущественно – окислов).

Таким образом, в условиях импульсного динамического нагружения зон фактического контакта фрикционного сопряжения адгезионно-деформационные процессы вызывают внутреннее трение, механизмы которого ответственны за диссипацию подводимой при внешнем трении механической энергии и за формирование напряженного состояния контакта (рис. 10).

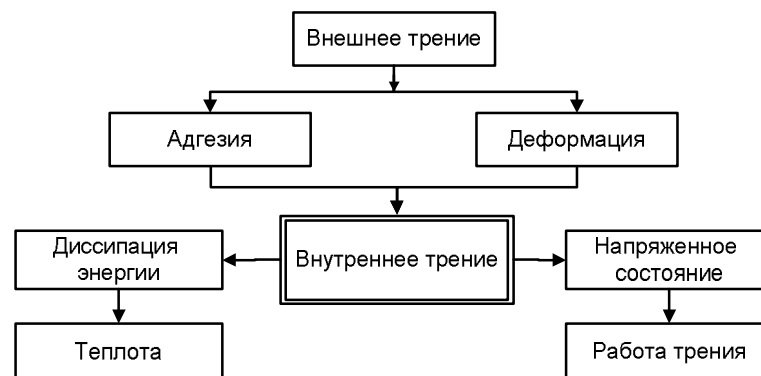


Рис. 10 – Последовательность преобразования внешнего трения в теплоту и работу трения через внутреннее трение

Диссипация механической энергии проявляется в соответствующем количестве выделяющейся теплоты, а контактные напряжения определяют работу трения.

Выводы

1. По мере роста температуры отпуска закаленной стали вязкоупругие свойства изменяются циклически с характерными минимумами внутреннего трения при температурах отпуска около 200 °С и 600 °С. В области температур отпуска менее 400 °С изменения внутреннего трения и динамического модуля упругости связаны с тремя стадиями фазовых превращений, влияющих на концентрацию подвижных дислокаций. При температурах отпуска более 400 °С изменение внутреннего трения обусловлено действием двух конкурирующих факторов: с одной стороны, снижением внутреннего трения из-за перехода пластинчатого феррита в зернистый, а с другой – ростом внутреннего трения за счет увеличения вклада магнитомеханического гистерезиса.

2. Соотношение между адгезионной и деформационной составляющими силы трения зависит от вязкоупругих свойств фрикционного контакта, определяемых двумя реологическими параметрами материалов пары трения: динамическим модулем сдвига и внутренним трением. При высоком модуле сдвига и низком внутреннем трении менее жесткого элемента пары трения суммарная сила трения определяется преимущественно адгезионной составляющей; при росте внутреннего трения и снижении модуля сдвига повышается вклад деформационной составляющей.

3. Структура углеродистой стали, формирующаяся после закалки и отпуска при температурах 200 ... 250 °С, приобретая неблагоприятные реологические свойства (минимальное внутреннее трение и высокий модуль упругости), проявляет максимальную склонность к адгезии и схватыванию, что приводит к аномальному росту силы внешнего трения.

4. В большинстве практически важных случаев трения металлических поверхностей без смазки с повышением упругости материалов сопряжения возрастает вероятность развития адгезионного контактного взаимодействия (вплоть до схватывания), как формы структурной релаксации напряжений при топомехимической реакции в твердой фазе с образованием металлических связей на границе раздела. Адгезионные связи инициируют деформацию приповерхностных объемов, формируя напряжения, величина которых обратно пропорциональна внутреннему трению.

5. Внешнее и внутреннее трение тесно взаимосвязаны. Адгезионно-деформационные процессы при внешнем трении трансформируются в теплоту и формируют сопротивление сдвигу (работу трения) через механизмы внутреннего трения, которое, с одной стороны, вызывает диссипацию подводимой механической энергии, а с другой – обуславливает уровень контактных напряжений.

Литература

1. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 528 с.
2. Bowden F.P., Tabor D. The Friction and Lubrication of Solids: Oxford University Press, 1964.
3. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 221 с.
4. Горячева И.Г., Добычин М.Н. Итоги развития молекулярно-механической теории трения / Трение и износ. – 2008. – Т. 9, № 4. – С. 327-337.
5. Шевеля В.В., Трытек А.С. Реология вязкоупругого фрикционного контакта // Проблемы трибології. – 2010. - № 4. – С. 5-15.
6. Шевеля В.В., Олександренко В.П. Трибохимия и реология износостойкости. – Хмельницкий, 2006. – 278 с.
7. Криштал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.
8. Белоус М.В., Черепин В.Т., Васильев М.А. Превращения при отпуске стали. – М.: Металлургия, 1973. – 231 с.
9. Шевеля В.В., Трытек А.С., Соколан Ю.С. Влияние микромеханических и реологических свойств термообработанной стали на трибологические показатели // Проблемы трибології. – 2012. № 2. – С. 6-13.
10. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. – М.: Металлургия, 1969. – 332 с.

Использовано оборудование, закупленное согласно проекту № POPW.01.03.00-18-012/09 в рамках Программы развития Восточной Польши, финансируемой Европейским Союзом из средств Европейского Фонда Регионального развития.

Надійшла 30.07.2012