

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

*Жешувская политехника,

г. Жешув, Польша

**Хмельницкий национальный университет,

г. Хмельницкий, Украина

E-mail: tribosenator@mail.com**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА
ДИССИПАТИВНЫЕ СВОЙСТВА
ФРИКЦИОННОГО КОНТАКТА**

УДК 621.891

Исследованы температурные зависимости характеристик внутреннего и внешнего трения термообработанной стали. Показано, что сила внешнего трения тесно связана с внутренним трением, механизмы которого зависят от амплитуды и скорости деформации пятен фактического контакта, а также от температуры и структурного состояния материалов. Установлены температурные интервалы развития трибодинамического деформационного старения, сопровождающегося субструктурным упрочнением и возникновением фрикционных автоколебаний.

Ключевые слова: внутреннее и внешнее трение, диссипация, атомы внедрения, дислокации, динамическое деформационное старение, температура, термообработка.

Введение

Теории трения твердых тел базируются на адгезионном и деформационном процессах диссипации энергии [1, 2]. Соответствующие составляющие силы трения зависят от вязкоупругих свойств материалов, обусловленных несовершенной упругостью. Совокупность процессов, протекающих на фрикционном контакте, приводит к неоднозначной зависимости силы трения и интенсивности изнашивания от температуры, а также от скорости скольжения, которая, по существу, формирует температуру в зоне трения. Для материалов, обладающих сравнительно совершенными упругими свойствами, при увеличении температуры молекулярная (адгезионная) составляющая силы внешнего трения уменьшается, в то время как механическая (деформационная) растет. В этом случае суммарный коэффициент трения проходит через минимум. При несовершенной упругости контакта с ростом температуры коэффициент трения проходит через максимум, положение которого определяется динамическими (скоростными) параметрами, обеспечивающими наибольшие механические потери по механизмам внутреннего трения [1, 3 - 5].

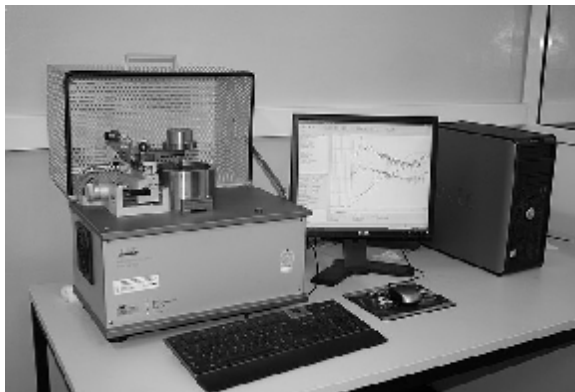
Рассмотрение реологической природы фрикционного контакта, проявляющего вязкоупругие свойства, позволяет объяснить природу формирования максимумов коэффициента трения при изменении температурно-скоростного режима [1, 4, 5]. Такой подход показал свою эффективность в трибологии полимеров, учитывающей изменение динамических (релаксационных) свойств трущихся пар [3, 4 - 6]. В этой связи отметим, что на основе явления несовершенной упругости получило объяснение трение качения вязкоупругих тел, как проявление гистерезисных механических потерь (гистерезисная теория качения) [7, 8]. В частности, установлено, что сила сопротивления качению приобретает максимум при определенном соотношении скорости качения и времени релаксации, отвечающем резонансному условию роста гистерезисного внутреннего трения.

Таким образом, температурно-скоростные зависимости трибологических характеристик свидетельствуют о тесной связи природы внешнего трения с механизмами внутреннего трения. В то же время, хотя механизмы внутреннего трения металлов достаточно хорошо изучены, в большинстве работ по трению скольжения металлических материалов фактор внутреннего трения не учитывается при анализе экспериментальных данных.

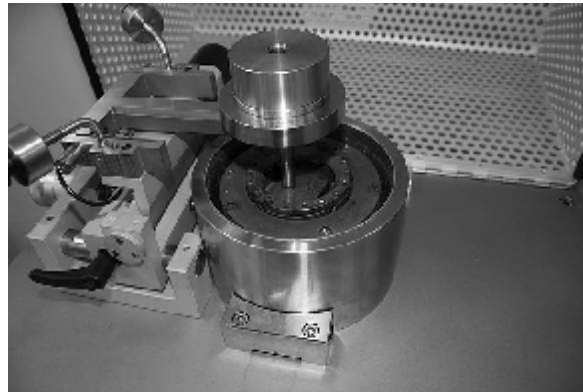
Методики исследования

Исследовалась термообработанная сталь 45 (закалка с последующим отпуском при различных температурах от 200 до 700 °С). Температурные зависимости внутреннего трения изучались на установке типа крутильного маятника, описанной в работе [9]. Нагрев осуществлялся посредством пропускания электрического тока через нихромовый элемент, охватывающий рабочую часть образца, температура которой контролировалась термопарой. Показателем внутреннего трения служил логарифмический декремент колебаний ($f \sim 60$ Гц) образцов, которые после термообработки механической отделке не подвергались. Являясь структурно-чувствительным свойством металлов, внутреннее трение позволяет оценивать концентрацию, подвижность, а также взаимодействие точечных дефектов и дислокаций. Тем самым предоставляется возможность исследовать такую проблематику прикладного материаловедения как: механизм и кинетика превращений при отпуске и деформационном старении стали, природа термомеханической обработки и т.п.

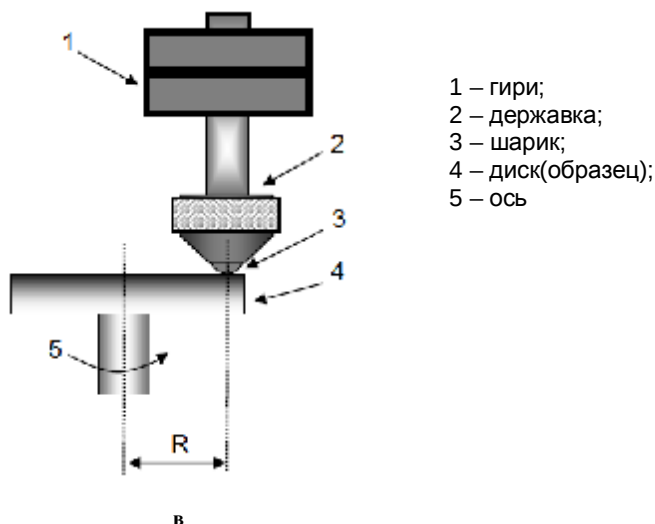
Температурные триботехнические испытания при трении скольжения без смазки проводились на машине трения TRIBOMETR (ТНТ) фирмы CSM Instruments (Швейцария) по схеме (рис. 1): «торец вращающегося диска (образец) – закрепленный шарик (ШХ15)». После термообработки рабочие поверхности образцов (диаметр 30 мм, толщина 5 мм) шлифовались и затем полировались. В процессе испытаний осуществлялась автоматическая запись силы и коэффициента трения в зависимости от температуры и пути трения.



а



б



в

Рис. 1 - Общий вид машины трения (а, б) и схема триботехнических испытаний (в)

Результаты исследований и их обсуждение

Температурные зависимости внутреннего трения (ВТ) исследуемой стали (до 120 °С) представлены на рис. 2. Для всех режимов термообработки обнаруживаются два максимума внутреннего трения – азотный (в районе 60 °С) и углеродный (вблизи 80 °С) [10]. Температуры, при которых формируются указанные пики ВТ, определяются частотой возбуждаемых свободно затухающих колебаний образца (в наших экспериментах $f \sim 60$ Гц). Атомы азота и углерода, как примеси внедрения, находятся в октаэдрических положениях, создавая тетрагональные искажения в ОЦК-решетке. При определенной температуре и частоте действия внешней периодической нагрузки в поле напряжений происходит резкое усиление миграции внедренных атомов по междоузлиям кристаллической решетки. В результате такой активизации диффузионного перераспределения атомов примеси деформация запаздывает по отношению к изменению напряжений, что приводит к резонансному росту рассеяния энергии (механических потерь) с формированием релаксационных максимумов внутреннего трения (пиков Сноэка). Степень релаксации напряжений и, следовательно, высота пика внутреннего трения пропорциональны концентрации атомов внедрения, зависящей, в частности, от температуры отпуска закаленной стали.

Релаксационные максимумы ВТ формируются при условии: $\omega \cdot \tau = 1$, где $\omega = 2\pi f$ – циклическая частота колебаний; τ – время релаксации, зависящее от температуры. Наличие упомянутых выше пиков ВТ указывает на то, что после закалки произошло неполное мартенситное превращение и сформиро-

ровалась, по-видимому, структура, содержащая (кроме мартенсита) феррит, бейнит и остаточный аустенит. Возможно, это обусловлено некоторым обезуглероживанием поверхностного слоя в процессе термообработки стали. Предполагается, что в чистом мартенсита релаксация Сноэка не возникает, т.к. переориентировка осей тетрагональных искажений путем миграции внедренных атомов привела бы к большим объемным изменениям [10].

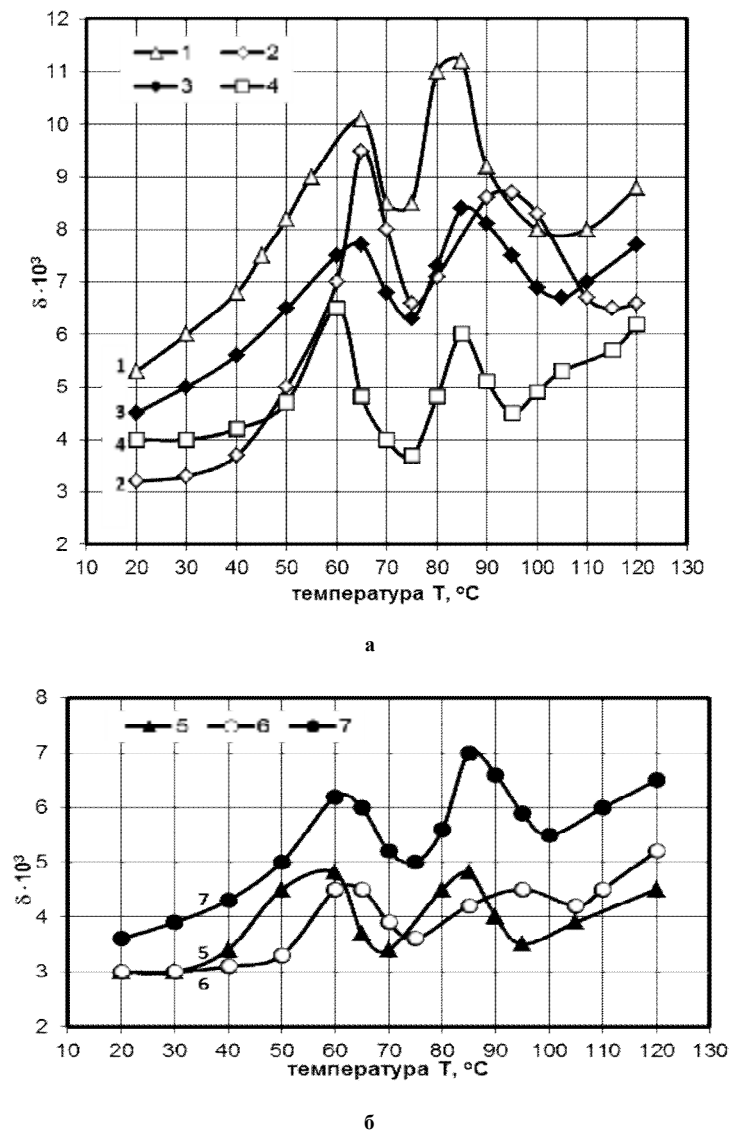


Рис. 2 - Температурные зависимости логарифмического декремента колебаний стали:
1 – закалка;
2 – 7 – отпуск, соответственно:
200°, 300°, 400°, 500°, 600°, 700 °C ($f = 60$ Гц)

На рис. 3 - 5 приведены температурные зависимости силы и коэффициента трения исследуемого сопряжения, в котором при выбранной линейной скорости трения ($v = 0,2$ м/с) и при данном радиусе дорожки трения ($R = 8$ мм) каждый элемент зоны трения на вращающемся диске подвержен импульсному воздействию со стороны неподвижного шарика с частотой 4 ... 5 Гц. В то же время частота вибрации самого шарика находится в килогерцевом диапазоне. Для сравнения на рис. 3, а показан пример испытания без подогрева. На последующих графиках (также для сравнения) пунктирной линией показаны величины установившейся силы трения при испытаниях данной пары без подогрева (при 20 °C).

На образцах закаленных и низкоотпущенных (рис. 3, б; 4, а, б) в районе 60 °C формируются остро выраженные максимумы силы и коэффициента внешнего трения, которые для частоты ~ 4 Гц отвечают углеродному пику релаксационного рассеяния энергии. В то же время максимумы силы и коэффициента трения, которые бы соответствовали ожидаемому азотному пику декремента колебаний (в районе 40 °C при $f = 4$ Гц) на указанных образцах отсутствуют.

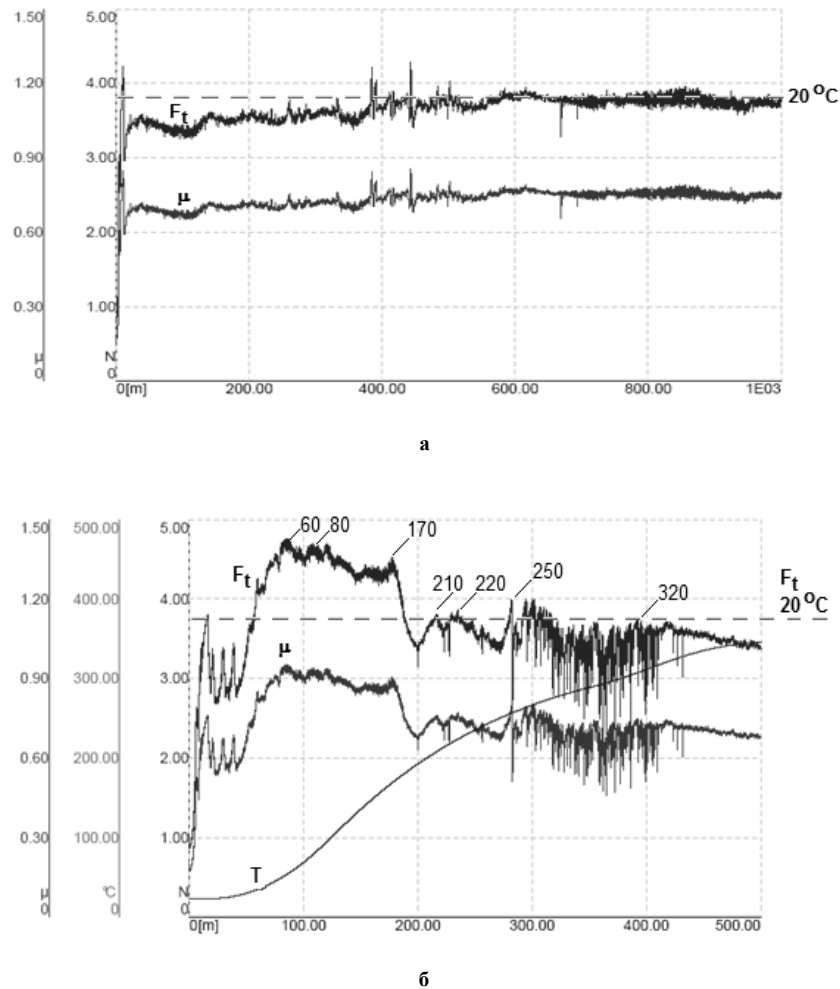


Рис. 3 - Сталь 45, закалка. Изменение силы (F_t) и коэффициента внешнего трения (μ) в зависимости от пути трения:
а – без подогрева;
б – с подогревом ($v = 0,2 \text{ м/с}$; $F_n = 5 \text{ Н}$)

Высота азотного и углеродного пиков внутреннего трения зависит от концентрации атомов внедрения в междоузлиях кристаллической решетки твердого раствора. В неравновесной системе с повышенной концентрацией вакансий (состояние закалки) атомы внедрения частично растворяются в вакансиях. Кроме того после поверхностной деформации при подготовке образцов (шлифование+полирование) сталь дополнительно приобретает повышенную концентрацию вакансий с ростом плотности дислокаций. Значительная часть атомов внедрения будет мигрировать в энергетически более выгодные позиции – к вакансиям и к дислокациям, не давая вклада в резонансное рассеяние энергии. Это должно проявляться в снижении или полном исчезновении соответствующего релаксационного пика. По-видимому, сказанное в большей степени касается более подвижных атомов азота, вследствие чего азотный пик силы внешнего трения закаленной и низкоотпущенной (200 °C) стали практически исчезает. Этот пик силы трения в районе 40 °C ($f = 4 \text{ Гц}$) начинает отчетливо проявляться лишь на образцах, отпущенных при температурах 500 ... 700 °C (рис. 5).

Следует учитывать, что релаксационные пики Сноэка в деформированной стали не стабильны и могут уменьшаться до нуля после деформационного старения при температурах 100 - 350 °C [10]. Одновременно в районе 250 °C возникает деформационный пик внутреннего трения Кестера, вызываемый взаимодействием атомов углерода и азота с дислокациями. Исчезновение релаксации Сноэка свидетельствует об уходе атомов примеси из твердого раствора к дислокациям. При деформационном старении подвижность дислокаций уменьшается, что приводит к значительному понижению амплитудно-зависимого внутреннего трения (АЗВТ). Падение АЗВТ может быть также вызвано большими степенями пластической деформации.

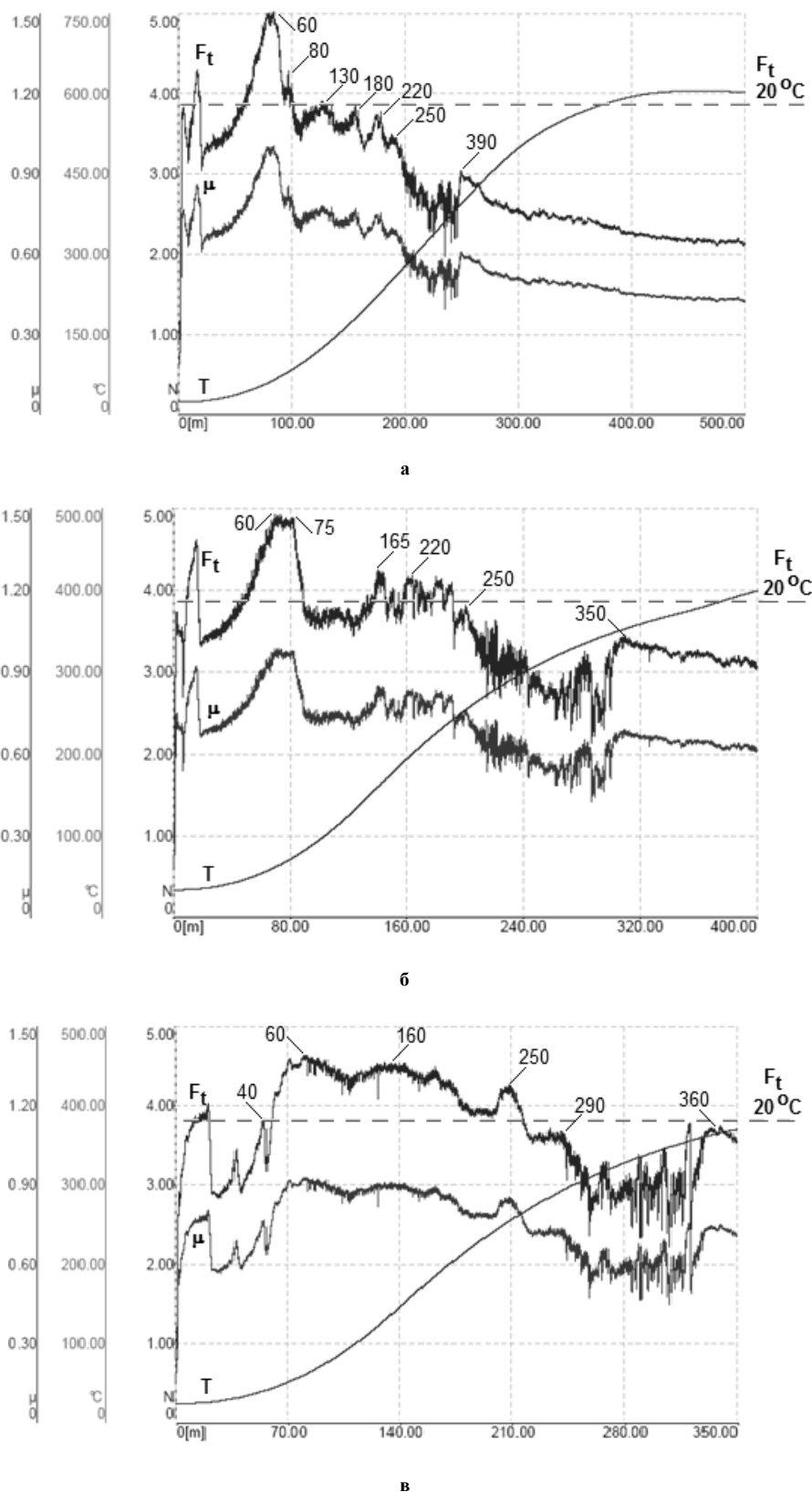


Рис. 4 - Температурные зависимости силы (F_t) и коэффициента трения (μ) стали:
 а – закалка (повышенная скорость нагрева);
 б – отпуск 200 °C;
 в – отпуск 400 °C ($v = 0,2\text{ м/с}$; $F_n = 5\text{ Н}$)

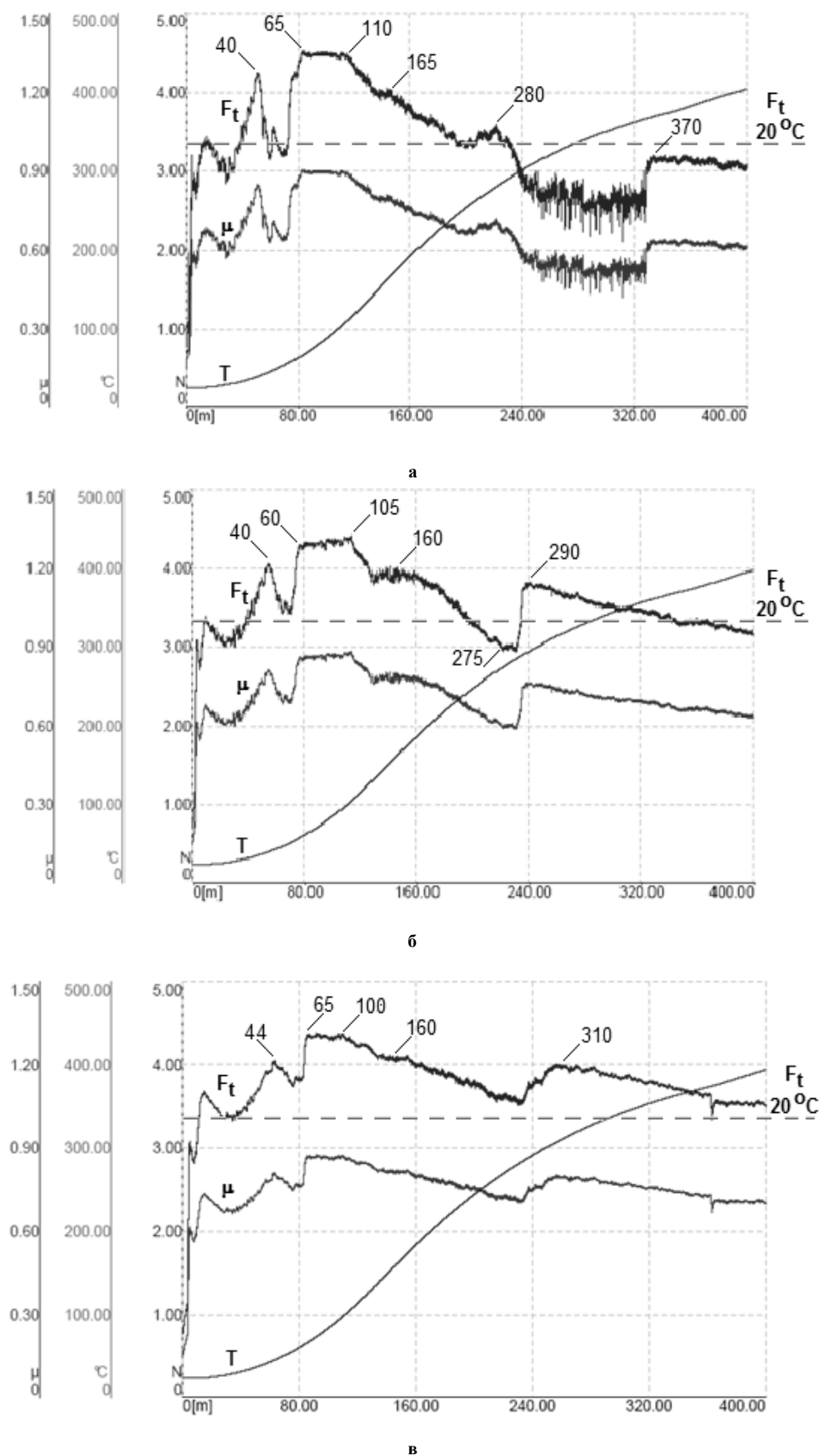


Рис. 5 - Температурные зависимости силы (F_t) и коэффициента трения (μ) стали:
а - в -соответственно, температуры отпуска:
500, 600, 700 °C ($v = 0,2$ м/с; $F_n = 5$ Н)

Одновременно с ростом температуры отпуска уменьшение величин силы и коэффициента внешнего трения, соответствующих 60-градусному углеродному пику внутреннего трения, отвечает, согласно рис. 2, общей тенденции к снижению высоты этого релаксационного максимума (рис. 6).

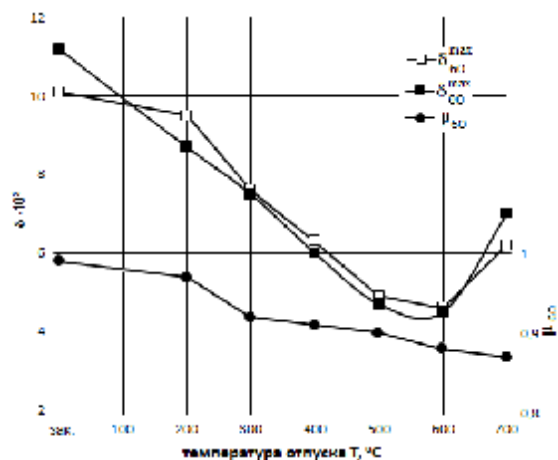


Рис. 6 - Влияние температуры отпуска стали на высоту пиков внутреннего трения в районе 60°C (δ_{60}^{max}) и 80°C (δ_{80}^{max}), а также на коэффициент трения при 60°C

Для закаленного и низкоотпущенного состояния стали при внешнем трении возможно проявление максимума внутреннего трения в районе 80°C , характерного для деформированного остаточного аустенита [10, 11]. Согласно [11], возникновение этого пика связано с вращением в поле напряжений пар собственных атомов кристаллической решетки, образующихся в результате их смещения из нормальных позиций при пластической деформации (гантельный механизм Зегера). Колебания межузловых гантелей сопровождается миграцией атомов, приводящей к залечиванию вакансий.

С повышением температуры отпуска стали атомы внедрения (C+N) в основном концентрируются в выделениях (карбидах, нитридах), твердый раствор обедняется этими атомами, что и приводит к снижению высоты релаксационных пиков внутреннего трения. Отпуск стали вблизи температуры рекристаллизации (700°C) повышает пик Сноэка, что связано с ростом концентрации свободных атомов примеси в твердом растворе вследствие снижения плотности дислокаций и коагуляции карбидов, сопровождающейся ростом полей феррита [10]. С ростом температуры отпуска стали 60°C -градусный пик коэффициента внешнего трения становится более размытым, по-видимому, вследствие дополнительного наложения диссипативных процессов (с разным временем релаксации), происходящих при трении как в образце, так и в контртеле (ШХ-15).

Следует учитывать, что с повышением температуры отпуска возрастают магнитомеханические потери, обусловленные движением стенок магнитных доменов под действием переменного напряжения и магнитным упорядочением твердого раствора при диффузии внедренных атомов примеси. Это приводит к формированию относительно широкого максимума внутреннего трения (пика Марингера) при температуре на 30°C более высокой, чем углеродный пик Сноэка [12].

В районе температуры испытания $160 \dots 170^\circ\text{C}$ для всех видов термообработки наблюдаются рост силы трения (рис. 3, 4) или ее стабилизация (рис. 5), что, по-видимому, обусловлено реологическими свойствами контртела (ШХ15), температура которого на $40 \dots 50^\circ\text{C}$ ниже температуры образца. Действительно, в закаленных, легированных хромом, сталях проявляются пики внутреннего трения в районе температур $160 \dots 200^\circ\text{C}$, возникновение которых связывают с миграцией в поле напряжений атомов углерода, располагающихся в позициях Fe-C-Cr [13,14]. Кроме того, следует учитывать, что наличие хрома смещает пик Сноэка к более высоким температурам (до 125°C при частоте колебаний $\sim 1 \text{ кГц}$), а наклеп стали трением увеличивает ширину этого пика из-за возможного наложения нескольких релаксационных процессов с близкими значениями энthalпии активации.

Пики силы трения в районе $250 \dots 280^\circ\text{C}$ можно интерпретировать как начальное трибологическое проявление релаксационного максимума Кестера (деформационный пик внутреннего трения) [10, 14]. Релаксация Кестера вызывается, с одной стороны, переориентацией атомов внедрения в упругом поле дислокаций, созданных при пластической деформации, а с другой – выгибанием дислокационных сегментов под действием приложенных циклических напряжений со скоростью, лимитированной скоростью миграции примесных атомов. Условием формирования максимума Кестера является определенная степень предварительного деформационного старения, обеспечивающего скопление примесных атомов внедрения в районе свежих дислокаций [15, 16].

На рис. 4, 5 видно, что пик Кестера проявляется более выразительно с ростом температуры отпусков образцов. Это может быть связано со снижением твердости и более значительным ростом плотности наведенных дислокаций как при предварительном шлифовании, так и непосредственно в процессе трибоиспытаний. Необходимо также учитывать, что сталь в состоянии закалки, а также после низкого отпуска имеет высокую концентрацию вакансий, которые при своей малой подвижности способны связывать атомы внедрения в малоподвижные комплексы, значительно снижая высоту деформационного пика Кестера. Этот вид механической релаксации имеет место при определенном соотношении скорости движения дислокаций и диффузионной подвижности атомов внедрения (C+N). Если при этом процесс закрепления дислокаций становится превалирующим, в диапазоне температур 250 ... 350 °C развивается динамическое деформационное старение (ДДС), сопровождающееся упрочнением и частичной потерей пластичности. Физические условия нагружения металлов, при которых возникает релаксация Кестера и ДДС, идентичны. В обоих случаях необходимо эффективное динамическое взаимодействие примесных атомов внедрения с генерируемыми в процессе трения дислокациями, что достигается при определенных температурно-скоростных условиях деформации, когда скорость перемещения дислокаций при динамическом нагружении соизмерима со скоростью диффузии атомов примесей [15].

При трении в диапазоне температур развития ДДС (250 ... 350 °C) в ряде случаев наблюдается неустойчивое скачкообразное изменение силы и коэффициента трения, имеющее характер релаксационных автоколебаний (рис. 3 - 5). Это явление можно рассматривать как трибологический аналог эффекта Портевена-Ле Шателье, который заключается в прерывистом немономтонном течении образца при его растяжении в температурном диапазоне ДДС с появлением зубчатости на диаграммах растяжения [16, 17]. При трении в условиях ДДС происходит многократное чередование актов блокировки (торможения) дислокаций примесными атомами с исключением их из процесса течения и генерации источниками новых дислокаций. При этом пятна фактического контакта по упомянутым причинам приобретают существенную неоднородность по своим реологическим свойствам, когда участки локальной упругости чередуются с областями повышенной микропластичности, что и проявляется в неустойчивом колебательном изменении силы и коэффициента трения при общем их снижении. Если температура трения ниже или выше температурного диапазона ДДС, синхронность в перемещениях и взаимодействии дислокаций с атомами примеси отсутствует: при низкой температуре скорость перемещения дислокаций выше скорости миграции атомов примеси, а при высокой температуре, наоборот, диффузионная подвижность атомов примеси превышает подвижность дислокаций. ДДС приводит к динамической блокировке дислокаций атмосферами и сегрегациями из примесных атомов внедрения непосредственно в процессе деформации, вследствие чего пластическая деформация развивается в основном за счет генерации свежих дислокаций и общая плотность дислокаций быстро увеличивается. При этом обеспечивается такая концентрация точек закрепления дислокационных линий, при которой дислокационные сегменты имеют определенную подвижность, обеспечивая достаточную релаксационную способность стали при повышенной прочности. Упрочняющее действие ДДС на металлическую подложку стабилизирует защитный эффект влияния окисной пленки, что сопровождается снижением силы трения и температуры непосредственно в зоне контакта, о чем свидетельствовали показания термпары, закрепленной вблизи неподвижного контртела-шарика (рис. 7).

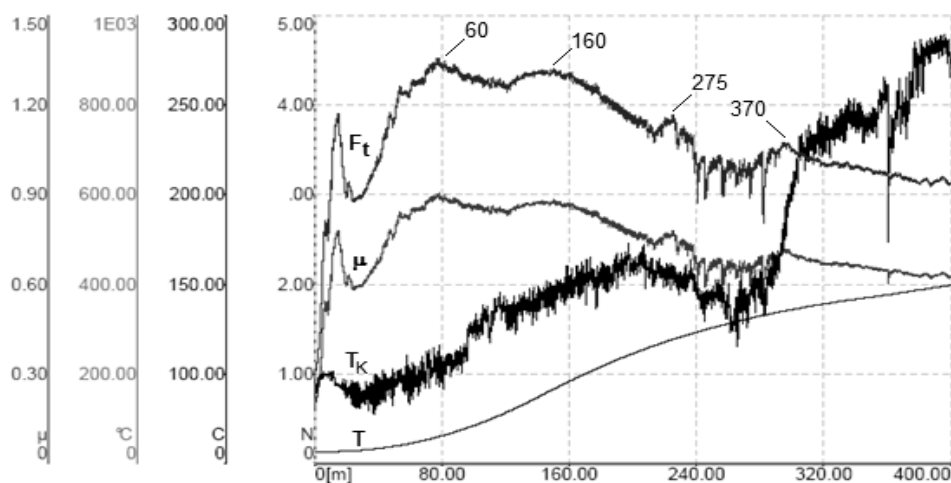


Рис.7 - Зависимости силы (F_t) и коэффициента трения (μ) стали (отпуск 300 °C) от температуры образца (T);
 T_k – изменение температуры контртела ($v = 0,2$ м/с; $F_n = 5$ Н)

Если температурно-скоростной режим трения отвечает оптимальным условиям развития ДДС, реализуется устойчивый во времени эффект нерегулярного трения -фрикционные автоколебания (рис. 8).

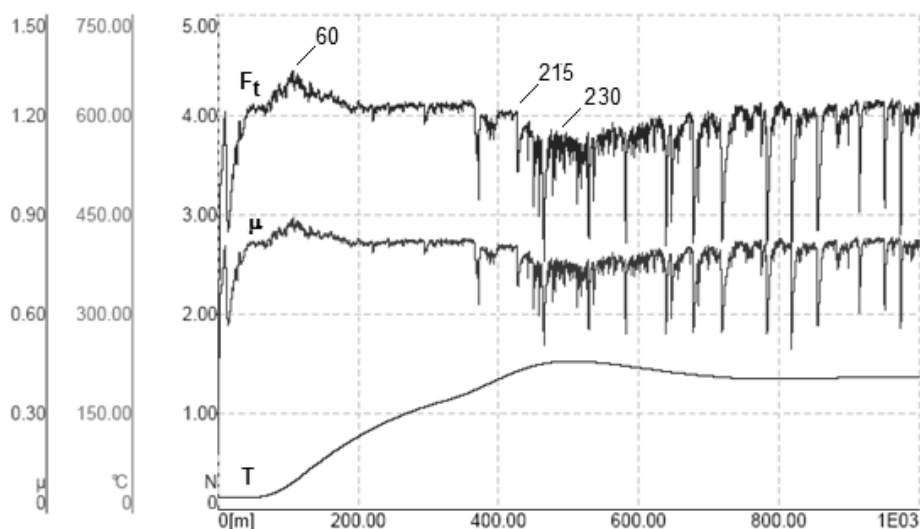


Рис. 8 - Фрикционные автоколебания при температуре развития ДДС (отпуск 300 °С): пониженная скорость нагрева; $v = 0,2$ м/с, $F_n = 5$ Н

В случае высокоотпущенной стали (600, 700 °С) плотность генерируемых трением дислокаций выше, вследствие чего концентрация точек закрепления дислокационных линий оказывается меньше и упрочняющий эффект ДДС существенно снижается. При этом исчезает характерное нерегулярное трение, а в районе 280 ... 300 °С фиксируется только максимум силы трения, соответствующий релаксационному (деформационному) пику внутреннего трения Кестера (рис. 5, б, в).

При высокотемпературном трении закаленной и низкоотпущенной стали, кроме ДДС, развивается процесс отпуска под напряжением, или динамического старения (ДС), способствующий росту эффективности упрочнения из-за ускорения распада мартенсита с образованием высокодисперсных карбидов, создающих дополнительный барьерный эффект [18]. Карбидные частицы благоприятно влияют и на релаксационную способность материала, т.к. способствуют генерации свежих дислокаций и вызывают уменьшение концентрации углерода в матрице, что приводит к снижению плотности точек закрепления дислокаций.

Явление снижения силы трения в диапазоне температур 250 ... 350 °С, обусловленное упрочняющим действием ДДС и отпуска под напряжением (динамического старения), можно назвать трибодинамическим деформационным старением I рода. Если сталь находится в состоянии низкого или среднего отпуска, этот вид деформационного старения сопровождается фрикционными автоколебаниями.

При трении закаленной и низкоотпущенной стали с повышенной скоростью ($v = 1$ м/с) в предрекристаллизационном диапазоне температур (350 ... 580 °С) зафиксировано повторное anomальное снижение силы и коэффициента трения (рис. 9), которое не наблюдается при пониженной скорости трения $v = 0,2$ м/с (рис. 4, а). Учитывая, что с повышением скорости деформации температура рекристаллизации понижается до 500 - 550 °С, наблюдаемое изменение трибологических свойств фрикционного контакта, по-видимому, обусловлено эффектом снижения пластичности вследствие рекристаллизационного перераспределения дислокаций с формированием новых субграниц и их обогащением углеродом при динамической сфероидизации цементита [16]. Другой причиной повторного охрупчивания может быть ускорение диффузионного выделения сегрегаций вредных примесей и карбидных частиц по границам исходных аустенитных зерен, из-за чего сцепление между зернами ослабляется [19]. Это явление, не сопровождающееся заметным упрочнением и фрикционными автоколебаниями, можно назвать трибодинамическим деформационным старением II рода.

Примечательно, что упомянутые два характерные температурные диапазоны соответствуют двум температурным интервалам отпуска закаленной стали, в которых ударная вязкость и пластичность при динамическом нагружении резко снижаются. Такое понижение вязкости соответственно называют отпускной хрупкостью I и II рода. Очевидно, подобные явления имеют место и при высокотемпературном трении стали.

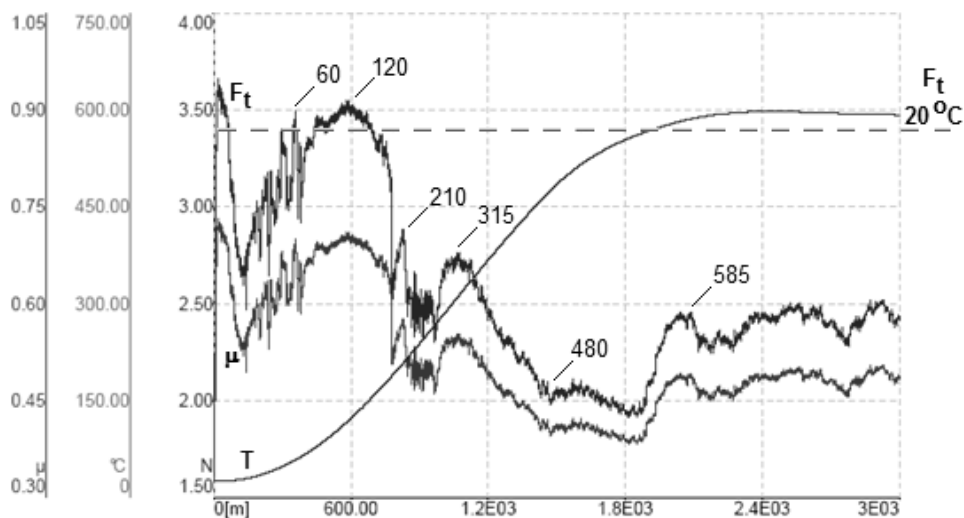


Рис. 9 - Температурные зависимости силы (F_t) и коэффициента трения (μ) закаленной стали (отпуск 200 °C):
 $v = 1 \text{ м/с}$; $F_n = 5 \text{ Н}$

Учитывая 5-кратное увеличение скорости трения, возможно, реальные контактные температуры на левой половине рис. 9 будут несколько выше значений, фиксируемых термопарой, которая связана с нижней (не рабочей) поверхностью образца (такие значения выборочно приведены на указанном рисунке).

Выводы

1. Температурные зависимости диссипативных свойств стали при внешнем трении связаны с релаксационным внутренним трением, которое определяется субструктурой, формирующейся при термообработке. Диффузионное амплитудно-независимое внутреннее трение повышает силу внешнего трения; в то же время диффузионно-дислокационное внутреннее трение, сопровождающее упрочнение стали, уменьшает потери на внешнее трение.

2. Установлены два температурные интервала аномального снижения силы и коэффициента трения стали (250 - 350° и 350 - 580 °C), обусловленные развитием трибодинамического деформационного старения (ТДДС) I и II рода, имеющих разные механизмы поверхностного упрочнения и снижения пластичности. Температуры начала и максимального развития ТДДС зависят от структуры стали и скорости трения.

3. Трибодинамическому деформационному старению I рода сопутствует возникновение фрикционных автоколебаний, являющихся трибологическим проявлением эффекта Портевена-Ле Шателье, вызывающего неустойчивое (скачкообразное) изменение силы трения вследствие периодической блокировки дислокаций атмосферами атомов внедрения.

4. Термообработка, формирующая метастабильную структуру стали (закалка, низкий отпуск), при трении благоприятствует суммированию эффектов динамического деформационного старения и отпуска под напряжением.

5. Термообработка, стабилизирующая структуру стали (высокотемпературный отпуск), снижает эффективность трибодинамического деформационного старения.

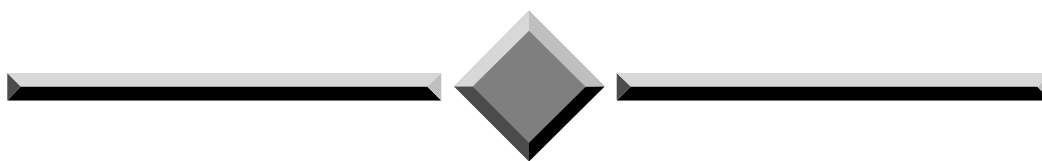
Литература

1. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 528 с.
2. Михин Н.М. Внешнее трение твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 221 с.
3. Бартенев Г.М., Лаврентьев В.В. Трение и износ полимеров. – Л.: Химия, 1972. – 240 с.
4. Шевеля В.В., Олександренко В.П. Трибохимия и реология износостойкости. – Хмельницкий, 2006. – 278 с.
5. Шевеля В.В., Трытек А. Реология вязкоупругого фрикционного контакта // Проблемы трибологии. – 2010, № 4. – С. 5-15.
6. Мур Д. Основы и применения трибоники. – М.: Мир, 1978. – 488 с.

7. Ишлинский А.Ю. Теория сопротивления перекачиванию и смежных явлений. – В кн. «Трение и износ в машинах». 1-я Всесоюзная конференция по трению и износу в машинах. Т. II. М.: Изд-во АН СССР. – 1940. – С. 255-264.
8. Боуден Ф.П., Тейбор Д. Трение и смазка твердых тел. – М.: Машиностроение, 1968. – 543 с.
9. Шевеля В.В., Трытек А.С., Соколан Ю.С. Влияние термообработки стали на формирование фрикционных связей и их диссипативные свойства // Проблемы трибологии. – 2012, № 3. – С. 6-14.
10. Кристал М.А., Пигузов Ю.В., Головин С.А. Внутреннее трение в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1964. – 245 с.
11. Гордиенко Л.К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. – М.: Наука, 1973. – 223 с.
12. Братина У. Внутреннее трение и основные механизмы усталости в ОЦК металлах // В сб. «Влияние дефектов на свойства твердых тел». – М.: Мир, 1969. – С. 263-346.
13. Баранова В.И. Релаксационные процессы в системах железо-хром и железо-молибден // В сб. «Релаксационные явления в металлах и сплавах». – М.: Металлургия, 1963. – С. 140-146.
14. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1987. – 190 с.
15. Долженков И.Е. Динамическое деформационное старение (синеломкость) стали // В сб. «Металлофизика». – К.: Наукова думка. – № 39, 1972. – С. 16-26.
16. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
17. Металловедение. Сталь. Справочник, т. 1. – М.: Металлургия. – 1995. – С. 268-269.
18. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г., Каплун Ю.А. Динамическое старение сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 223 с.
19. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 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.

Поступила в редакцию 28.05.2013



Проблеми трибології
“Problems of Tribology”
E-mail: tribosenator@gmail.com

Shevelya V.V., Trytek A.S., Sokolan Y.S. **Influence of temperature on dissipative properties of friction contact.**

Thermal mode of friction is one of the basic factors which determine the operating parameters of the friction interface. Temperature dependence of the force of friction has a principle value for establishment of the nature of the dissipative phenomena and mechanism of contact co-operation of metallic materials. From the practical viewpoint, temperature dependences of the tribo mechanical properties of friction contact must be taken into account during work of tribo systems in the conditions of enhanceable temperatures and at development of technological processes of hot treatment pressure in diapozone 20-700°C (hot dragging of pipes and wire, hot rolling of pipes). Temperature dependences of descriptions of internal and external friction of the thermo treated steel were probed. It is noted that the force of external friction is closely related to the internal friction the mechanisms of which depend on amplitude and speed of deformation of spots of actual contact and from a temperature and structural state of materials. An internal friction is the basic mechanism of dissipation of mechanical energy with transformation of it to the warmth both at deformation and at adhesion co-operation of surfaces of friction. The temperature intervals of development of tribodynamic deformation senescence are set with the substructural work-hardening and friction self-excited oscillations.

Key words: internal and external friction, dissipation, atoms of introduction, distributions, dynamic deformation senescence, temperature, heat treatment.

References

1. Kragelskij I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.P. Osnovy raschetov na trenie i iznos, M.: Mashinostroenie, 1977, 528 p.
2. Mihin N.M. Vneshnee trenie tverdyh tel, M.: Nauka, 1977, 221 p.
3. Bartenev G.M., Lavrent'ev V.V. Trenie i iznos polimerov, L.: Himija, 1972, 240 p.
4. Shevelja V.V., Oleksandrenko V.P. Tribohimija i reologija iznosostojkosti, Hmel'nickij, 2006, 278 p.
5. Shevelja V.V., Trytek A. Reologija vjazkouprugogo frikcionnogo kontakta, Problemy tribologii, 2010, No 4, pp. 5-15.
6. Mur D. Osnovy i primenenija triboniki, M.: Mir, 1978, 488 p.
7. Ishlinskij A.Ju. Teorija soprotivlenija perekatyvaniju i smezhnyh javlenij, V kn. «Trenie i iznos v mashinah». 1-ja Vsesojuznaja konferencija po treniju i iznosu v mashinah. T. II. M.: Izd-vo AN SSSR, 1940, pp. 255-264.
8. Bouden F.P., Tejbor D. Trenie i smazka tverdyh tel, M.: Mashinostroenie, 1968, 543 p.
9. Shevelja V.V., Trytek A.P., Sokolan Ju.P. Vlijanie termoobrabotki stali na formirovanie frikcionnyh svyazej i ih dissipativnye svojstva, Problemy tribologii, 2012, No 3, pp. 6-14.
10. Krishtal M.A., Piguzov Ju.V., Golovin P.A. Vnutrennee trenie v metallah i splavah, M.: Metallurgija, 1964, 245 p.
11. Gordienko L.K. Substrukturnoe uprochnenie metallov i splavov, M.: Nauka, 1973, 223 p.
12. Bratina U. Vnutrennee trenie i osnovnye mehanizmy ustalosti v OCK metallah, V sb. «Vlijanie defektov na svojstva tverdyh tel», M.: Mir, 1969, pp. 263-346.
13. Baranova V.I. Relaksacionnye processy v sistemah zhelezo-hrom i zhelezo-molibden, V sb. «Relaksacionnye javlenija v metallah i splavah», M.: Metallurgija, 1963, pp. 140-146.
14. Golovin P.A., Pushkar A., Levin D.M. Uprugie i dempifirujushhie svojstva konstrukcionnyh metallicheskih materialov, M.: Metallurgija, 1987, 190 p.
15. Dolzhenkov I.E. Dinamicheskoe deformacionnoe starenie (sinelomkost') stali, V sb. «Metallofizika», Kiev: Naukova dumka. - No 39, 1972, pp. 16-26.
16. Babich V.K., Gul' Ju.P., Dolzhenkov I.E. Deformacionnoe starenie stali, M.: Metallurgija, 1972, 320 p.
17. Metallovedenie. Stal'. Spravochnik, t. 1, M.: Metallurgija, 1995, pp. 268-269.
18. Pastuhova Zh.P., Rahshtadt A.G., Kaplun Ju.A. Dinamicheskoe starenie splavov, M.: Metallurgija, 1985, 223 p.
19. Novikov I.I. Teorija termicheskoj obrabotki metallov, M.: Metallurgija, 1978, 392 p.