

Динамические релаксационные процессы при трении стали под влиянием термообработки

В. В. Шевеля^{а,б,1}, Ю. С. Соколан^б

^а Жешувская политехника, Жешув, Польша

^б Хмельницкий национальный университет, Хмельницкий, Украина

¹ shevelya@prz.edu.pl

Методом амплитудно-зависимого внутреннего трения исследовано влияние внешнего трения без смазки углеродистой стали на субструктурные изменения, контролирующие процессы релаксации динамических напряжений, которые определяют диссипативные свойства фрикционного контакта. Показано, что с изменением структуры стали в результате термообработки, а также в зависимости от нагрузочно-скоростных режимов трения изменяются ведущие упрочняющие и разупрочняющие динамические механизмы релаксации. На формирование релаксационной (диссипативной) способности стали в процессе трения влияют исходная насыщенность твердого раствора примесными атомами внедрения, а также количество и морфология выделений, что обуславливает диффузионную активность атомов внедрения, подвижность дислокаций и возможность вязкого течения по границам раздела. Результаты исследования показывают возможность повышения диссипативной способности (энергоемкости) и износостойкости стали путем реализации динамических механизмов релаксации напряжений непосредственно в процессе трения.

Ключевые слова: внешнее и внутреннее трение, декремент колебаний, релаксация напряжений, деформационное старение, дислокации, атомы внедрения, термообработка.

Обозначения

A_0	– начальная амплитуда циклической деформации
ν	– частота колебаний
T	– период колебаний
δ	– логарифмический декремент колебаний
G	– модуль сдвига
L	– длина рабочей части образца
I	– момент инерции скручивающей системы
d	– диаметр образца
P	– контактная нагрузка
V	– скорость скольжения
$T_{\text{отп}}$	– температура отпуска
L_c	– размер дислокационных сегментов
L_N	– расстояние между узлами дислокационной сетки

Введение. При трении скольжения металлических поверхностей в узлах машин действующие локальные контактные напряжения обычно значительно ниже предела текучести сопряженных материалов. В таких условиях процессы, вызываемые длительным динамическим нагружением пятен фактического контакта (например, уста-

лостные, деламинационные и т.п.), должны быть тесно связаны с неупругими явлениями релаксации напряжений, от которых зависит динамическая напряженность поверхностей фрикционного контакта.

Известно [1, 2], что релаксация напряжений непосредственно при силовом воздействии может сопровождаться разупрочнением, неизменностью механических свойств или упрочнением (ростом упругости). Результат зависит от степени стабильности структуры металла и температурно-скоростного режима деформации. При циклическом динамическом нагружении процессы релаксации напряжений в металлах тесно связаны с внутренним трением, имея одинаковые механизмы. Поэтому мерой релаксационной способности материала и степени релаксации напряжений может служить уровень внутреннего трения или высота его релаксационных максимумов, соответствующих данной амплитуде циклических напряжений и температуре деформации [3, 4].

Особый интерес представляют процессы релаксации напряжений при динамическом деформационном старении (ДДС) и отпуске под напряжением – динамическом старении (ДС). В первом случае диффузионная перестройка приводит к упрочнению вследствие блокировки наведенных деформацией свежих дислокаций атмосферами и сегрегациями примесных атомов (углерод и азот). При втором виде старения в метастабильных системах (например, после закалки) в дополнение к ДДС формируется гетерогенная структура с выделением мелкодисперсных избыточных фаз (частицы карбидов и нитридов), затрудняющих вязкое течение (релаксационное упрочнение) [5, 6]. Эффективность развития указанных релаксационных явлений зависит от согласованности процессов диффузии атомов внедрения и дислокационной перестройки, которые, в свою очередь, зависят от скорости деформации и температурного режима. С другой стороны, релаксационное разупрочнение с ростом диссипативной способности может наступить, например, при выделении крупнодисперсных (скоагулированных) частиц избыточной фазы.

Условия развития и характер проявления упрочняющих и разупрочняющих механизмов релаксации контактных напряжений при внешнем трении металлов изучены недостаточно и составляют важную проблематику в металлофизике контактной прочности. В данной работе с помощью методов внутреннего трения исследуется изменение релаксационной способности углеродистой стали под влиянием термообработки и режимов внешнего трения. Такая постановка вопроса приобретает актуальность в контексте проблемы создания триботехнических материалов, обладающих высокой способностью к диссипации энергии при сохранении достаточной прочности. Это, например, узлы трения, работающие без смазки (фрикционные муфты, фрикционные демпферы и амортизаторы, тормозные устройства).

Методика исследования. Исследовали сталь 45 в состоянии закалки в воду с температуры 850°С, а также после отпуска при температурах 200, 400 и 600°С в течение часа. Субструктурные изменения в стали, вызванные термообработкой и внешним трением, изучали методом амплитудно-зависимого внутреннего трения (АЗВТ) на установке типа крутильного маятника (рис. 1).

Механическая часть установки выполнена на базе инструментального измерительного микроскопа с трехкоординатным безлюфтовым столом. Образец, закрепленный верхним концом в шпинделе зажимом, с помощью резьбы жестко соединен с равноплечным маятником, который имеет на концах два балансировочных грузика. При пропускании через катушку индуктивности короткого импульса электрического тока, сформированного блоком, маятник приводится в крутильное колебательное движение в горизонтальной плоскости. Колебания фиксируются бесконтактным емкостным датчиком, сигнал с которого подается в регистрирующую электронную систему с программным обеспечением, измеряющим начальную амплитуду A_0 , период колебаний T , частоту ν и логарифмический декремент колебаний δ , который

служит показателем внутреннего трения (диссипативной способности). Исследуемый образец является упругим элементом колебательной системы, в которой возбуждаются свободные затухающие колебания. Квадрат частоты этих колебаний пропорционален модулю сдвига [4]:

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

где L – длина рабочей части образца; d – диаметр образца; I – момент инерции скручивающей системы; ν – частота колебаний.

Триботехнические испытания проводили на установке, принципиальная схема которой обычно применяется в трибофатике [7] (рис. 2).

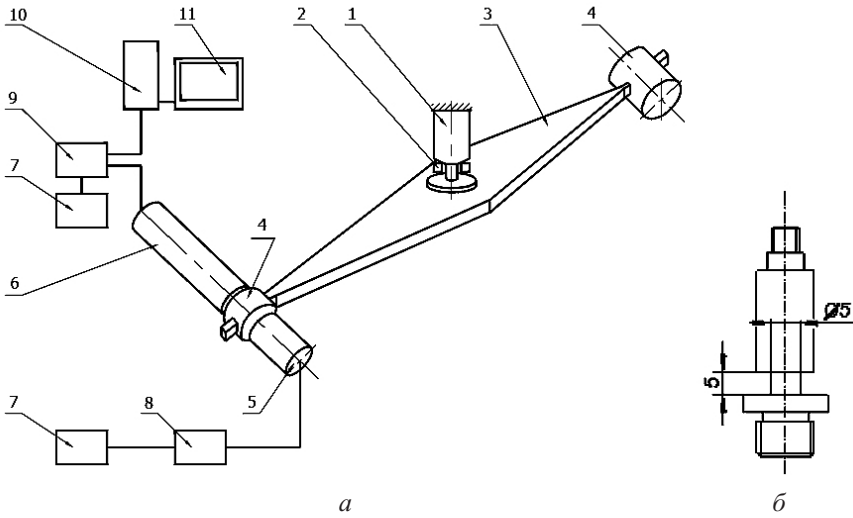


Рис. 1. Схема установки (а) и образец (б) для измерения внутреннего трения при крутильных колебаниях: 1 – образец; 2 – нагреватель; 3 – маятник; 4 – противовесы; 5 – катушка возбуждения колебаний; 6 – датчик перемещений; 7 – блоки питания; 8 – блок формирования импульса; 9 – аналого-цифровой преобразователь; 10 – системный блок компьютера; 11 – монитор.

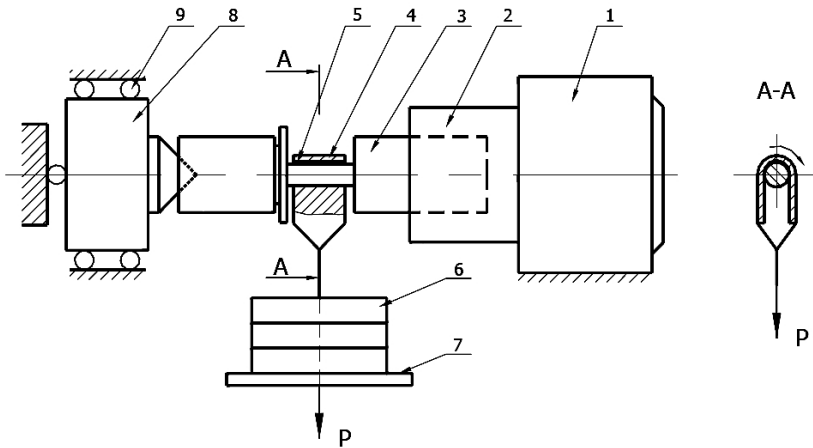
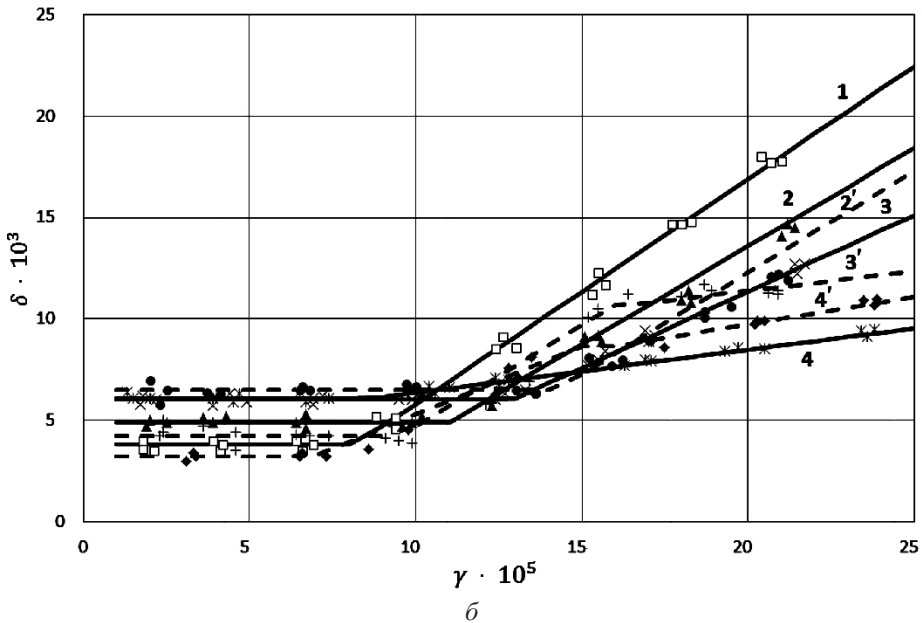
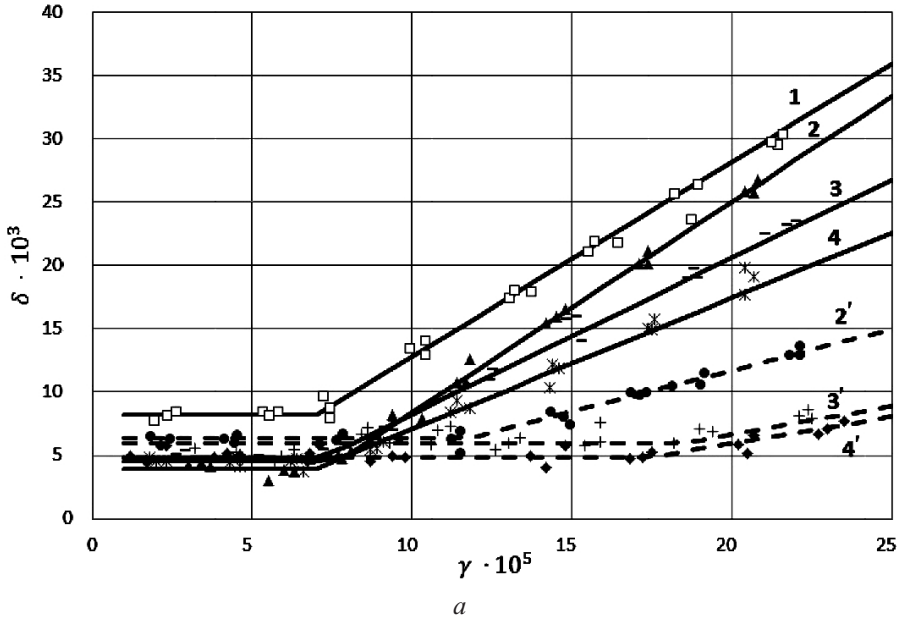
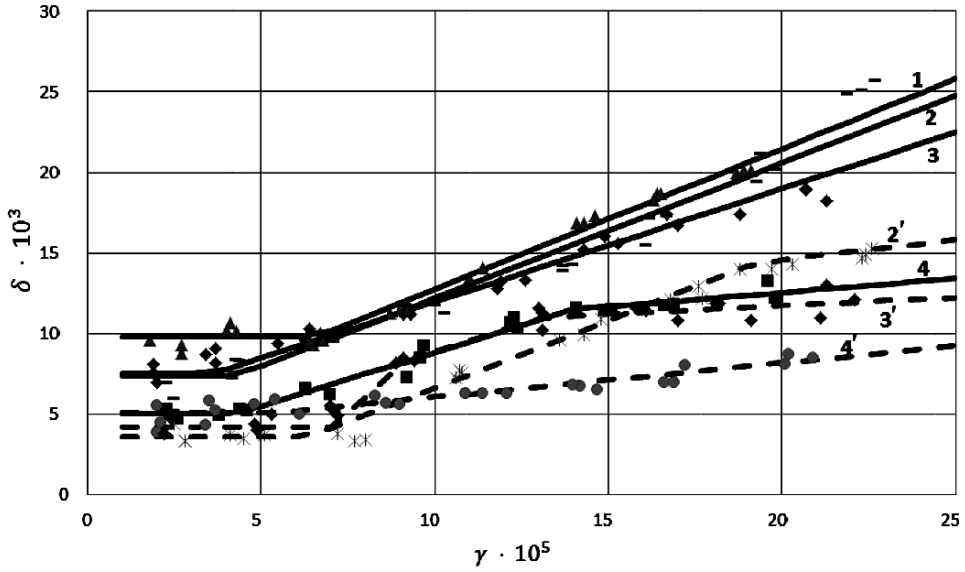


Рис. 2. Схема машины трения: 1 – электродвигатель; 2 – зажимное устройство (цанга); 3 – образец; 4 – контртело; 5 – абразивная прокладка; 6 – гири; 7 – основание подвеса; 8 – подвижная осевая опора (центрирующая); 9 – шарикоподшипниковые опоры.

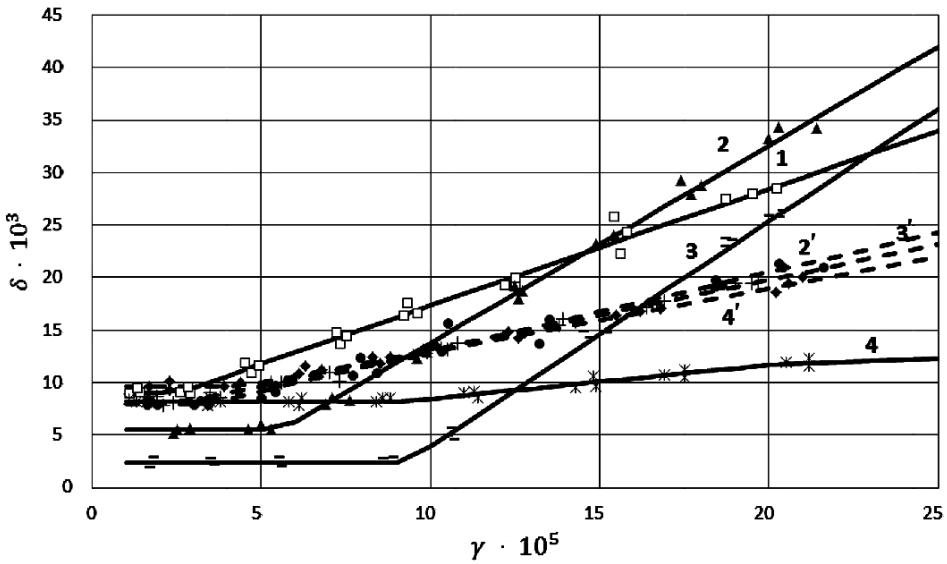
Образец, закрепленный в зажиме и центрирующей опоре, приводится во вращение с заданной скоростью с помощью электродвигателя. Трение осуществляется между узкой рабочей частью образца и абразивной прокладкой (P500), прижимаемой с контролируемым усилием к его цилиндрической поверхности охватывающим приспособлением, на которое подается прижимающая нагрузка от гирь на подвесе. Триботехнические испытания проводили при двух контактных нагрузках ($P = 5$ и 10 Н) и трех скоростях скольжения ($V = 0,08; 0,21; 0,34$ м/с). Путь трения составляет 300 м.

Результаты исследования и их обсуждение. На рис. 3 показано влияние внешнего трения на амплитудные зависимости декремента колебаний стали 45 после четырех режимов термообработки.





а



б

Рис. 3. Влияние внешнего трения на амплитудные зависимости декремента колебаний стали 45 в состоянии закалка (а) и отпуске при 200 (б), 400 (в) и 600°C (г): 1 – исходное состояние; 2 – $P = 10$ Н, $V = 0,08$ м/с; 2' – $P = 5$ Н, $V = 0,08$ м/с; 3 – $P = 10$ Н, $V = 0,21$ м/с; 3' – $P = 5$ Н, $V = 0,21$ м/с; 4 – $P = 10$ Н, $V = 0,34$ м/с; 4' – $P = 5$ Н, $V = 0,34$ м/с.

Амплитудно-зависимое внутреннее трение несет в себе информацию о дислокационной структуре металлов, взаимодействии дислокаций с примесными атомами, а также о механизмах диссипации механической энергии при циклическом нагружении [3, 4, 8]. Амплитудно-независимая область внутреннего трения соответствует преимущественно потерям, обусловленным колебаниями коротких дислокационных сегментов длиной L_c , расположенных между ближайшими примесными атомами, локально

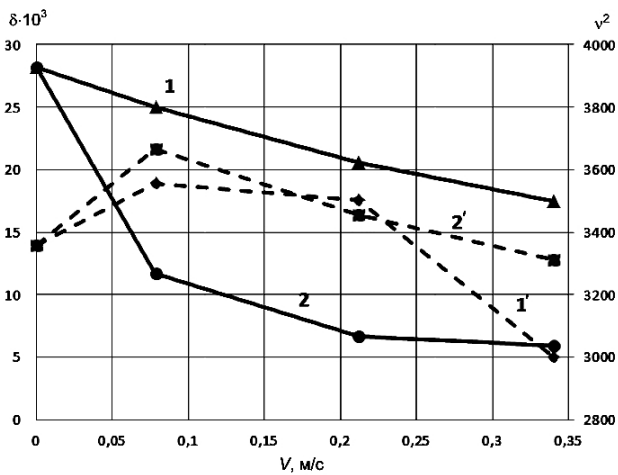
закрепляющими дислокации (фон внутреннего трения). Рассеяние энергии связано с отставанием по фазе деформаций от приложенных напряжений при периодическом выгибании таких дислокационных сегментов. Деформация, после которой внутреннее трение становится зависимым от ее амплитуды, соответствует началу отрыва дислокаций от примесных атмосфер. В то же время дислокации остаются закрепленными в узлах дислокационной сетки, что вызывает потери при колебательном движении отрезков L_N (дислокационный гистерезис). При дальнейшем увеличении амплитуды деформации дислокации отрываются и от узлов дислокационной сетки, образуя дислокационные петли, перемещение которых приводит к микропластической деформации.

Были сопоставлены значения декремента и квадрата частоты колебаний при фиксированной относительной деформации $\gamma = 20 \cdot 10^{-5}$ (рис. 4). Из полученных данных следует, что при обеих контактных нагрузках с повышением скорости скольжения в исследуемом диапазоне для всех видов термообработки наблюдается общая тенденция к снижению уровня АЗВТ до значений ниже первоначального. Только в случае высокоотпущенной стали (на рис. 4,з кривая 1) при повышенной нагрузке ($P = 10$ Н) снижению декремента колебаний предшествует его первоначальный рост при минимальной скорости скольжения ($V = 0,08$ м/с). Повышение скорости трения вызывает быстрое снижение декремента колебаний. Как правило, более существенно уровень АЗВТ снижается при пониженной нагрузке ($P = 5$ Н). Для низкоотпущенной стали ($T_{\text{отп}} = 200^\circ\text{C}$) контактное давление влияет на АЗВТ незначительно (рис. 4,б).

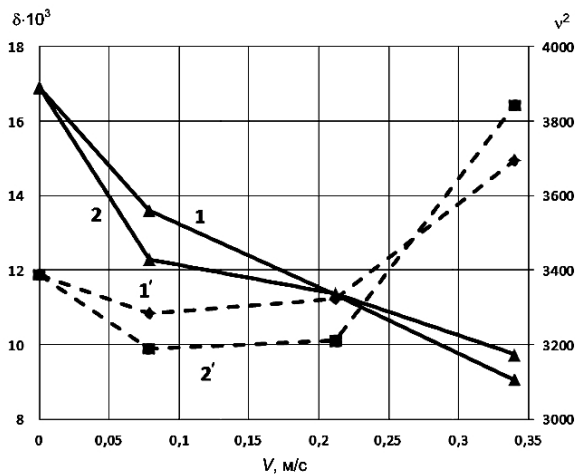
На уровень АЗВТ влияют процессы субструктурной перестройки в зоне фрикционного контакта. Наблюдаемый первоначальный рост декремента колебаний при трении высокоотпущенной стали (рис. 4,з) вызван повышением плотности подвижных дислокаций, имеющих возможность дальнейшего перемещения, а также миграцией примесных атомов вдоль дислокаций к узлам их закрепления, что приводит к росту размеров дислокационных сегментов L_c .

Снижение декремента колебаний в области АЗВТ, что вызывает, как правило, упрочнение металла, происходит вследствие уменьшения подвижности дислокаций, чему способствуют: формирование малоподвижной сетки дислокаций в процессе их взаимодействия (по достижении критической плотности) с сокращением расстояния между узлами L_N и развитие ДДС, в результате которого генерируемые ("свежие") дислокации блокируются мигрирующими к ним примесными атомами внедрения ($C+N$), их атмосферами и сегрегациями. Диссипативная способность структуры снижается из-за сокращения длины дислокационных сегментов L_c и уменьшения общей подвижности дислокаций. Оптимальные условия для развития ДДС создаются при таких скоростях трения и температурах, когда скорость движения дислокаций становится соизмерима со скоростью диффузии примесных атомов. Динамическое деформационное старение контролируется диффузионными процессами, которые при трении существенно ускоряются вследствие повышения температуры и значительного увеличения плотности дислокаций.

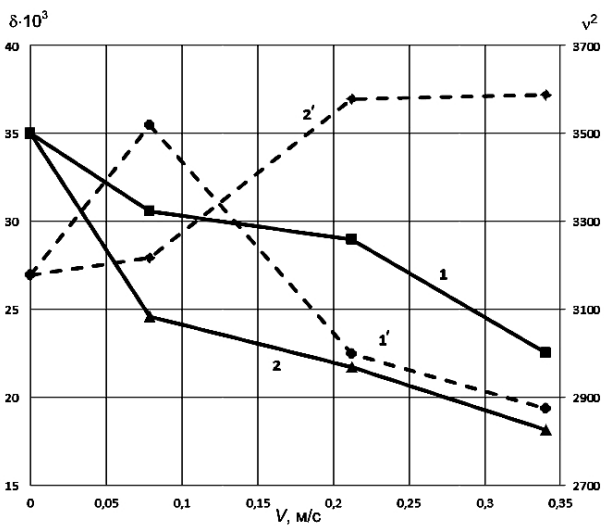
Заметим, что согласно используемой методике испытаний образцы подвергались одновременно с трением определенному действию циклических нагрузок (изгиб с вращением). Поэтому следует учитывать возможное наложение двух факторов: объемного (усталостного) и контактного (трибологического). Роль усталостного фактора возрастает с повышением контактной нагрузки и уменьшением прочности образца, что приводит к увеличению прогиба его рабочей части. Так, трение высокоотпущенной стали ($T_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$) при $V = 0,08$ м/с и $P = 10$ Н вызывает первоначальный рост декремента ввиду того, что в этих условиях превалирует фактор размножения подвижных дислокаций (на рис. 4,з кривая 1). Из-за низкой концентрации атомов внедрения ($C+N$) в твердом растворе сталь в состоянии высокого отпуска, стабилизирующего



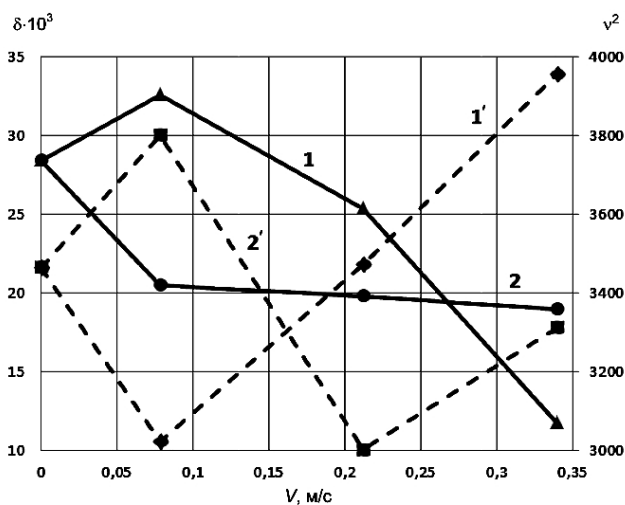
a



b



c



2

Рис. 4. Зависимость декремента ($I, 2$) и квадрата частоты ($I', 2'$) колебаний при $\gamma = 20 \cdot 10^{-5}$ от скорости трения и режима термообработки: a – закалка; $b, в, z$ – отпуск при 200, 400 и 600°C соответственно ($I, I' - P = 10 \text{ Н}$; $2, 2' - P = 5 \text{ Н}$).

структуру, менее подвержена ДДС. Поэтому наблюдаемое последующее снижение способности к рассеянию энергии при повышении скорости скольжения, по-видимому, в основном обусловлено образованием малоподвижных комплексов “леса” дислокаций.

При пониженной нагрузке ($P = 5 \text{ Н}$) во всех случаях главную роль играет трибологический фактор: уменьшается скорость размножения подвижных дислокаций, а процессы их торможения (в основном из-за ДДС) уже при небольшой скорости трения ($V = 0,08 \text{ м/с}$) становятся доминирующими, что резко снижает способность материала к рассеянию энергии. С увеличением скорости скольжения растет динамика фрикционного взаимодействия с одновременным повышением температуры в зоне контакта, в результате чего уровень внутреннего трения, снижаясь, стремится к стабилизации вследствие уравнивания действия факторов размножения и закрепления дислокаций.

Судя по интенсивности снижения декремента колебаний с ростом скорости внешнего трения, наиболее подверженной упрочнению в изучаемых условиях является закаленная сталь (рис. 4, a). При закалке формируется метастабильная структура с высокой концентрацией примесных атомов ($C+N$) в твердом растворе, что усиливает эффект ДДС при трении. При этом ускоряются распад мартенсита и превращение остаточного аустенита с выделением высокодисперсных карбидных частиц. Тем самым вызывается так называемый отпуск под напряжением (динамическое старение), в результате чего наблюдается структурная релаксация, обусловленная диффузионным перераспределением атомов примеси с образованием новых фаз [6]. Выделяющиеся при этом частицы карбидов имеют высокую дисперсность и повышенную концентрацию вследствие увеличения количества центров зарождения карбидной фазы. В результате растет сопротивление стали малым пластическим деформациям и повышается релаксационная стойкость вследствие релаксации напряжений, возникших в процессе мартенситного превращения. По сравнению с обычным отпуском температура динамического старения, формирующая максимум предела упругости, на 50...100°C ниже [6].

Таким образом, повышение скорости трения закаленной стали с соответствующим ростом контактной температуры интенсифицирует релаксацию напряжений, обусловленную:

диффузионным перераспределением атомов углерода и азота в поле циклических напряжений, а также перемещением слабо закрепленных дислокаций (разупрочняющий фактор);

структурной релаксацией (физико-химические реакции распада пересыщенного твердого раствора – мартенсита и превращение остаточного аустенита);

динамическим деформационным старением и динамическим отпускком, вызывающими снижение подвижности дислокаций и затрудняющими вязкое течение по границам раздела (упрочняющий механизм).

Указанные механизмы релаксации напряжений при трении закаленной стали преобладают над обычным наклепом, который характерен для нормализованной и высокоотпущенной стали.

При всех скоростных режимах трения декремент колебаний низкоотпущенной стали ($T_{\text{отп}} = 200^\circ\text{C}$) монотонно снижается до значений ниже исходного, что свидетельствует о преобладании фактора ДДС, вызванного контактным взаимодействием (рис. 4,б). Такая сталь проявляет в условиях внешнего трения наименьшую способность к диссипации механической энергии и наибольшую стабильность релаксационных свойств, так как уже в процессе отпуска внутреннее трение снижается вследствие распада мартенсита с выделением высокодисперсных частиц ε -карбида, когерентно связанных с матрицей [9].

Заключение. Таким образом, трение стали всегда инициирует релаксационные (диссипативные) процессы, которые влияют на формирование фрикционных связей и их диссипативные свойства. Интенсивность и механизмы диссипации зависят от структурного состояния стали, нагрузочно-скоростного режима и температуры контактного взаимодействия. В зависимости от термообработки стали и режима трения релаксация в процессе динамического деформационного старения в той или иной степени снижает диссипативную способность материала. Это зависит от насыщенности твердого раствора примесными атомами, количества выделений и их морфологии (дисперсность, форма). Повышая сопротивление стали малым пластическим деформациям и одновременно сохраняя достаточную релаксационную способность материала, динамическое деформационное старение должно способствовать росту износостойкости.

Закалка стали, формирующая метастабильную структуру с высокой концентрацией примесных атомов в твердом растворе, усиливает эффект динамического деформационного старения, которое в совокупности с динамическим отпускком под нагрузкой вызывает релаксацию пиковых микронапряжений непосредственно в процессе трения, благодаря чему уменьшается опасность появления хрупких микротрещин и увеличивается энергоемкость стали.

Трение низкоотпущенной стали ($T_{\text{отп}} = 200^\circ\text{C}$), имеющей в исходном состоянии высокую упругость и релаксационную стойкость, приводит к суммированию термического упрочнения и динамического деформационного старения, что обуславливает дополнительное повышение релаксационной стойкости (снижение вязкости и диссипативной способности).

При трении высокоотпущенной стали ($T_{\text{отп}} = 600^\circ\text{C}$), мало склонной к динамическому деформационному старению, первоначальное повышение внутреннего трения (диссипативной способности) обусловлено ростом плотности генерируемых подвижных дислокаций. С увеличением скорости скольжения и плотности дислокаций их подвижность уменьшается преимущественно вследствие взаимной блокировки, приводящей к снижению вязкости и охрупчиванию (механический наклеп).

Для обеспечения работоспособности трибосистемы непосредственно при макроупругих режимах трения (например, на этапе приработки) необходимо с помощью термообработки добиться такого структурного состояния стали и реализовать такие температурно-скоростные триботехнические условия, при которых получают развитие упрочняющие механизмы диффузионной и структурной релаксации, а наличие запаса микропластичности обеспечит (через дислокационно-сдвиговую релаксацию) требуемую вязкость, исключающую хрупкое разрушение и развитие схватывания.

Резюме

Методом амплитудно-залежного внутрішнього тертя досліджено вплив зовнішнього тертя без змащення вуглецевої сталі на субструктурні зміни, що контролюють процеси релаксації динамічних напружень, за якими визначаються дисипативні властивості фрикційних контактів. Показано, що зі зміною структури сталі в результаті термообробки та в залежності від навантажувально-швидкісних режимів тертя змінюються провідні зміцнювальні і знеміцнювальні динамічні механізми релаксації. На формування релаксаційної (дисипативної) здатності сталі в процесі тертя впливають початкова насиченість твердого розчину домішковими атомами проникнення та кількості і морфологія виділень, що зумовлює дифузійну активність атомів проникнення, рухливість дислокацій і можливість в'язкої плинності по границях поділу. Результати дослідження показують можливість збільшення дисипативної здатності (енергоємності) і зносостійкості сталі шляхом реалізації динамічних механізмів релаксації напружень безпосередньо в процесі тертя.

1. Борздыка А. М., Гецов Л. Б. Релаксация напряжений в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
2. Zeren A. and Zeren M. Stress relaxation properties of prestressed steel wires // J. Mater. Process. Technol. – 2003. – **141**, No. 1. – P. 86–92.
3. Blanter M. S., Golovin I. S., Neuhäuser H., and Sinning H.-R. Internal Friction in Metallic Materials: A Handbook. – Berlin; Heidelberg: Springer Science&Business Media, 2007. – 542 p.
4. Puškár A. Internal Friction of Materials. – Cambridge International Science Publishing, 2001. – 326 p.
5. Бабич В. К., Гуль Ю. П., Долженков И. Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
6. Пастухова Ж. П., Рахштадт А. Г., Каплун Ю. А. Динамическое старение сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 222 с.
7. Сосновский Л. А., Богданович А. В. Трещиностойкость. – Гомель: БелГУТ, 2011. – 366 с.
8. Кристал М. А., Головин С. А. Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 375 с.
9. Шевеля В. В., Трытек А. С., Соколан Ю. С. Влияние термообработки стали на формирование фрикционных связей и их диссипативные свойства // Пробл. трибологии. – 2012. – № 3. – С. 6–14.

Поступила 18. 06. 2014