

**Шевеля В.В.,\*\*\*****Соколан Ю.С.\*\***

\*Жешувская политехника,

г. Жешув, Польша,

\*\* Хмельницкий национальный университет,

г. Хмельницкий, Украина

**E-mail:** shevelya@prz.edu.pl**ПРОЦЕССЫ ДИНАМИЧЕСКОГО  
СТАРЕНИЯ СТАЛИ  
ПРИ ВНЕШНЕМ ТРЕНИИ**

УДК 621.891

Методом температурнозависимого внутреннего трения исследовано влияние внешнего трения углеродистой стали на субструктурные изменения, контролирующие процессы старения и релаксации динамических напряжений, которые определяют диссипативные свойства (энергоемкость) фрикционного контакта. Показано, что на формирование релаксационной (диссипативной) способности стали в процессе трения влияет насыщенность твердого раствора примесными атомами внедрения, их диффузионная активность, а также количество и морфология выделений. От этого зависит подвижность дислокаций и сопротивление вязкому течению по границам раздела, т.е. свойства, определяющие возможность реализации динамических механизмов старения, сопровождающихся релаксацией напряжений непосредственно в процессе трения.

**Ключевые слова:** внешнее трение, внутреннее трение, декремент колебаний, диссипация энергии, релаксация напряжений, деформационное старение, закалка, отпуск, дислокации, атомы внедрения, термообработка, диссипативная способность.

**Введение**

При трении скольжения металлических поверхностей действующие контактные напряжения тесно связаны с неупругими явлениями релаксации напряжений, от которых зависит динамическая напряженность фрикционного контакта. При циклическом динамическом нагружении процессы релаксации напряжений в металлах взаимосвязаны с внутренним трением (ВТ), уровень которого может служить мерой релаксационной способности материала и степени релаксации напряжений при данной амплитуде циклических напряжений и температуре деформации.

В определенных условиях внешнего трения могут получить развитие процессы релаксации напряжений при динамическом деформационном старении (ДДС) и отпуске под напряжением – динамическом старении (ДС). Эффективность развития явлений динамического старения зависит от согласованности процессов диффузии атомов внедрения и дислокационной перестройки, которые, в свою очередь, зависят от структуры стали, скорости деформации и температурного режима.

Процессы развития упрочняющих и разупрочняющих механизмов релаксации контактных напряжений при внешнем трении металлов составляют важную проблематику в металлофизике контактной прочности.

**Методика исследования**

Исследовалась сталь 45 в состоянии закалки (в воду от температуры 850 °С), а также в состоянии низкотемпературного (200 °С) и высокотемпературного (600 °С) отпуска. Субструктурные изменения в стали, вызванные термообработкой и внешним трением исследовались методом температурнозависимого внутреннего трения на установке типа крутильного маятника [1]. Колебания фиксируются бесконтактным емкостным датчиком, сигнал с которого подается в регистрирующую электронную систему с программным обеспечением, определяющим начальную амплитуду  $A_0$ , период колебаний  $T$ , квадрат частоты  $\nu^2$  и логарифмический декремент колебаний  $\delta$ , который служит показателем внутреннего трения (диссипативной способности).

Для исследования температурных зависимостей внутреннего трения осуществлялся нагрев образцов посредством пропускания электрического тока через нихромовый элемент, охватывающий узкую рабочую часть образца (рис. 1, а), температура которого контролировалась термпарой.

Триботехнические испытания проводились на установке, принципиальная схема которой приведена на рис. 1, б. Образец 3, закрепленный в зажиме 2 и центрирующей опоре 8, приводится во вращение с заданной скоростью с помощью электродвигателя 1. Трение осуществляется между узкой рабочей частью образца и абразивной прокладкой (P500), которая прижимается с контролируемым усилием к цилиндрической поверхности образца охватывающим приспособлением 4, на которое подается нагрузка от гири 6, уложенных на подвес 7. Испытания проводились при двух контактных нагрузках ( $P = 5Н; 10Н$ ) и трех скоростях скольжения ( $V = 0,08; 0,21; 0,34$  м/с). Путь трения составлял 300м.

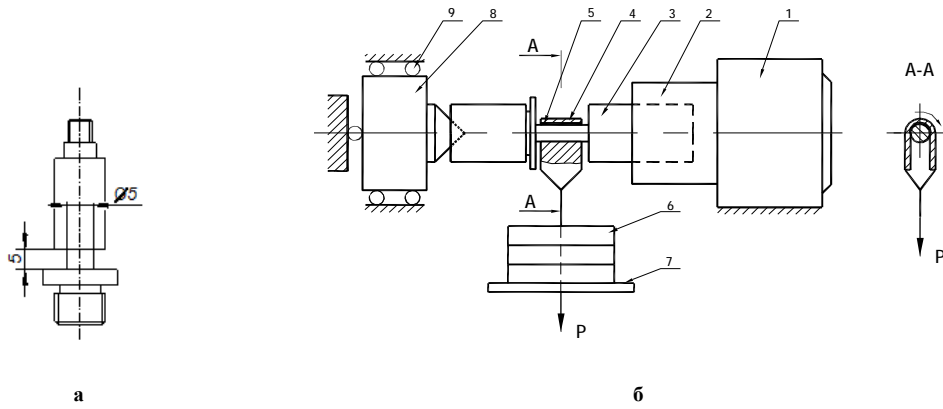


Рис. 1 – Образец (а) и схема машины трения (б):  
 1 – электродвигатель; 2 – зажимное устройство (цанга); 3 – образец;  
 5 – абразивная прокладка; 6 – гири; 7 – основание подвеса; 4 – контргело;  
 8 – подвижная осевая опора (центрирующая); 9 – шарикоподшипниковые опоры

### Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 2, 3 показано влияние внешнего трения на температурные зависимости декремента колебаний стали после трех режимов термообработки и при двух значениях нагрузки.

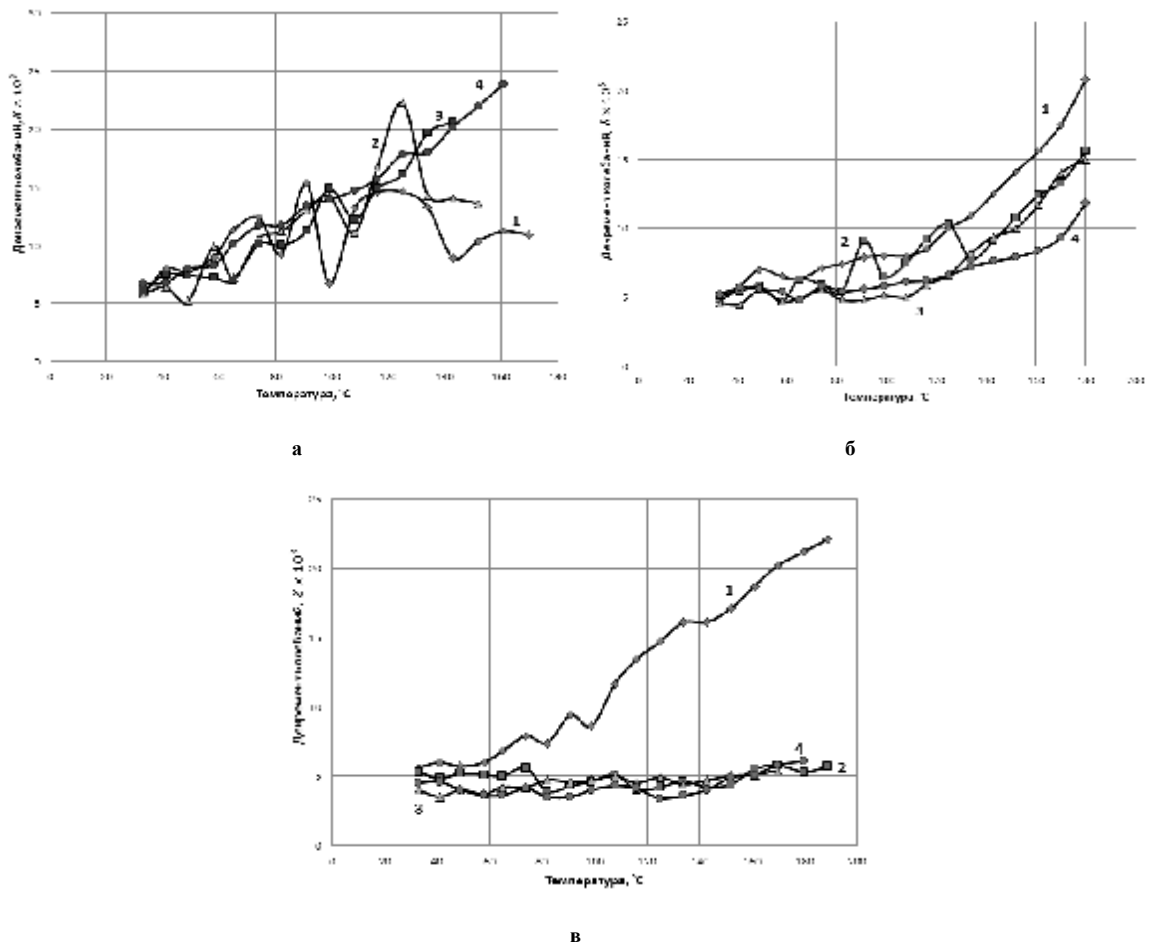


Рис. 2 – Влияние внешнего трения при  $P = 5$  Н на температурные зависимости декремента колебаний:  
 а – закалка;  
 б – отпуск 200 °С;  
 в – отпуск 600 °С;  
 1 – исходное состояние; 2 –  $V_1 = 0,08$  м/с;  
 3 –  $V_2 = 0,21$  м/с; 4 –  $V_3 = 0,34$  м/с

Кроме объемных дислокационно - сдвиговых и диффузионных релаксационных процессов в поликристаллах значительная роль принадлежит пограничной релаксации, обусловленной вязким течением по поверхностям раздела зерен, блоков, избыточных фаз, плоскостей сдвигов. Такое вязкое течение, как и диффузионные явления, является термически активируемым, приводя к изменению ведущих механизмов релаксации напряжений при повышении температуры.

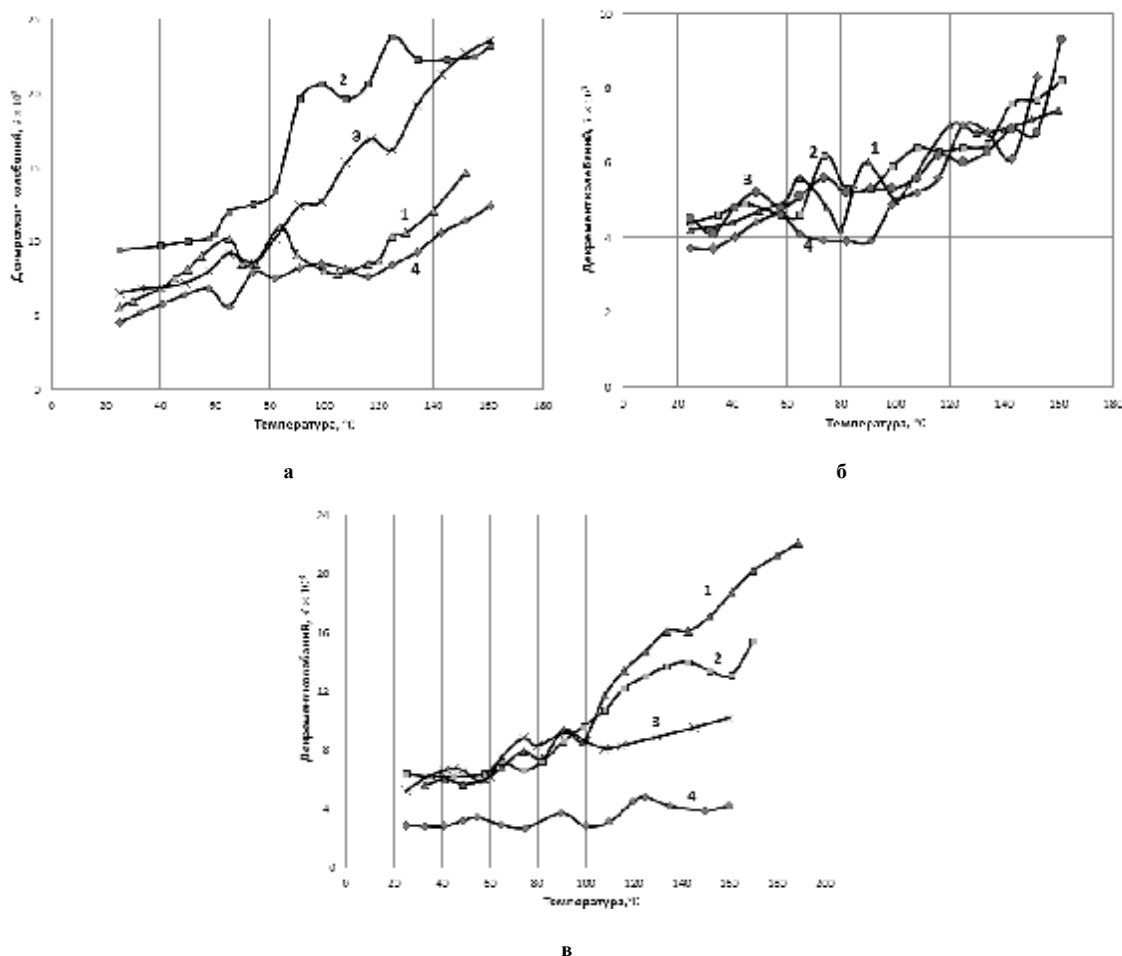


Рис. 3. – Влияние внешнего трения при  $P = 10$  Н на температурные зависимости декремента колебаний:

- а – закалка;
- б – отпуск 200 °С;
- в – отпуск 600 °С;
- 1 – исходное состояние; 2 –  $V_1 = 0,08$  м/с;
- 3 –  $V_2 = 0,21$  м/с; 4 –  $V_3 = 0,34$  м/с

Температурные зависимости внутреннего трения (рис. 2, 3) изучались при циклических напряжениях, формирующих при комнатных температурах фон внутреннего трения – амплитуднонезависимое внутреннее трение (АНЗВТ), соответствующее преимущественно потерям, обусловленным колебаниями коротких дислокационных сегментов, расположенных между ближайшими примесными атомами, локально закрепляющими дислокации. Рассеяние энергии связано с отставанием по фазе деформаций от приложенных напряжений при периодическом выгибании таких дислокационных сегментов.

Температурные зависимости внутреннего трения в первом приближении можно описать свойствами реологической модели Максвелла (последовательное соединение тел Гука и Ньютона) [2]. Деформация и напряжение в этой модели связываются следующим дифференциальным уравнением:

$$\dot{\gamma} + \frac{G}{\eta} \cdot S = G \cdot \dot{\gamma} \quad (1)$$

где  $S$  – напряжение сдвига;

$\gamma$  – относительная деформация сдвига;

$\eta$  – динамическая вязкость;

$G$  – модуль сдвига.

При действии в вязкоупругом теле периодически изменяющегося с частотой  $\omega$  напряжения:

$$S = S_0 \cdot e^{i\omega t} \quad (2)$$

происходит диссипация механической энергии из-за сдвига по фазе напряжения относительно деформации.

После подстановки (1) в (2) и последующего интегрирования получим связь между амплитудными значениями напряжения  $S_0$  и деформации  $\gamma_0$ :

$$S_0 = \frac{i \cdot G \cdot \omega \cdot \eta}{G + i\omega\eta} \cdot \gamma_0 = G^* \cdot \gamma_0 \quad (3)$$

где  $G^*$  – комплексный модуль сдвига, преобразуя который, получим:

$$G^* = \frac{G(\omega\eta)^2}{G^2 + (\omega\eta)^2} + i \frac{G^2\omega\eta}{G^2 + (\omega\eta)^2} = G' + iG'' \quad (4)$$

где  $G'$  – действительная составляющая комплексного модуля, совпадающая по фазе с деформацией (динамический модуль сдвига);

$G''$  – мнимая составляющая, которая сдвинута относительно деформации на  $90^\circ$  (модуль механических потерь).

Выражение для внутреннего трения находим в виде [2]:

$$Q^{-1} = \frac{G''}{G'} = \frac{G}{\omega\eta} \quad (5)$$

Тогда логарифмический декремент колебаний равен:

$$\delta = \pi \cdot Q^{-1} = \frac{\pi G}{\omega\eta}; \quad \delta = \pi \cdot Q^{-1} = \frac{\pi G}{\omega\eta} \quad (6)$$

Согласно [3], с повышением температуры вязкость быстро уменьшается:

$$\eta = A \cdot e^{\frac{u}{kT}}; \quad \eta = A \cdot e^{\frac{u}{kT}} \quad (7)$$

Следовательно, с ростом температуры усредненный декремент колебаний увеличивается в соответствии с выражением:

$$\delta = \frac{\pi \cdot G}{\omega \cdot A} \cdot e^{-\frac{u}{kT}} = C \cdot \frac{G}{\omega} \cdot e^{-\frac{u}{kT}} \quad (8)$$

где  $A$  и  $C$  – константы.

Характер изменения и интенсивность затухания колебаний образцов после триботехнических испытаний с повышением температуры зависят от структурного состояния стали и скорости трения. На температурных зависимостях внутреннего трения в той или иной степени формируются релаксационные максимумы в районе температур 60, 80 и 120 °С. Два максимума отвечают азотному (в районе 60 °С) и углеродному (вблизи 80 °С) пикам ВТ [4]. 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,

но, высота пика внутреннего трения пропорциональны концентрации атомов внедрения в междоузлиях кристаллической решетки твердого раствора, зависящей от температуры отпуска закаленной стали.

В неравновесной системе с повышенной концентрацией вакансий (состояние закалки) атомы внедрения частично растворяются в вакансиях. 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.

Известно, что релаксационные пики Сноэка в деформированной стали не стабильны и могут уменьшаться до нуля после деформационного старения при температурах 100 - 350 °С [4]. Одновременно в районе 250 °С 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 внутреннего трения. Падение ВТ может быть также вызвано большими степенями пластической деформации. Для закаленного и низкоотпущенного состояния стали возможно проявление дополнительного максимума внутреннего трения в районе 80 °С, характерного для деформированного остаточного аустенита [4, 5]. Согласно [5], 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 (С + N) в основном концентрируются в выделениях (карбидах, нитридах), твердый раствор обедняется этими атомами, что приводит к снижению высоты релаксационных максимумов внутреннего трения. Возникновение пика ВТ в районе 120 °С обычно связывается с ферромагнетизмом [2]. В работе [6] показано, что этот пик имеет более сложное происхождение, т.е. определяется не только ферромагнетизмом.

Влияние температуры на релаксационную (диссипативную) способность стали оценивалось по усредненному температурному коэффициенту диссипации:  $\alpha_T = \Delta\delta/\Delta T$  (прирост декремента на один градус), который характеризует степень блокировки и подвижность дислокаций в условиях термомеханической активации. Чем больше  $\alpha_T$ , тем легче происходит отрыв дислокаций от блокирующих атомов примеси и их выделений при циклическом нагружении и тем меньше сопротивление вязкому течению по границам раздела (рис. 4).

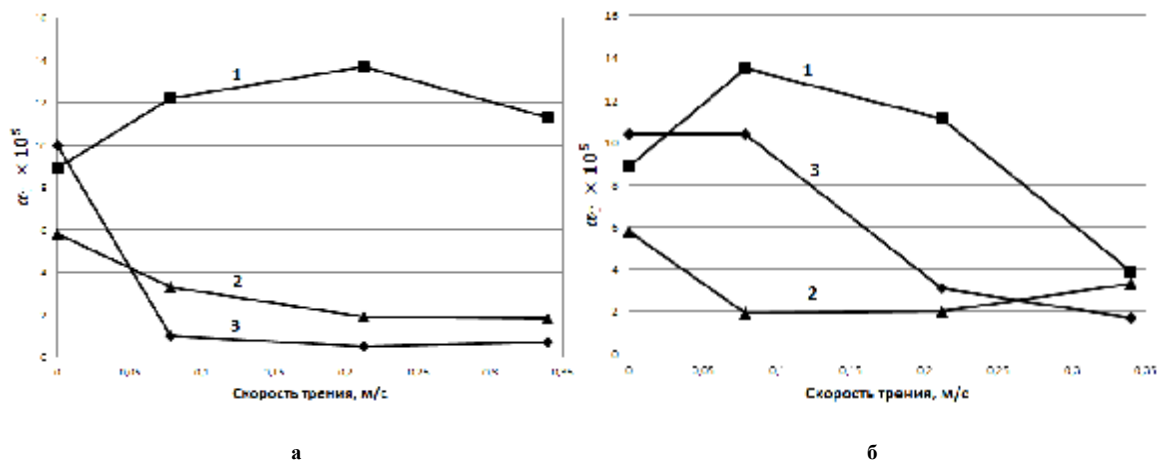


Рис. 4. – Зависимость температурного коэффициента диссипации  $\alpha_T$  от скорости трения и режима термообработки стали  
 а –  $P = 5$  Н;  
 б –  $P = 10$  Н;  
 1 – закалка; 2 – отпуск 200 °С; 3 – отпуск 600 °С

Для стали закаленной характерен первоначальный рост показателя  $\alpha_T$  после трения при невысоких скоростях (рис. 4, кривые 1), что обусловлено процессами субструктурной перестройки в зоне фрикционного контакта с повышением плотности подвижных дислокаций, имеющих возможность дальнего перемещения. Этому же, по-видимому, способствует миграция примесных атомов вдоль дислокаций к узлам закрепления, что приводит к росту размеров дислокационных сегментов  $L_c$ . Вновь образующиеся в этих условиях дислокации при их высокой плотности оказываются слабо закрепленными атомами примесей вследствие их пониженной концентрации на дислокациях и термической неустойчивости.

Такая сталь с ростом температуры проявляет повышенную релаксационную (диссипативную) способность. При увеличении скорости скольжения, вызывающим рост контактной температуры и скорости перемещения дислокаций, в зоне фрикционного контакта активизируются процессы, сопровождающиеся повышением степени закрепления дислокаций примесными атомами (C+N) и субмикроскопическими карбидными выделениями. Повышается энергия и термическая устойчивость связи дислокаций с примесными атомами и их атмосферами.

Для стали после отпуска (особенно, высокотемпературного) характерно преимущественное снижение показателя  $\alpha_T$  при повышении скорости скольжения (рис. 4, кривые 2, 3). Это значит, что диссипативная способность стали значительно уменьшается и при скорости трения  $V = 0,34$  м/с может оказаться ниже исходного значения. Наблюдающееся снижение коэффициента  $\alpha_T$ , сопровождающее, как правило, упрочнение металла, происходит вследствие уменьшения подвижности дислокаций. Этому способствует:

- формирование малоподвижной сетки дислокаций в процессе их взаимодействия (при достижении критической плотности) с сокращением расстояния между узлами LN;
- развитие в той или иной степени динамического деформационного старения (ДДС), в результате которого генерируемые ("свежие") дислокации блокируются мигрирующими к ним примесными атомами внедрения (C + N), их атмосферами и сегрегациями [7].

Диссипативная способность структуры при ДДС снижается вследствие 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. ДДС контролируется диффузионными процессами, которые при трении существенно ускоряются вследствие роста температуры и за счет увеличения плотности дислокаций.

Наиболее высокие значения показателя  $\alpha_T$ , а также существенное его падение с ростом скорости скольжения и контактной нагрузки характерны для закаленной стали (рис. 4, кривые 1). После закалки структурно метастабильный мартенсит имеет высокие остаточные микронапряжения и значительную микропластичность вследствие высокой плотности и слабой закрепленности дислокаций, сформировавшихся в результате фазового наклепа. При трении закаленной стали со скоростью  $V_1 = 0,08$  м/с кроме дополнительного роста плотности дислокаций снижается тетрагональность мартенсита вследствие уменьшения концентрации углерода в твердом растворе в процессе его распада (углерод мигрирует к дислокациям).

Судя по интенсивности снижения показателя  $\alpha_T$  с ростом скорости внешнего трения, закаленная сталь подвержена значительному упрочнению в изучаемых условиях. Закалка, формируя метастабильную структуру с высокой концентрацией примесных атомов (C + N) в твердом растворе, способствует усилению эффекта ДДС при трении. При этом ускоряется распад мартенсита и превращение остаточного аустенита с выделением высокодисперсных карбидных частиц. Тем самым вызывается так называемый отпуск под напряжением (динамическое старение), являющийся результатом структурной релаксации, обусловленной диффузионным перераспределением атомов примеси с образованием новых фаз [8]. Выделяющиеся при этом частицы карбидов имеют высокую дисперсность и повышенную концентрацию вследствие увеличения числа центров зарождения карбидной фазы. В результате дополнительно ограничивается подвижность дислокаций, растет сопротивление стали малым пластическим деформациям и повышается релаксационная стойкость как результат релаксации напряжений, возникших в процессе мартенситного превращения. Отпуск под напряжением (динамический отпуск) способствует росту эффективности упрочнения из-за образования высокодисперсных карбидов, создающих для дислокаций дополнительный барьерный эффект. С другой стороны, 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. По сравнению с обычным отпуском, при динамическом отпуске под нагрузкой происходит более полный распад мартенсита, что обеспечивает дополнительный рост прочности закрепления дислокаций и снижение микропластичности, а температура, формирующая максимум предела упругости, на 50 - 100 °C ниже [8]. Следовательно, релаксация напряжений при трении закаленной стали обуславливается:

- 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 отпуском, вызывающими в конечном счете снижение подвижности дислокаций и затрудняющим вязкое течение по границам раздела (упрочняющий фактор).

Указанные механизмы релаксации при трении закаленной стали преобладают над обычным наклепом, который более характерен для деформации в условиях трения высокоотпущенной стали. Действительно, в случае стали высокоотпущенной ( $T_{omn} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) снижение показателя  $\alpha_T$  и соответственно подвижности дислокаций с увеличением скорости трения (рис. 4, б, кривая 3) обусловлено преимущественно формированием малоподвижной дислокационной структуры, сопровождающимся уменьшением длины дислокационных сегментов  $L_c$  и сокращением расстояния между точками закрепления дислокационной сетки  $L_N$ : с уменьшением  $L_c$  и  $L_N$  при наклепе стали релаксационная (диссипативная) способность структуры уменьшается. При пониженной контактной нагрузке (рис. 4а, кривая 3) независимо от скорости скольжения влияние трения резко снижает показатель  $\alpha_T$ , свидетельствуя о благоприятных условиях для развития ДДС.

Низкоотпущенная сталь ( $T_{omn} = 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) проявляет в изученных условиях внешнего трения наименьшую способность к диссипации механической энергии и наибольшую температурную стабильность релаксационных свойств при изменении скорости скольжения и контактной нагрузки (рис. 4, кривые 2). Уже в процессе низкотемпературного отпуска происходит значительное снижение внутреннего трения вследствие распада мартенсита с выделением высокодисперсных частиц  $\epsilon$ -карбида, когерентно связанных с матрицей [1]. Одновременно происходит распад остаточного аустенита с образованием низкоуглеродистого мартенсита и дисперсных карбидов. Хотя в двойниковых кристаллах мартенсита сохраняется высокая плотность дислокаций, они закреплены атмосферами примесных атомов внедрения и выделившимися карбидами. В результате подвижность дислокаций минимизируется, структура приобретает высокую упругость и релаксационную стойкость. Вследствие высокой упругости такой стали прирост количества дислокаций в процессе трения невелик. Поэтому при ДДС происходит лишь небольшое дополнительное закрепление дислокаций атмосферами атомов внедрения и высокодисперсными частицами карбидов.

### Выводы

1. Внешнее трение стали инициирует упрочняющие и разупрочняющие релаксационные процессы, которые влияют на динамическую напряженность фрикционного контакта и его диссипативные свойства. Интенсивность и механизмы диссипации зависят от структурного состояния стали, нагрузочно-скоростного режима и температуры контактного взаимодействия.
2. В зависимости от термообработки стали и режима трения релаксация в процессе динамического деформационного старения (ДДС) в той или иной степени снижает диссипативную способность материала. Результат зависит от насыщенности твердого раствора примесными атомами, а также от количества выделений и их морфологии (дисперсности, формы). Упрочняющая сталь и одновременно сохраняя достаточную релаксационную способность материала, ДДС способствует росту износостойкости.
3. При трении закаленной стали ДДС сопровождается динамическим отпуском под нагрузкой (динамическим старением), что способствует дополнительной упрочняющей релаксации напряжений, уменьшая опасность наклепа с возникновением хрупких микротрещин и увеличивая энергоемкость металла.
4. Полученные данные представляют интерес в контексте проблемы создания триботехнических материалов, обладающих высокой диссипативной (релаксационной) способностью при сохранении достаточной прочности.

### Литература

1. 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.
2. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. – М.: Металлургия, 1969. – 330 с.
3. Глестон С., Лейдлер К., Эйринг Г. Теория абсолютных скоростей реакций. – М.: Иностранная литература, 1948.
4. Криштал М.А., Пигузов Ю.В., Головин С.А. Внутреннее трение в металлах и сплавах. – М.: Металлургия, 1964. – 245 с.
5. Гордиенко Л.К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. – М.: Наука, 1973. – 223 с.
6. Постников В.С., Разумов В.И. Известия вузов. Черная металлургия, 1957. – №11.
7. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
8. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г., Каплун Ю.А. Динамическое старение сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 320 с.

Надійшла в редакцію 28.08.2014

**Shevelya V.V., Sokolan J.S. Processes of dynamical aging of steel during external friction.**

Influence of external friction of carbon steel on substructural changes, controlling aging processes and relaxation of dynamical tensions, that define dissipative properties (energy intensity) of frictional contact was studied by temperature-dependent internal friction. It is shown, that during friction saturation of solid solution by foreign interstitial atoms, their diffusive activity and also quantity and morphology of exudations influence on formation of relaxational (dissipative) ability of steel. Mobility of dislocations and resistance to viscous flow on interface depends on mentioned higher, that is properties, defining ability of realization of aging dynamical mechanisms, accompanied by tension relaxation directly during friction.

**Keywords:** external friction, internal friction, oscillation decrement, dissipation of energy, tension relaxation, deformational aging, hardening, tempering, dislocations, interstitial atoms, thermal treatment, dissipative ability.

**References**

1. Shevelya V.V., Trytek A.C., Sokolan J.S. Influence of steel thermal treatment on formation of frictional connections and their dissipative properties. *Problems of tribology*. 2012. №3 P. 6-14.
2. Postnikov V.S. *Internal friction in metals*. M.:Metallurgy, 1969. 330p.
3. Gleason S., Laidler K., Aring G. *Theory of absolute speed reactions*. M.: Foreign literature, 1948.
4. Krishtal M.A., Piguzov J.V., Golovin S.A. *Internal friction in metals and alloys*. M.: Metallurgy, 1964. 245 p.
5. Gordienko L.K. *Substructural strengthening of metals and alloys*. M.:Science, 1973. 223 p.
6. Postnikov V.S., Razumov V.I. *Reports of institutes of higher education*. Black metallurgy, 1957, №11.
7. Babich V.K., Gul Y.P., Dolzhenkov I.E. *Deformational aging of steel*. M.: Metallurgy, 1972. 320p.
8. Pastuhova Z.P., Rahshtad A.G., Kaplun J.A. *Dynamical aging of alloys*. M.: Metallurgy, 1985.