

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

\* Жешувская политехника,

г. Жешув, Польша,

\*\* Хмельницкий национальный университет,

г. Хмельницкий, Украина

## ВЛИЯНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ И РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТЕРМООБРАБОТАННОЙ СТАЛИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ

### Введение

В условиях трения сопряженные металлические поверхности подвергаются интенсивному механическому и тепловому воздействию, способному при определенных условиях вызвать структурные изменения, сопровождающиеся эффективным упрочнением зоны фрикционного контакта по механизмам динамической диффузионно-дислокационной перестройки [1]. Подобные механизмы упрочнения реализуются, например, при комбинированной термомеханической обработке, предусматривающей пластическую деформацию стали после закалки с последующим отпуском – деформационным старением («марформинг») [2, 3]. При соответствующей степени деформации и определенном режиме термообработки обеспечивается значительное упрочнение стали при сохранении достаточного запаса вязкости и релаксационной способности. В процессе пластической деформации закаленной стали (структурно-метастабильного мартенсита) увеличение плотности дислокаций способствует ускорению диффузионных процессов, что приводит к развитию благоприятных микроструктурных преобразований. Во-первых, облегчается распад пересыщенного твердого раствора с выделением в процессе деформирования дисперсных карбидных частиц. Во-вторых, облегчается взаимодействие атомов внедрения с дислокациями, что уменьшает подвижность последних и повышает сопротивление пластической деформации. Если последеформационный отпуск закаленной стали может сопровождаться существенным дополнительным упрочнением, то вопрос о необходимости проведения отпуска перед деформацией закаленной стали остается дискуссионным.

В контексте сказанного приобретает актуальность вопрос о влиянии термообработки (закалки и отпуска) стали на триботехнические параметры с учетом того, что непосредственно в условиях трения материал подвергается динамическому термомеханическому воздействию. При этом одновременно развиваются процессы деформации и старения (динамическое деформационное старение, отпуск под напряжением и т.п.). Следует ожидать, что изменяющиеся при этом микромеханические и реологические свойства стали будут влиять на процессы контактного взаимодействия.

### Материалы и методики исследования

Исследовалась доэвтектоидная углеродистая сталь следующего состава: 0,52 % C; 0,27 % Si; 0,72 % Mn; 0,055 % Cr; 0,018 % Mo; 0,068 % Ni; 0,13 % Cu; 0,017 % Al (спектрометр Q4 TASMANN, Германия). Термообработка: закалка в воду от температуры 850 °C с последующим отпуском (1 час) при температурах: 200, 300, 350, 400, 450, 500, 600, 700 °C.

Твердость по Виккерсу ( $HV_5$ ) измерялась на твердомере ZHV10 фирмы ZWICK/ROELL (Германия). Микромеханические и реологические свойства поверхностных слоев оценивались в соответствии с нормой [4] по параметрам кинетических диаграмм непрерывного вдавливания пирамиды Берковича на многофункциональной установке OPX NHT/NST фирмы CSM Instruments (Швейцария). Исследовались двукратные (с повторным нагружением) циклы с регистрацией зависимости глубины внедрения индентора от действующей силы в процессе нагружения ( $F_n^{max} = 450$  мН), выдержки под нагрузкой (30 сек) и последующей разгрузки (рис. 1). Скорость нагружения и разгрузки составляла 900 мН/мин. Определялись следующие параметры микроиндентации:

$W_{pl}$  – работа пластической деформации в цикле;  
 $W_{el}$  – работа упругой деформации в цикле (работа сил упругого последействия, связанного с релаксацией энергии, накапливаемой при вдавлении);  
 $R = [W_{el}/(W_{pl} + W_{el})] \cdot 100\%$  – релаксационная способность при разгрузке (упругий возврат);  
 $S = dF_n/dh = \text{tg}\alpha$  – коэффициент снижения контактной жесткости (снижение силы на этапе разгрузки индентора, приходящееся на единицу изменения глубины деформации);

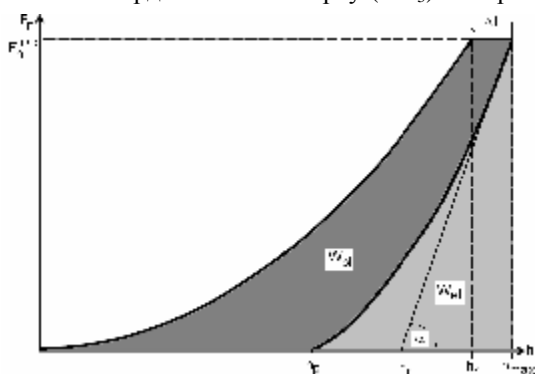


Рис. 1 – Схема кинетической диаграммы вдавливания индентора

$P = [(h_{\max} - h_1)/h_1] \cdot 100\%$  – показатель микроползучести;

$E$  – модуль упругости при вдавливании.

Вязкопрочностные свойства и акустико-эмиссионная активность материалов при сканировании поверхности алмазным индентором Роквелла (скрэч-метод) изучались на трибосклерометре REVETEST RST фирмы CSM Instruments (Швейцария).

Триботехнические испытания при трении скольжения без смазки проводились на машине трения TRIBOMETER (ТНТ) фирмы CSM Instruments (Швейцария) по схеме «вращающийся диск – закрепленный шар». Из исследуемой стали изготавливались дискообразные образцы диаметром 30 мм и толщиной 5 мм. После термообработки рабочие поверхности образцов шлифовались и полировались до показателя шероховатости  $R_a = 0,16$  мкм. Материал контртела (шарика) – сталь ШХ15 ( $HV_5 = 1050$ ).

В процессе записи изменений силы и коэффициента трения автоматически определялись их максимальные и средние значения. Износ образца – диска ( $\Delta m$ ) измерялся весовым методом на электронных весах с точностью до  $10^{-4}$  г. Износ шарика оценивался по диаметру пятна износа ( $d$ ). Общий линейный износ пары трения характеризовала величина сближения трибоэлементов ( $P_d$ ). Указанные показатели соответствовали определенной нормальной нагрузке ( $F_n$ ), скорости скольжения ( $v$ ) и пути трения ( $L$ ).

### Результаты исследований и их обсуждение

На первом этапе образцы из термообработанной стали исследовались методом непрерывного вдавливания индентора (микроиндентация). На рис. 2 приведены двуцикловые кинетические диаграммы нагружения исследуемой стали в состояниях закалки и отпуска при различных температурах.

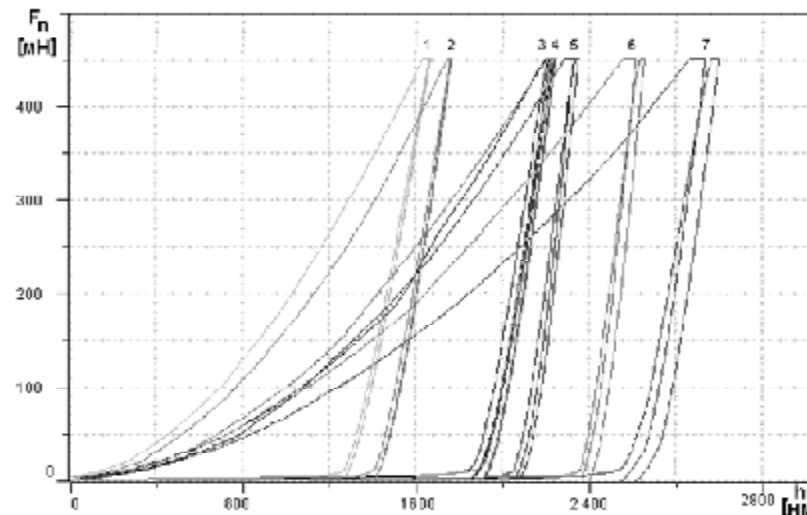


Рис. 2 – Диаграммы непрерывного вдавливания индентора Берковича (сталь 50):

1 – закалка;

2 - 6 – отпуск, соответственно при: 200, 350, 400, 450, 600 °С;

7 – исходное состояние

Кинетика внедрения и разгрузки индентора отражает особенности микродеформации, упругие свойства и характеризует способность к обратимости деформации при повторном нагружении [5]. На основании этих диаграмм получены значения ряда микромеханических показателей, характеризующих сопротивление пластической деформации и упруговязкие свойства стали после термообработки (рис. 3 - 6). Видно, что с повышением температуры отпуска монотонно уменьшаются твердость ( $HV_5$ ), работа упругой деформации в цикле ( $W_{el}$ ) и величина упругого возврата ( $R$ ). Одновременно повышаются работа пластической деформации в цикле ( $W_{pl}$ ) и показатель снижения жесткости контакта ( $S$ ). Характерно, что работа упругой деформации ( $W_{el}$ ) в обоих циклах сохраняется практически одинаковой (рис. 4). Поэтому из-за большей доли пластической составляющей в первом цикле по сравнению со вторым (рис. 3) второй цикл нагружения характеризуется более значительным упругим последствием  $R_2$  (рис. 5). Обращает на себя внимание резкое изменение величин  $W_{el}$ ,  $S$  и  $R$  в районе температуры отпуска 400 - 450 °С (рис. 4, 5).

В отличие от вышерассмотренных показателей модуль упругости ( $E$ ) и параметр микроползучести ( $P$ ) с ростом температуры отпуска изменяются немонотонно (рис. 6): в диапазоне температур отпуска 200 - 300 °С модуль упругости ( $E$ ) приобретает максимальное значение, а показатель микроползучести ( $P$ ), наоборот, имеет минимальную величину.

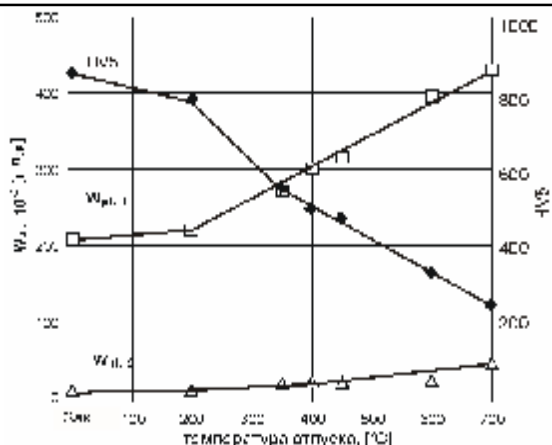


Рис. 3 – Влияние закалки и температуры отпуска стали на твердость (HV<sub>0.05</sub>) и работу пластической деформации в первом (W<sub>pl1</sub>) и во втором (W<sub>pl2</sub>) циклах вдавливания индентора

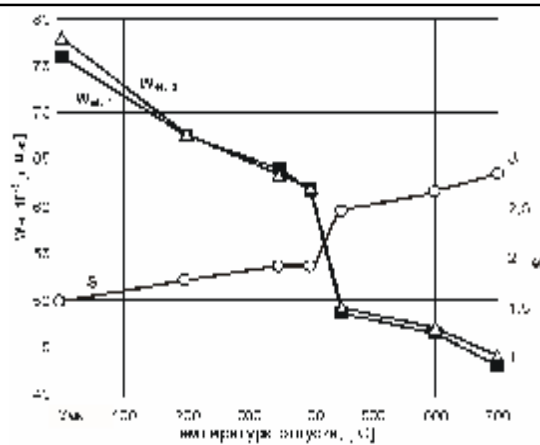


Рис. 4 – Влияние закалки и температуры отпуска стали на показатель снижения жесткости контакта (S) и работу упругой деформации в первом (W<sub>ед1</sub>) и во втором (W<sub>ед2</sub>) циклах вдавливания индентора

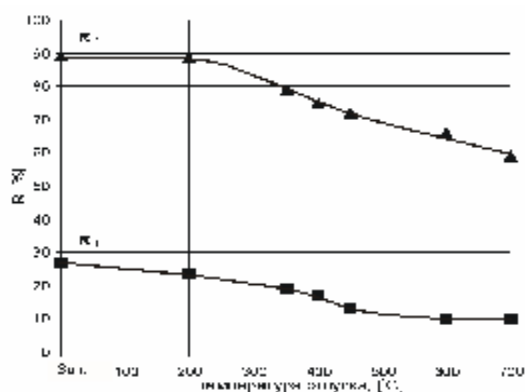


Рис. 5 – Влияние закалки и температуры отпуска стали на упругий возврат (релаксационную способность) в первом (R<sub>1</sub>) и во втором (R<sub>2</sub>) циклах

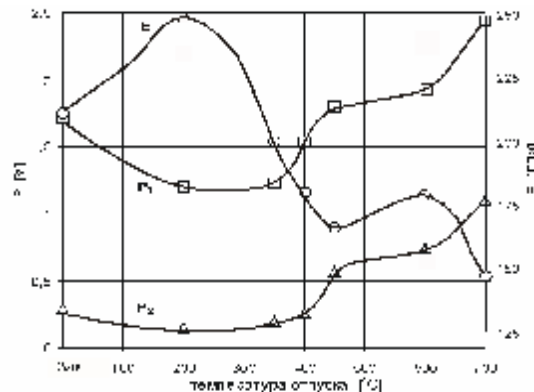


Рис. 6 – Влияние термообработки стали на модуль упругости при вдавливании (E) и микроползучесть в первом (P<sub>1</sub>) и во втором (P<sub>2</sub>) циклах

Характер изменения изучаемых величин в зависимости от температуры отпуска при термообработке стали связан с соответствующими структурными превращениями и определяется наложением ряда факторов [6]. Например, снижение твердости вызывается уменьшением тетрагональности решетки мартенсита и степени его фазового наклепа, укрупнением карбидных частиц. Наоборот, выделение высокодисперсных кристаллов карбидов и распад остаточного аустенита вызывают повышение твердости.

При отпуске закаленной стали при температурах до 200 °C протекает первое фазовое превращение, когда из мартенсита выделяется мелкодисперсный метастабильный  $\epsilon$ -карбид. Происходящее при этом обеднение твердого раствора углеродом уменьшает тетрагональность мартенсита. Процесс протекает неравномерно по объему, что приводит к концентрационной неоднородности твердого раствора.

В диапазоне температур отпуска 200 - 300 °C на фоне продолжающегося распада мартенсита распадается остаточный аустенит и начинается карбидное превращение:  $\epsilon$ -карбид  $\rightarrow$  цементит (второе превращение при отпуске). Концентрационная неоднородность твердого раствора исчезает. Образуется смесь низкоуглеродистого мартенсита и высокодисперсных карбидов (отпущенный мартенсит).

Во время отпуска при 300 - 400 °C протекает так называемое третье превращение, когда из мартенсита выделяется почти весь пересыщающий углерод в виде стабильного карбида-цементита, тетрагональность структуры устраняется. Мартенсит переходит в пластинчатый феррит и образуется феррито-цементитная высокодисперсная смесь (троостит отпуска).

После отпуска при более высоких температурах (> 400 °C) структурные изменения в стали не связаны с фазовыми превращениями. Происходит коагуляция и последующая сфероидизация цементита, пластинчатый феррит превращается в зернистый, снимается фазовый наклеп. Отпуск при 500 - 600 °C формирует структуру сорбита отпуска, а при температуре 700 °C образуется грубая феррито-цементитная смесь – зернистый перлит.

На рис. 7, 8 приведены результаты скрэч-анализа влияния термообработки на склерометрические показатели сканирования изучаемых поверхностей алмазным индентором.

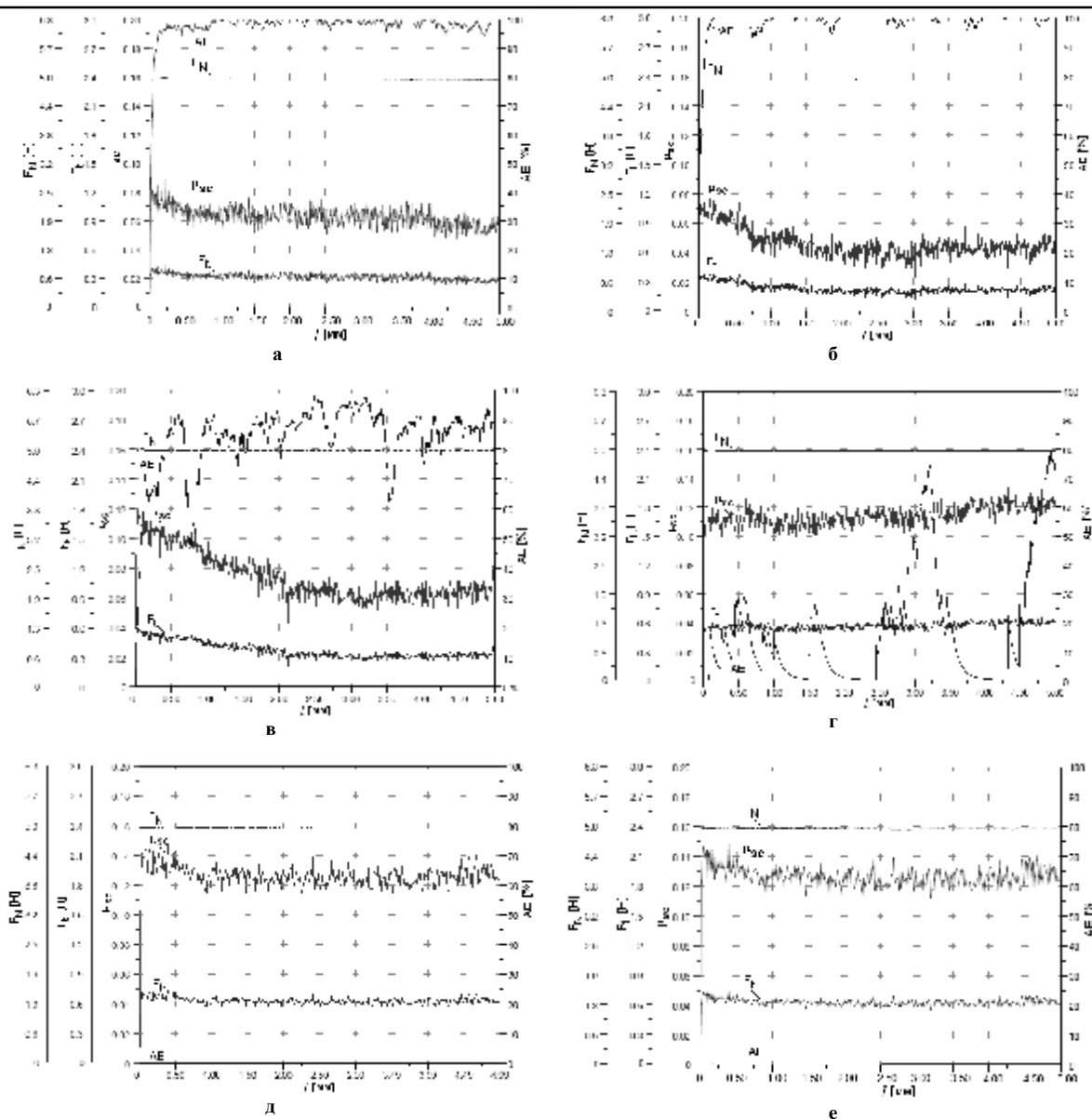


Рис. 7 – Сопоставление склерометрических показателей термообработанной стали ( $F_n=5H$ ,  $v_s=10\text{мм/мин}$ ):  
 а – закалка; б – е – отпуск соответственно при температурах: 200, 350, 400, 450, 600 °С;  
 ( $F_n$  – нормальная сила;  $\mu_{sc}$  – коэффициент трения;  $F_t$  – сила трения; АЕ – акустическая эмиссия)

Структуры закалки и мартенсита отпуска ( $T_{omn} = 200 - 300$  °С) при относительно малой глубине внедрения индентора и низком коэффициенте трения ( $\mu_{sc}$ ) проявляют максимальную акустико-эмиссионную активность (АЕ). В то же время структуры высокого отпуска ( $T_{omn} \geq 450$  °С) при выбранных параметрах сканирования показали отсутствие акустической эмиссии. Известно [7], что интенсивность акустической эмиссии при механическом нагружении отражает динамику локальной перестройки структуры металла с релаксацией микронапряжений. Мартенситная структура склонна к такой перестройке при деформации вследствие двойникования, изменения энергетического состояния дислокаций, разблокировки закрепленных и возникновения новых легкоподвижных дислокаций, что и проявляется в повышенной релаксационной способности. В высокоотпущенной стали ( $T_{omn} \geq 450$  °С) из-за более глубокого пропахивания поверхности образца индентором и большей пластической деформации движение дислокаций блокируется большим числом барьеров и подавляется работа источников свободных дислокаций. Вследствие этого акустическая эмиссия стремится к нулю, т.к. ее интенсивность при микроперестройке зависит прежде всего от подвижности и длины свободного пробега дислокаций [8]. Низкий коэффициент трения ( $\mu_{sc}$ ), отвечающий закалке и температурам отпуска 200 – 300 °С (рис. 8), соответствует повышенной упругости стали (рис. 6).

Рис. 9 - 11 иллюстрируют влияние закалки и температуры отпуска стали (диска) на трибологические показатели изучаемой пары трения.

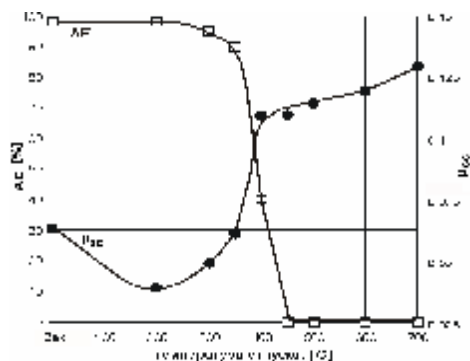


Рис. 8 – Влияние температуры отпуска стали на склерометрические показатели ( $F_n = 5 \text{ Н}$ ,  $v_s = 10 \text{ мм/мин}$ ):  $\mu_{sc}$  – коэффициент трения; АЭ – акустическая эмиссия

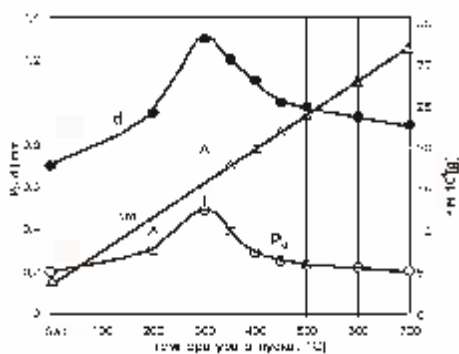
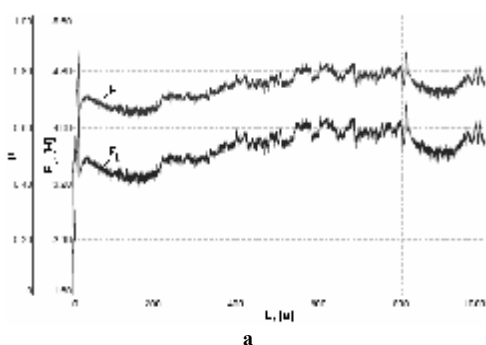
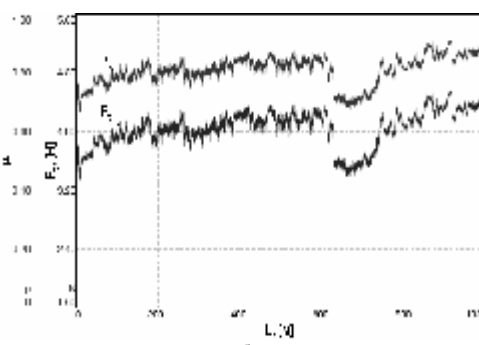


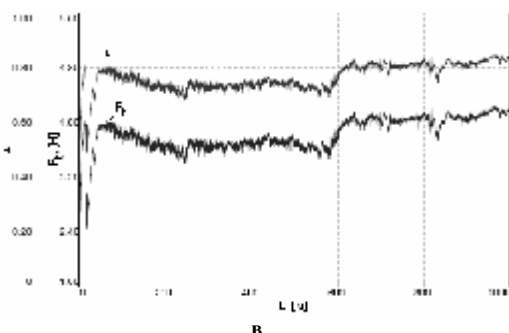
Рис. 9 – Влияние температуры отпуска на весовой износ диска ( $\Delta m$ ), диаметр пятна износа контртела ( $d$ ) и линейное сближение пары трения ( $P_d$ ) ( $F_n = 5 \text{ Н}$ ,  $v = 0,2 \text{ м/сек}$ ,  $L = 10^3 \text{ м}$ )



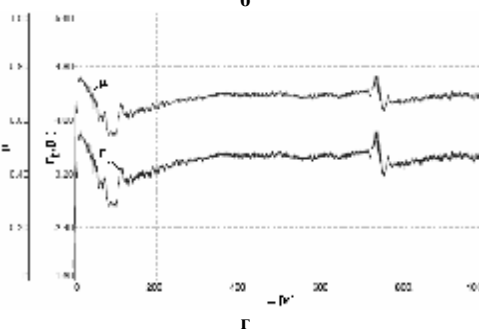
а



б



в



г

Рис. 10 – Зависимость силы ( $F$ ) и коэффициента трения ( $\mu$ ) от пути трения ( $F_n = 5 \text{ Н}$ ;  $v = 0,2 \text{ м/сек}$ ): а – закалка; б – отпуск  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ ; в – отпуск  $400 \text{ }^\circ\text{C}$ ; г – отпуск  $600 \text{ }^\circ\text{C}$

Износостойкость термообработанной стали (диска) повышается с ростом твердости (рис. 3, 9). При этом закалка, увеличивающая твердость стали в 3 раза, повышает ее износостойкость в 8 раз. Это связано как со спецификой исходных структур закалки (мартенсит закалки, мартенсит отпуска), так и с особенностями их поведения при динамическом нагружении в условиях трения, приводящим к дополнительному упрочнению материала с улучшением реологических (релаксационных) показателей. Такие изменения влияют на изнашивающую способность стали, что и проявляется на характере изменения диаметра пятна контакта шарика ( $d$ ) и общего линейного сближения элементов пары трения ( $P_d$ ) (рис. 9).

Из сопоставления рис. 9 и рис. 6 виден идентичный характер изменения упругих свойств термообработанного диска ( $E$ ,  $P$ ) и его изнашивающей способности. Наблюдается аналогичное изменение и коэффициента трения с максимумом в районе температур отпуска  $200 - 300 \text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 10, 11).

Согласно [2], уменьшение твердости стали (с ростом температуры отпуска) должно приводить к одновременному увеличению как деформационной составляющей силы трения (вследствие увеличения глубины внедрения неровностей), так и адгезионной составляющей (из-за увеличения площади фактического контакта). Однако, согласно рис. 11, рост коэффициента трения наблюдается только до температур отпуска  $200 - 300 \text{ }^\circ\text{C}$ , после чего он монотонно снижается. Это связано с тем, что для исследованных полированных поверхностей трения деформационная составляющая пренебрежимо мала.

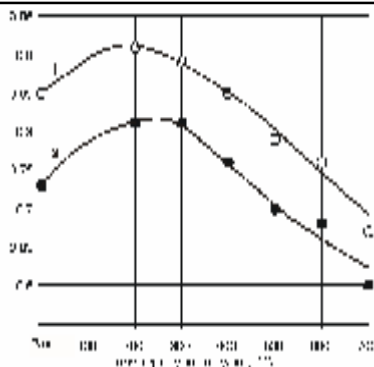


Рис. 11 – Зависимость максимального (1) и среднего (2) коэффициента трения от температуры отпуска:

$F_n = 5 \text{ Н}; v = 0,2 \text{ м/сек}; L = 1000 \text{ м}$

Ведущую роль играют адгезионные явления, и адгезионная (молекулярная) составляющая коэффициента трения изменяется в соответствии с изменением упругости контакта. Именно рост упругих свойств стали (рис. 6, 8), отпущенной при температурах 200 - 300 °С, объясняет характер изменения изнашивающей способности, площади контакта и коэффициента трения с максимумами, отвечающими указанному температурному диапазону (рис. 9, 11). При этом следует учитывать, что рабочие поверхности образцов после закалки и низкотемпературного отпуска (200 - 300 °С), по-видимому, приобретают дополнительную упругость вследствие динамического деформационного старения, как на этапе подготовки рабочих поверхностей (шлифование+полирование), так и непосредственно в процессе последующих испытаний на трение.

Из рис. 9, 11 следует, что низкотемпературный отпуск стали (до 250 °С) и отпуск при более высоких температурах по разному влияют на трибологические показатели изучаемого сопряжения. Это связано не только с различием исходной структуры стали, приобретаемой в результате термообработки, но и с различием механизмов субструктурной перестройки при механотермическом воздействии, которому подвержены контактирующие поверхности при трении. В таких условиях сталь может претерпевать динамическое деформационное старение (ДДС), которое, как правило, упрочняет материал более эффективно, чем холодная деформация или обычное деформационное старение [9]. Это обусловлено высокой эффективностью образования атмосфер и сегрегаций из атомов внедрения ( $C + N$ ) на размножающихся дислокациях за счет роста диффузионной подвижности дефектов кристаллической решетки. Оптимальным условием упрочнения является соизмеримость скорости движения дислокаций и скорости диффузии атомов внедрения при динамическом нагружении. Эффективность ДДС зависит от микроструктуры стали, скорости трения и температуры [1, 9]. Так, после средне- и высокотемпературного отпуска углеродистой стали формируется двухфазная структура (феррит + карбиды), и в результате ДДС упрочняется феррит.

Сталь в состоянии закалки (мартенсит) вследствие фазового наклепа характеризуется структурной метастабильностью, концентрационной неоднородностью и повышенными локальными напряжениями. В условиях механо-термического воздействия при трении в мартенсите, кроме ДДС, развиваются процессы отпуска под напряжением, или динамического старения (ДС), способствующие росту эффективности упрочнения [3, 9]. При динамическом старении мартенсита ускоряется его распад с образованием высокодисперсных карбидных частиц (подобно первому превращению при отпуске стали). Образование в пересыщенном твердом растворе зародышей карбидной фазы облегчается благодаря формирующимся на дислокациях атмосферам и сегрегациям атомов внедрения ( $C + N$ ), которые приобретают высокую диффузионную подвижность вследствие роста плотности дислокаций. С одной стороны, блокировка дислокаций атмосферами атомов примесей и карбидными выделениями вызывает упрочнение, а с другой – развитие «восходящей» диффузии атомов углерода и азота к дислокациям (диффузионная релаксация), а также процесс образования зародышей новой фазы вызывает релаксацию пиковых напряжений со снижением тетрагональности решетки непосредственно в процессе трения. Для деформационного упрочнения при трении закаленной или низкоотпущенной стали определяющее значение имеют именно процессы ДДС и ДС, а такие факторы, как двойникование, измельчение кристаллов мартенсита, увеличение угла разориентировки фрагментов и т.п., не имеют решающего значения.

Таким образом, влияние дисперсных карбидов на свойства стали имеет двойственный характер [2]. С одной стороны, выделение карбидов на дислокационной сетке из-за барьерного действия вызывает дополнительное упрочнение. С другой стороны, гетерогенизация системы с диспергированными карбидными частицами благоприятно влияет на микропластическую релаксацию напряжений внутри зерен, т.к. карбиды могут генерировать свежие дислокации. Кроме того, при выделении карбидной фазы из пересыщенного твердого раствора уменьшается концентрация углерода, что приводит к снижению степени бло-

кировки дислокаций и повышению микропластичности матрицы, облегчая релаксацию пиковых напряжений при динамическом нагружении в условиях трения.

Рассмотренные выше факторы, формирующие благоприятный комплекс вязкоупругих (релаксационных) и прочностных свойств деформированного мартенсита, обеспечивают высокую износостойкость и низкую изнашивающую способность стали в состоянии закалки. С точки зрения изнашивающей способности при трении без смазки (износ контртела) отпуск закаленной стали при температурах 250-300°C неблагоприятен потому, что выделившиеся при этих температурах частицы  $\epsilon$ -карбида и цементита способствуют интенсификации дальнейшего процесса динамического старения при трении, приводящего к дополнительной эффективной блокировке высокодисперсными карбидами активных систем скольжения, росту упругости и релаксационной стойкости.

### Выводы

1. Высокая износостойкость и низкая изнашивающая способность стали после закалки, а также после закалки и низкого отпуска (менее 200 °C) обусловлены благоприятным сочетанием твердости, микропластичности и релаксационной способности.

2. При трении структур, содержащих мартенсит, происходит дополнительное упрочнение, не связанное с простым наклепом, а вызываемое динамическим деформационным старением и динамическим отпуском под напряжением, которым сопутствуют релаксационные процессы.

3. Упрочнение стали после закалки и отпуска при температурах вблизи 300 °C сопровождается снижением микропластичности, ростом упругости и релаксационной стойкости. Это инициирует развитие в контакте адгезионных процессов и схватывания, что приводит к росту коэффициента трения и изнашивающей способности стали.

4. Интенсивность изнашивания стали, термообработанной на различную твердость, в целом коррелирует с изменением коэффициента трения. Согласованный рост износа сопряжения и коэффициента трения имеет место только до температур отпуска менее 300 °C. Для более высоких температур отпуска росту износа стали сопутствует снижение коэффициента трения.

5. Изменение коэффициента трения в исследованном сопряжении коррелирует с изнашивающей способностью стали, которая, в свою очередь, тесно связана с изменением характеристик упругости и релаксационной стойкости, принимающих максимальные значения при температурах отпуска 200 - 300 °C.

### Литература

1. Шевеля В.В. Структурно-реологические механизмы снижения динамической напряженности и деформационного упрочнения фрикционного контакта // В.В. Шевеля, А. Трытек, В.П. Олександренко и др. // Проблемы трибології. – 2010. – № 1. – С. 6-16.
2. Васильева А.Г. Деформационное упрочнение конструкционных закаленных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 231 с.
3. Пастухова Ж.П., Рахштадт А.Г., Каплун Ю.А. Динамическое старение сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 222 с.
4. PN-EN ISO 14577-1:2005. Instrumentalna próba wciskania wgłębnika do określania twardości i innych własności materiałów. Część 1: Metoda badania.
5. Бульчев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. – М.: Машиностроение, 1990. – 224 с.
6. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1973. – 238 с.
7. Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. – М.: Изд. стандартов, 1976. – 272 с.
8. Новиков Н.В., Вайнберг В.Е. О физической природе акустической эмиссии при деформировании металлических материалов // Проблемы прочности. – 1977. – № 12. – С. 65-69.
9. Бабич В.Г., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.

*В исследованиях 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, а также согласно проекту „Строительство, развитие и модернизация научно-исследовательской базы Жешувской политехники” в рамках региональной оперативной программы Подкарпатского воеводства на 2007-2013 г.г.*

*W badaniach wykorzystano aparaturę zakupioną w projekcie nr POPW.01.03.00-18-012/09 z Funduszy Strukturalnych w ramach Programu Operacyjnego Rozwój Polski Wschodniej współfinansowanego przez Unię Europejską ze środków Europejskiego Funduszu Rozwoju Regionalnego oraz w ramach projektu „Budowa, rozbudowa i modernizacja bazy naukowo-badawczej Politechniki Rzeszowskiej” w ramach Regionalnego Programu Operacyjnego Województwa Podkarpackiego na lata 2007 – 2013.*

Надійшла 13.04.2012