

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

* Жешувская политехника,
 г. Жешув, Польша,

** Хмельницкий национальный университет,
 г. Хмельницкий, Украина

E-mail: shevelya@piz.edu.pl

СКРЭТЧ - АНАЛИЗ ФОРМИРОВАНИЯ ПОДПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ТРЕНИИ ТЕРМООБРАБОТАННОЙ СТАЛИ

УДК 621.891

Исследовались изменения склерометрических показателей при скрэтч-тестировании трибоактивированных подповерхностных слоев термообработанной стали (закалка+отпуск) в связи с влиянием скорости вертикального нагружения индентора Роквелла при его непрерывном вдавливании с одновременным тангенциальным перемещением образца. Склерометрическими показателями служили: сила и коэффициент трения, скорость и глубина внедрения индентора, уровень акустической эмиссии, характерные значения нагружающей силы. Установлены отличительные особенности зон упрочнения, сформированных трением, в зависимости от температуры отпуска стали, а также показана трансформация свойств этих зон, обусловленная изменением режима склерометрирования. Полученные данные позволяют внести уточнения в деламинационную теорию изнашивания металлов.

Ключевые слова: скрэтч - анализ, внешнее трение, акустическая эмиссия, закалка, отпуск, дислокации, атомы внедрения, термообработка.

Введение

Трибологические свойства стали и ее сопротивляемость износу в значительной степени формируются непосредственно в процессе внешнего трения в результате динамической субструктурной перестройки приповерхностной зоны фрикционного контакта. Такая перестройка, как правило, имеет релаксационную природу и может сопровождаться как упрочнением, так и разупрочнением зоны трения, подвергающейся динамическому силовому воздействию. Формирующаяся при внешнем трении субструктура стали, как и нагрузочно-скоростной режим контактного взаимодействия, обуславливают уровень и соответствующие механизмы внутреннего трения, которые, в свою очередь, определяют температурный режим, диссипативные свойства и динамическую напряженность фрикционного контакта [1]. В [2] отмечается, что «внешнего трения, как самостоятельного явления, не существует, а происходит процесс внутреннего трения в тонком покрове твердого тела и в лежащем под ним поверхностном слое, т.е. наблюдается двухслойное внутреннее трение, каждое со своим коэффициентом трения, проявляющееся в слое толщиной десятка ангстрем и в слое толщиной на 2 - 3 порядка больше».

Принято считать, что при трении металлов в приповерхностном слое образуется исключительно высокая плотность дислокаций, формирующих ультрадисперсную ячеистую структуру с признаками аморфизации [3, 4]. Скопления дислокаций и их взаимодействие приводит к образованию большого количества точечных дефектов (вакансий, дислоцированных атомов), в результате чего активизируются диффузионные процессы (особенно при повышенных температурах). Возможной причиной «аморфизации» является рост потенциальной энергии при трении, способствующий росту электрохимического и адсорбционного потенциалов приповерхностного слоя. В результате активизируется диффузия кислорода с внутренним окислением, что обеспечивает сосуществование аморфизированного слоя с нижележащей кристаллической фазой [3]. Предполагается также, что в структуре со свойствами, подобными свойствам слоя Бейльби, вследствие усталостных явлений происходит отделение частиц износа с плоскими поверхностями [4, 5].

Тем не менее, в настоящее время нет однозначного ответа на вопрос, где начинается разрушение металлов при трении - на поверхности контакта или в подповерхностном слое. Согласно [6], кинетика фрикционной усталости зависит от глубины залегания максимальных касательных напряжений, которая изменяется обратно пропорционально коэффициенту трения. По некоторым оценкам, при больших коэффициентах трения ($\mu > 0,3$) зона максимальных касательных напряжений выходит на поверхность, инициируя преимущественно разрушение поверхности фрикционного контакта. Этот вывод противоречит деламинационной теории изнашивания отслаиванием.

Согласно деламинационной теории [7], образование частиц износа является результатом развития подповерхностных трещин. Распределение напряжений в зоне фрикционного контакта приводит к тому, что при трении скольжения дислокации скапливаются преимущественно на некотором расстоянии от поверхности, формируя зону повышенной плотности линейных дефектов. В этой зоне происходит пластическая деформация, ограниченная сверху и снизу областями упругодеформированного материала. Указанная зона скопления дислокаций является областью наиболее вероятного зарождения и роста мик-

ропустот, которые коалесцируют, приводя к образованию подповерхностных микротрещин, распространяющихся параллельно поверхности трения. После многократного нагружения материала трещины достигают критического размера, приводя к отслаиванию частиц износа в виде тонких лепестков, толщина которых (порядка 10 мкм) в несколько раз меньше длины. Согласно этой теории, глубина формирования и ширина зоны скопления дислокаций с образованием пустот увеличиваются с ростом коэффициента трения, что должно приводить к увеличению толщины отслаиваемых частиц. Другими словами, толщина частиц износа определяется толщиной зоны с пониженной концентрацией подвижных дислокаций.

Неоднозначность и противоречивость упомянутых выше выводов требуют дальнейших исследований механизма изнашивания металлов при трении скольжения.

Материал и методика исследований

Исследовалась углеродистая сталь 45. Термообработка: закалка в воду от температуры 850 °С с последующим отпуском (1 час) при температурах 100, 200, 400, 600 °С.

Фрикционные испытания проводились на машине трения по схеме «палец - диск»: неподвижный образец (палец) с контролируемым усилием ($P = 0,3$ МПа) прижимался к плоскости вращающегося металлического диска, на поверхности которого закреплялись абразивные листы, периодически заменявшиеся в процессе трибоактивации образца бумагой с более тонким закрепленным абразивом. Конечным этапом шлифования поверхности образцов служило полирование.

Трибопрочностные (склерометрические) и акустико-эмиссионные свойства подповерхностных слоев исследовались на скрэтч-тестере RST (Revetest Scratch Tester) фирмы CSM Instruments (Швейцария), принцип действия которого показан на рис. 1.

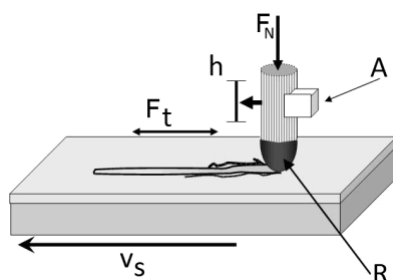


Рис. 1 – Принцип проведения скрэтч-тестирования:
 F_t – датчик силы трения; h – сенсор глубины внедрения;
 F_N – прилагаемая нагрузка (увеличивающаяся); A – акустический датчик;
 V_s – скорость перемещения образца; R – царапающий конический индентор (Роквелла)

При скрэтч - тестировании регистрировались нормальная нагрузка, склерометрические сила и коэффициент трения, глубина и скорость внедрения алмазного индентора Роквелла, а также акустическая эмиссия, уровень которой оценивался относительно эталонного образца с покрытием нитрида титана. Склерометрирование (скрэтч-анализ) исследуемых поверхностей осуществлялось при непрерывном вдавлении индентора с одновременным тангенциальным перемещением образца относительно индентора.

При одинаковой выбранной базе измерений ($S = 4$ мм) и постоянной скорости горизонтального сканирования ($V_s = 4$ мм/мин) задание программе максимального значения линейно возрастающей нормальной нагрузки ($F_n^{\max} = 100, 150, 200$ Н) реализовало режимы одновременного роста скорости ее воздействия на индентор ($V_F = 100, 150, 200$ Н/мин).

Результаты исследования и их обсуждение

На рис. 2 приведены результаты скрэтч-тестирования закаленной стали в исходном состоянии (рис. 2, а, б) и после трения (рис. 2, в - е) в зависимости от скорости вертикального нагружения индентора ($V_F = 100, 200$ Н/мин) и уровня усиления сигнала акустической эмиссии S . Тангенциальная скорость сканирования поверхностей $V_s = 4$ мм/мин.

В исходном состоянии закалки (после электрополировки) сталь при скрэтч-тестировании проявляет незначительную акустико-эмиссионную активность (рис. 2, а, б). Однако после трения в приповерхностном слое регистрируются мощные акустические импульсы на глубинах до 10 - 20 мкм в зависимости от скорости нагружения индентора (рис. 2, в - г).

Рис. 3 иллюстрирует изменение параметров скрэтч-тестирования стали после трения в зависимости от температуры отпуска и скорости нагружения индентора V_F ($S = 5$).

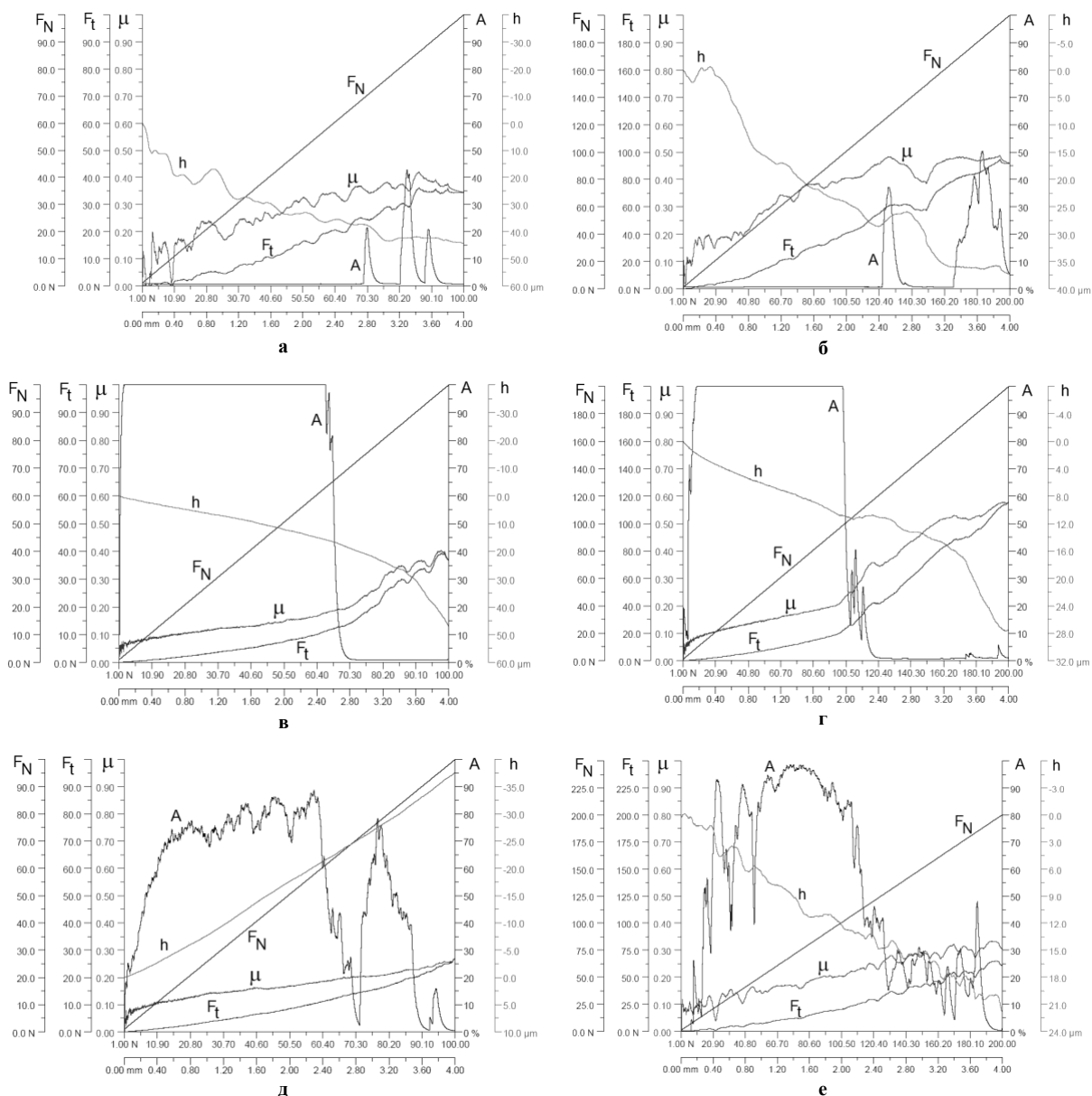


Рис. 2 – Скрэтч-тестирование закаленной стали:
а, б – исходное состояние (а – $V_F = 100$ Н/мин, б – $V_F = 200$ Н/мин);

в, г, д, е – после трения:
в – $V_F = 100$ Н/мин ($S = 5$); г – $V_F = 200$ Н/мин ($S = 5$); д – $V_F = 100$ Н/мин ($S = 1$); е – $V_F = 200$ Н/мин ($S = 1$);
(F_N – нормальная нагрузка, Н; h – глубина внедрения индентора, мкм; μ – коэффициент трения;
 F_t – сила трения, Н; A – акустическая эмиссия, %)

Низкотемпературный отпуск ($T_{отп} = 100, 200$ °С) резко снижает интенсивность акустической эмиссии, инициируемой трением, причем приповерхностная локализация акустико-эмиссионной активности сохраняется (рис. 3, а - г). В то же время, отпуск при более высоких температурах кроме общего снижения интенсивности трибоактивируемой акустической эмиссии приводит к смещению областей ее проявления в более глубокие слои (рис. 3, д - з). Из рис. 2, 3 следует, что подповерхностная локализация зон повышенной акустической эмиссии зависит не только от структуры отпуска стали, но и от скорости нагружения индентора в процессе сканирования поверхности: с ее ростом силовой диапазон проявления акустико-эмиссионной активности расширяется и смещается в область повышенных значений (рис. 4). Одновременно изменяется глубина, на которой регистрируется акустическая эмиссия.

По данным рис. 2, 3 и на рис. 5 систематизированы закономерности формирования зон упрочнения (h_1 и h_2) в подповерхностных слоях в результате трения, а также сопоставлены результаты оценки глубины залегания и ширины областей акустической активности (штриховка) с учетом влияния температуры отпуска стали и скорости вертикального нагружения индентора при скрэтч-тестировании.

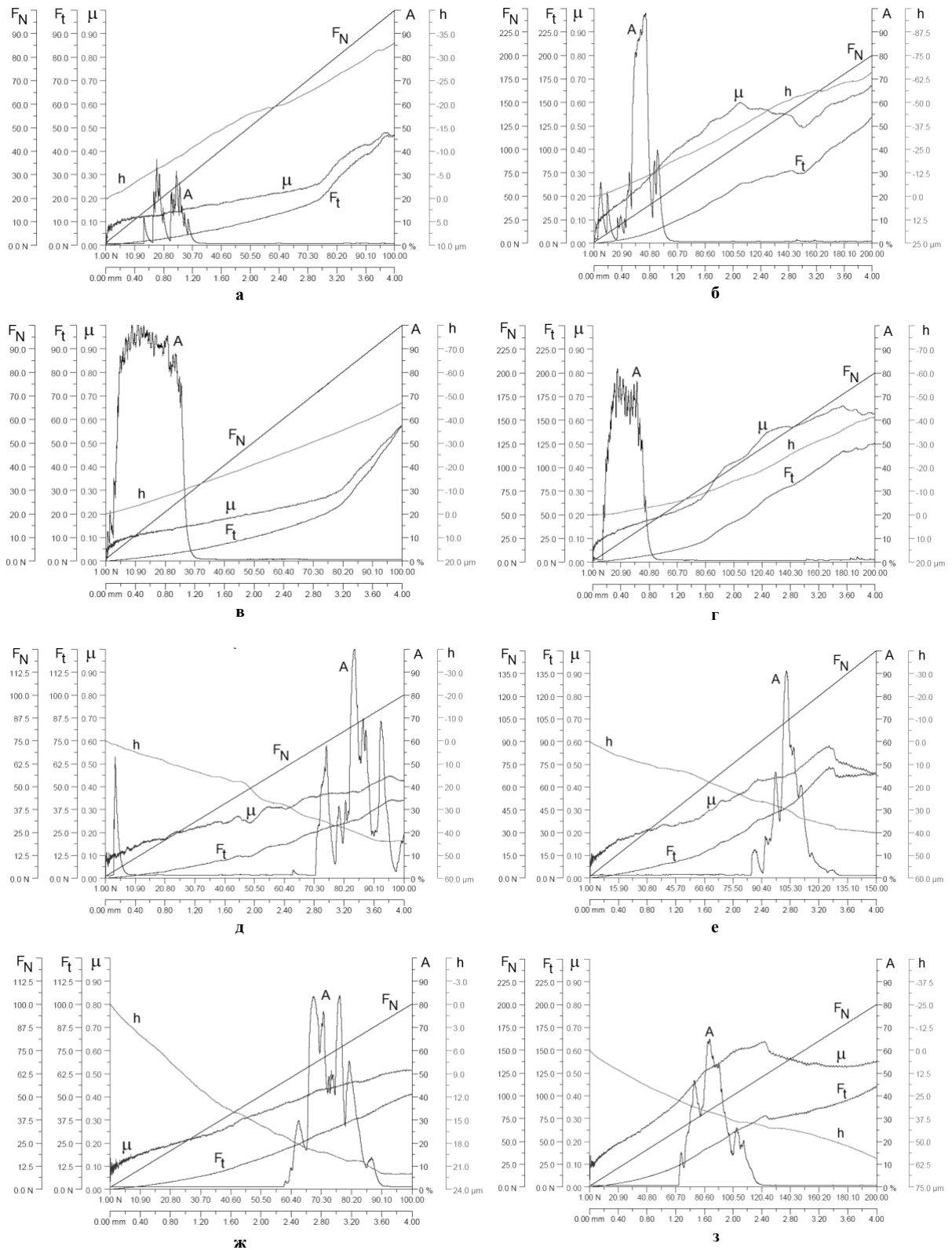


Рис. 3 – Склерометрические показатели трибоактивированной стали в зависимости от температуры отпуска и скорости нагружения индентора ($S=5$).

Температура отпуска:

а, б – 100 °C;

в, г – 200 °C;

д, е – 400 °C;

ж, з – 600 °C;

(а, в, д, ж – $V_F=100$ Н/мин; б, г, е, з – $V_F=200$ Н/мин)

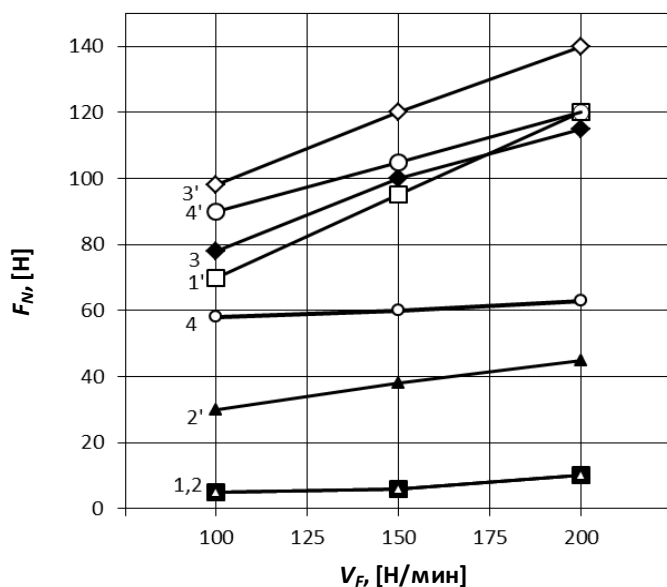


Рис. 4 – Влияние скорости нагружения индентора на значения сил, соответствующих началу (1, 2, 3, 4) и концу (1', 2', 3', 4') регистрации акустической эмиссии (после активации трением):

- 1, 1' – закалка;
- 2, 2' – отпуск 200 °С;
- 3, 3' – отпуск 400 °С;
- 4, 4' – отпуск 600 °С

По характеру изменения склерометрической силы трения во всех случаях выявляются две зоны упрочнения (I и II), формирующиеся под влиянием внешнего трения (зона III, не будучи активированной трением, относится к исходной структуре после соответствующей термообработки). Локализация (нижняя граница) I и II зон на рис. 5 отвечает глубинам h_1 и h_2 .

Для мартенситной закалочной структуры характерна исключительно высокая акустико-эмиссионная активность в пределах обеих зон упрочнения непосредственно у поверхности фрикционного контакта (рис. 5, а). Низкотемпературный отпуск ($T_{omn} = 200$ °С) существенно снижает (в 5 и более раз) интенсивность акустических сигналов, которые фиксируются преимущественно в пределах I зоны упрочнения (рис. 5, б). После трения средне- и высокоотпущенной стали (рис. 5, в, г) акустико-эмиссионная активность проявляется лишь на определенной глубине от поверхности контакта и локализуется вблизи границы перехода от II к III зоне или в пределах II зоны.

Для двух из исследованных структурных состояний стали (закалка, отпуск 200 °С) с повышением скорости нагружения индентора зоны упрочнения (h_1 и h_2), а также области акустико-эмиссионной активности (заштрихованные) сужаются, смещаясь ближе к поверхности трения (рис. 5 а, б). В случае среднеотпущенной стали ($T_{omn} = 400$ °С) с повышением динамики внедрения индентора ширина области акустико-эмиссионной активности мало изменяются, но зоны упрочнения также смещаются к поверхности фрикционного контакта (рис. 5, в). При испытании высокоотпущенной стали (рис. 5, г) наблюдается обратная картина: с ростом скорости нагружения индентора зоны упрочнения и области акустической активности расширяются и фиксируются на большем удалении от поверхности фрикционного контакта, что, по-видимому, является характерным для материала, претерпевшего обычный механический наклеп тонкого поверхностного слоя в процессе внешнего трения. Примечательно, что при минимальной скорости нагрузки на индентор ($V_F = 100$ Н/мин) глубина фиксируемой зоны упрочнения h_2 этой стали оказалась наименьшей по сравнению с остальными исследуемыми структурными состояниями, что является следствием низкой микропластичности приповерхностного слоя.

Вышесказанное согласуется с результатами оценки скорости внедрения индентора в зонах упрочнения в зависимости от скорости силового воздействия на него (рис. 6). С ростом максимальной нагрузки в цикле внедрения индентора наблюдается естественный рост скорости его погружения лишь в случае высокоотпущенной стали (рис. 6, а, кривая 4).

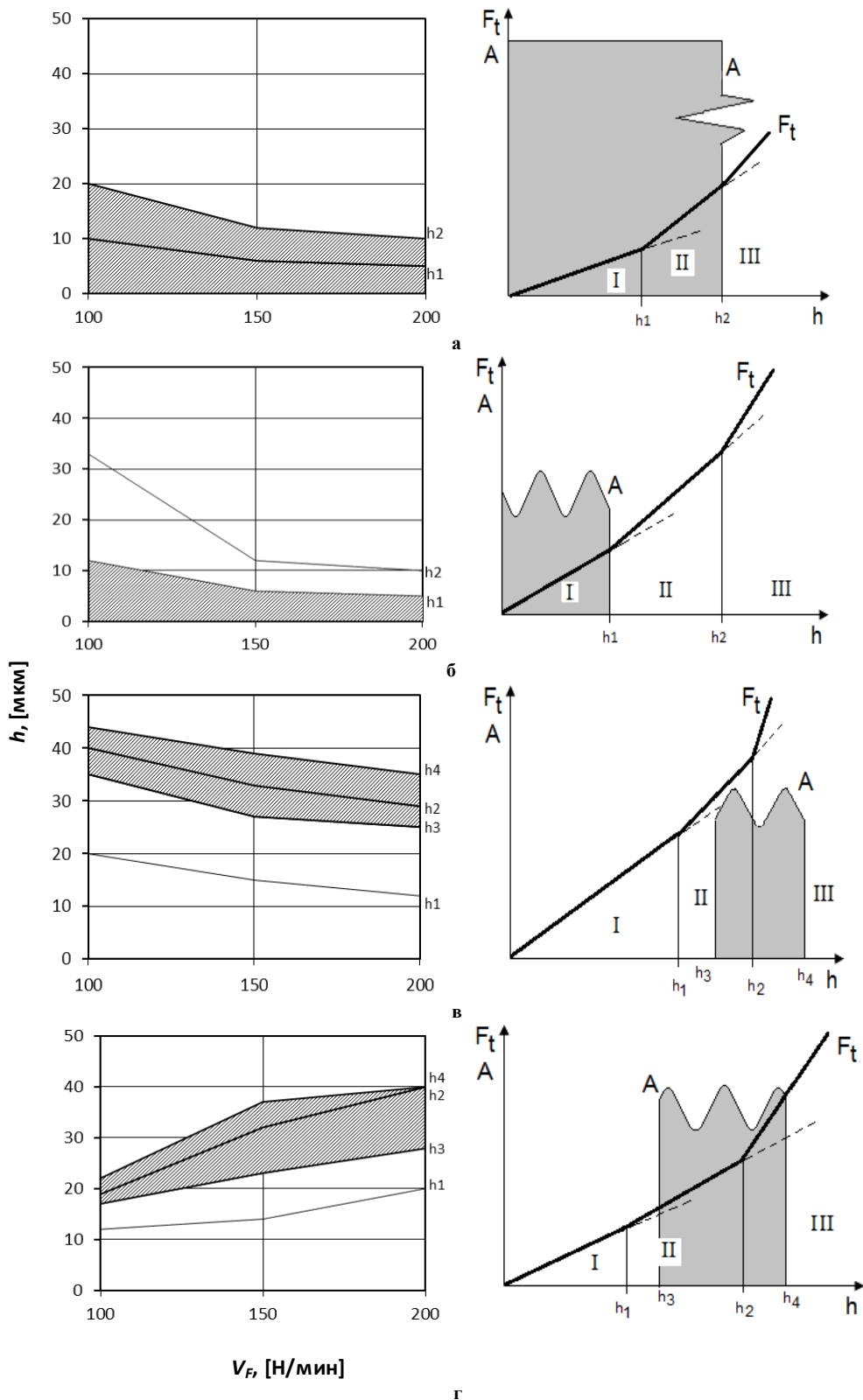


Рис. 5 – Влияние скорости нагружения индентора на локализацию (по глубине) зон упрочнения и областей акустико-эмиссионной активности (штриховка) с учетом термообработки стали:

а – закалка;

б, г – соответственно;

$T_{отп} = 200, 400, 600 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Справа приведены схемы изменения склерометрической силы трения F_t и уровня акустической эмиссии A по глубине внедрения индентора для $V_F = 150 \text{ Н/мин}$

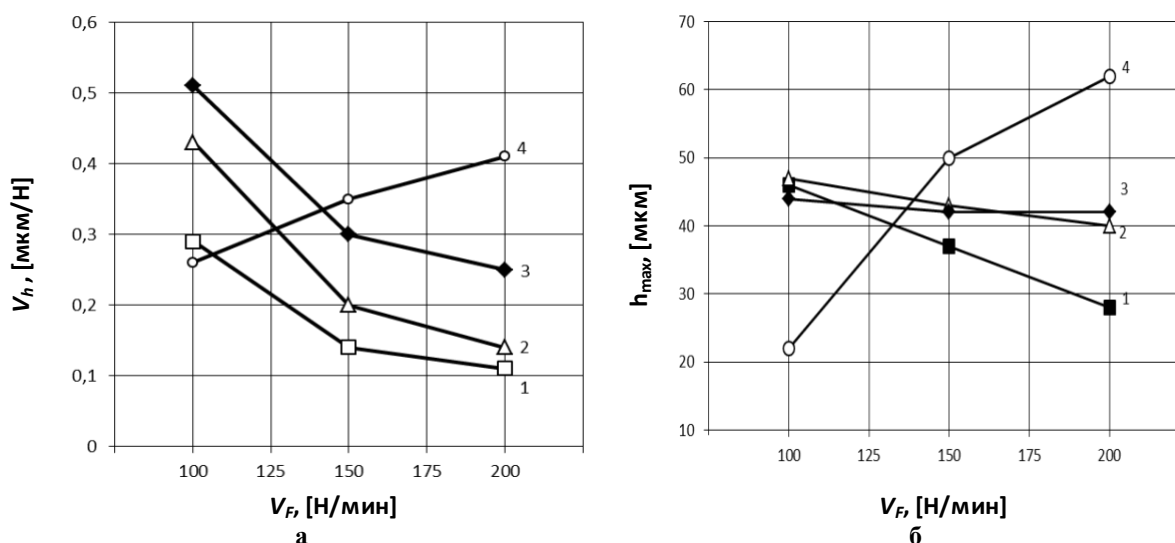


Рис. 6 – Влияние скорости нагружения индентора на среднюю скорость его внедрения (податливость) в зоне упрочнения (а) и на максимальную глубину внедрения в пределах полной базы сканирования (б):

1 – закалка;
2, 3, 4 – соответственно,
 $T_{отп} = 200, 400, 600^\circ\text{C}$

Для стали в состоянии закалки, а также низкого и среднего отпуска наблюдается противоположный эффект (рис. 6, а, кривые 1 - 3): скорость внедрения индентора, как и глубина локализации зоны упрочнения, с ростом вертикальной скорости нагружения индентора уменьшаются. По сравнению с высокоотпущенной сталью эти структуры проявляют при пониженной скорости вертикальной скрэтч-индентации ($V_F = 100$ Н/мин) повышенную микропластичность (при более высокой твердости в исходном состоянии). В то же время, с повышением скорости нагружения индентора рассматриваемые показатели (h_2 и V_h) снижаются, свидетельствуя об упрочняющем действии процесса склерометрирования, эффективность которого растет пропорционально скорости деформации, вызываемой индентором. Это является признаком того, что деформационное упрочнение фрикционного контакта структур закалки, низкого и среднего отпуска отличаются от процесса упрочнения высокоотпущенной стали как по механизму, так и по эффективности.

Сказанное подтверждается и зависимостями максимальной глубины внедрения индентора на всей длине трассы сканирования образцов ($S = 4$ мм) от скорости воздействия вертикальной нагрузки (рис. 6, б). Только высокоотпущенная сталь (рис. 6, б, кривая 4) показала прогрессирующий рост глубины внедрения индентора с увеличением скорости нагружения, не проявляя признаков динамического упрочнения. Наибольшую реакцию с упрочняющим эффектом на рост скорости деформации проявляет сталь в состоянии закалки (мартенсит + остаточный аустенит). После отпуска при 400°C максимальная глубина внедрения индентора практически не зависит от скорости деформации при скрэтч-тестировании (рис. 6, б, кривая 3).

Различия свойств подповерхностных слоев, сформированных при трении, в зависимости от нагрузочно-скоростных параметров склерометрирования (скрэтч-тестирования) и режима термообработки стали выразительно проявляются по масштабу и характеру изменения сигналов акустической эмиссии по мере удаления от поверхности трения. Так, режим термообработки стали влияет на диапазоны значений силы вдавливания индентора и глубины его внедрения, при которых проявляется аномальное повышение акустико-эмиссионной активности структуры (рис. 7). Наиболее широкий интервал значений указанных показателей отвечает стали в состоянии закалки. Наименьшие величины этих показателей при узком интервале их значений соответствуют структурам, отпущенным при 100 и 200°C . Отпуск стали при 400°C формирует такие области акустико-эмиссионной активности, которым отвечают наибольшие значения как внедряющей силы F_N , так и глубины внедрения h . Повышение температуры отпуска до 600°C вновь понижает диапазоны значений этих показателей.

Акустическая эмиссия при механическом нагружении твердого тела на микроуровне вызывается локальной перестройкой структуры вследствие развития дискретных динамических процессов, сопровождающихся релаксацией внутренних нагрузений [8 - 11]. При этом высвобождается энергия в виде упругих волн с изменением напряженно-деформированного состояния. Другими словами, излучение аку-

стических импульсов сопровождается релаксационные явления, обусловленные преобразованием микро-структуры металла при механическом нагружении.

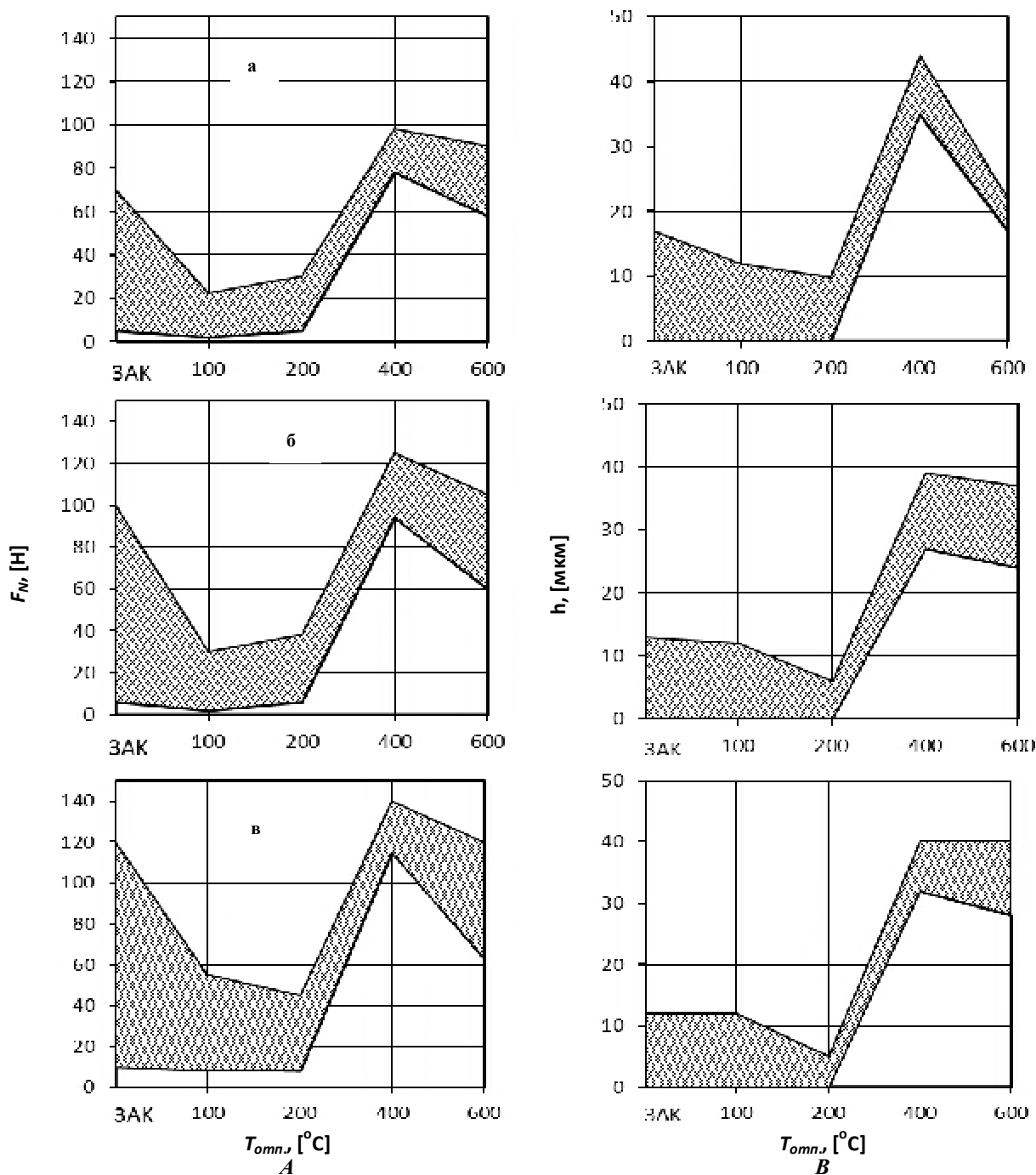


Рис. 7 – Влияние температуры отпуска стали на диапазоны силы внедрения (А) и глубины внедрения индентора (В), на которых регистрируется акустико-эмиссионная активность структуры (штриховка):
а, б, в – соответственно,
 $V_F = 100, 150, 200$ Н/мин

Уровень акустической эмиссии зависит не столько от плотности дислокаций, сколько от их подвижности и длины свободного пробега [9, 10]. Кроме высокой плотности подвижных дефектов кристаллической структуры обычно к факторам, обуславливающим высокую акустико-эмиссионную активность твердого тела при силовом воздействии относятся [11 - 13]:

- неоднородность и высокая прочность материала;
- высокая скорость деформирования;
- прорывы скопления дислокаций через препятствия;

- склонность к двойникованию;
- образование микротрещин.

При закалке стали объем образующегося мартенсита больше объема аустенита. Возникающие при этом остаточные напряжения сжатия (фазовый наклеп) обуславливают сохранение остаточного аустенита. Низкая акустико-эмиссионная активность «свежего» (не активированного трением) мартенсита (рис. 2, а, б) обусловлена:

- высокими микронапряжениями и большой их неоднородностью в отдельных микрообъемах, что способствует раннему проявлению под нагрузкой локальной микропластичности с понижением физического предела упругости;
- большой тетрагональностью кристаллической решетки из-за пересыщенности твердого раствора углеродом;
- малой подвижностью заблокированных точечными дефектами (вакансиями, атомами внедрения) дислокаций, созданных фазовым наклепом в процессе закалки.

Высокая акустико-эмиссионная активность закаленной стали (мартенсит+остаточный аустенит), приобретаемая в процессе внешнего трения, (рис. 1, в - е), обусловлена специфическими изменениями субструктуры в током поверхностном слое, одновременно приводящими, с одной стороны, к росту релаксационной способности, а с другой - к упрочнению металла. Известно [12], что после поверхностного пластического деформирования закаленной углеродистой стали при значительном росте остаточных напряжений сжатия наблюдается уменьшение физической ширины рентгеновских интерференционных линий, свидетельствуя о снижении локальных микронапряжений в поверхностном слое. Очевидно, что при внешнем трении закаленной стали над деформационным наклепом, который обычно вызывается повышенной плотностью малоподвижных дислокаций, превалируют процессы, формирующие приповерхностную структуру с высокой релаксационной способностью.

При деформации мартенсита в условиях трения, наряду с ростом плотности «свежих» незакрепленных дислокаций, из-за активизации диффузионных процессов происходит разблокировка старых дефектов кристаллической решетки. Вследствие перераспределения дислокаций и разупорядочения атомов углерода устраняются (релаксируют) локальные напряжения, снижается неоднородность микронапряжений в отдельных микрообъемах и уменьшается тетрагональность кристаллической решетки. Кроме того, дробление пластин мартенсита с образованием двойников также способствует релаксации контактных напряжений.

Одновременно, активированные трением диффузионные процессы способствуют развитию релаксации вследствие динамического деформационного старения (ДДС) и отпуска под напряжением - динамического отпуска (ДО), которые сопровождаются упрочнением вследствие снижения подвижности некоторой части дислокаций [14]. Эти явления вызываются динамическим взаимодействием атомов внедрения (С+N) и их атмосфер с генерируемыми дислокациями, а также блокировкой дислокаций мелкодисперсными карбидными выделениями при распаде мартенсита и остаточного аустенита, так как деформация пересыщенного твердого раствора облегчает образование большого числа зародышей карбидов. ДДС развивается при таких температурах, когда подвижность атомов внедрения становится соизмерима со скоростью перемещения свободных дислокаций. Указанные процессы значительно увеличивают концентрационную неоднородность твердого раствора, формирующую в поверхностном слое дополнительные остаточные напряжения сжатия. Выделения карбидной фазы, являясь, с одной стороны, фактором упрочнения из-за барьерного действия, одновременно служат источниками генерируемых при нагружении свежих дислокаций, благоприятно влияя на релаксационную (акустико-эмиссионную) способность металла. Кроме того, выделение карбидов сопровождается уменьшением концентрации углерода в матрице, что приводит к понижению плотности точек закрепления и росту подвижности дислокаций, что также обеспечивает повышение релаксационной способности.

Рассмотренные процессы, сопровождающие трение закаленной стали, значительно повышают ее релаксационную способность, что проявляется в испускании при скрэтч-тестировании мощных акустических импульсов, вызываемых протеканием дискретных динамических процессов [8, 11, 13]:

- ускоренным движением дислокационных петель при их массовом отрыве от точек закрепления;
- прорывом дислокационными скоплениями преград, сформированными при трении стали карбидными выделениями, когда скачкообразно возникают зоны микропластичности с релаксацией напряжений;
- микропластической деформацией двойникованием с увеличением удельного веса двойников в общем количестве дефектов кристаллического строения, возникших в процессе трения. Двойникование обеспечивает более эффективную релаксацию напряжений, чем скольжение.

При скрэтч-тестировании в локальных областях поверхностного слоя закаленной стали происходит прерывистое (скачкообразное) развитие микропластичности, при котором повторение циклов «блокировка - генерация (срыв)» дислокаций сопровождается интенсивной акустической эмиссией, свидетельствующей о высокой релаксационной способности материала с благоприятным распределением

(градиентом) остаточных сжимающих напряжений, обеспечивающих повышенную сопротивляемость хрупкому разрушению.

Таким образом, внешнее трение закаленной стали инициирует два конкурирующих процесса:

1. Разупрочнение, обусловленное:

- генерацией «свежих» по движным дислокаций;

- активизацией диффузионных процессов, приводящих к разблокировке старых дислокаций и упорядочению атомов углерода, вызывающих снижение тетрагональности из-за уменьшения деформационной неоднородности.

2. Упрочнение, вызываемое:

- распадом мартенсита и остаточного аустенита, сопровождающимся выделением мелкодисперсных карбидов;

- развитием динамического деформационного старения и отпуска под напряжением, приводящих к снижению подвижности дислокаций атомами внедрения (C+N) и выделившимися карбидами;

- созданием концентрационной неоднородности твердого раствора, приводящей к формированию остаточных напряжений сжатия и переводу очага разрушения под поверхность.

При трении мартенсита создается такое соотношение общей плотности дефектов и количества подвижных дислокаций, которое обуславливает благоприятное сочетание прочности материала с высокими релаксационными свойствами. Поэтому при трении такой стали вклад релаксации микронапряжений превалирует над охрупчиванием вследствие наклепа, что обеспечивает рост вязкости разрушения.

В случае низкоотпущенной стали ($T_{omn} = 100, 200$ °C) зона упрочнения, созданная трением, лишь до определенной глубины проявляет акустико-эмиссионную активность (рис. 3, а - г; рис. 7 В), хотя и в несколько раз меньшую по сравнению с деформированным неотпущенным мартенситом. По-видимому, это обусловлено влиянием факторов, контролирующих плотность подвижных дислокаций в матрице, а значит - релаксационную способность материала. Уже в процессе указанной предварительной термообработки стали выделяются когерентные частицы ϵ -карбида, количество которых может увеличиваться в процессе последующей деформации при трении. Такие выделения эффективно блокируют активные системы скольжения в твердом растворе при действии внешней нагрузки (упрочняющий эффект). Чем больше количество выделившихся частиц карбидной фазы, тем меньше межкарбидное расстояние, тем выше сопротивление движению дислокаций и меньше акустико-эмиссионная (релаксационная) способность. Такой материал ведет себя более упруго, а чисто упругие деформации, как известно, акустическую эмиссию не вызывают. Приповерхностная зона акустико-эмиссионной активности после трения низкоотпущенной стали формируется, по-видимому, вследствие частичного растворения карбидов в процессе трения стали, приводящего к обогащению матрицы атомами углерода с их переходом в места скопления дислокаций. Степень блокировки дислокаций при этом уменьшается по сравнению с блокирующим действием высокодисперсных карбидных частиц. При удалении от поверхности фрикционного контакта температурно-нагрузочные условия деформации способствуют интенсификации процессов динамического деформационного старения, подавляющего акустическую эмиссию.

Отпуск стали при 400 °C формирует высокодисперсную смесь, состоящую из пластинчатого феррита и цементита (троостит отпуска). В исходном состоянии такая структура имеет высокое внутреннее трение и пониженный модуль упругости [14]. Вследствие понижения концентрации углерода в твердом растворе (из-за его перехода в карбиды при термообработке) в процессе внешнего трения в приповерхностном слое создаются условия для эффективной работы источников дислокаций и интенсивного взаимодействия последних, что приводит к механическому наклепу, при котором структура приобретает низкую релаксационную способность с нулевой акустико-эмиссионной активностью и минимальным внутренним трением. В то же время под этим слоем на глубине 20 - 40 мкм формируется зона акустико-эмиссионной активности с повышенной релаксационной способностью (рис. 3, д, е).

После отпуска при 600 °C сталь имеет структуру сорбита отпуска, как результат коагуляции и сфероидизации цементита, а также рекристаллизации феррита. При трении такой стали в приповерхностном слое из-за низкого потенциального барьера сдвиговой деформации формируется текстурированная структура, в которой из-за большого числа барьеров блокируется движение дислокаций и подавляется работа их источников. Такая структура при скрэтч-тестировании проявляет нулевую акустико-эмиссионную активность. При этом основным видом упрочнения сорбитной структуры в приповерхностном слое является наклеп. Освободившиеся и возникшие при трении дислокации уже при комнатной температуре дополнительно блокируются примесными атомами внедрения в процессе деформационного старения, когда, по-видимому, концентрация атомов углерода в твердом растворе повышается вследствие частичного растворения карбидов. На глубине 20 - 40 мкм обнаруживаются зоны повышенной акустико-эмиссионной активности, сформированные внешним трением (рис. 7 В).

На рис. 8 сопоставлены зависимости склерометрической силы трения F_t от температуры отпуска стали для двух случаев.

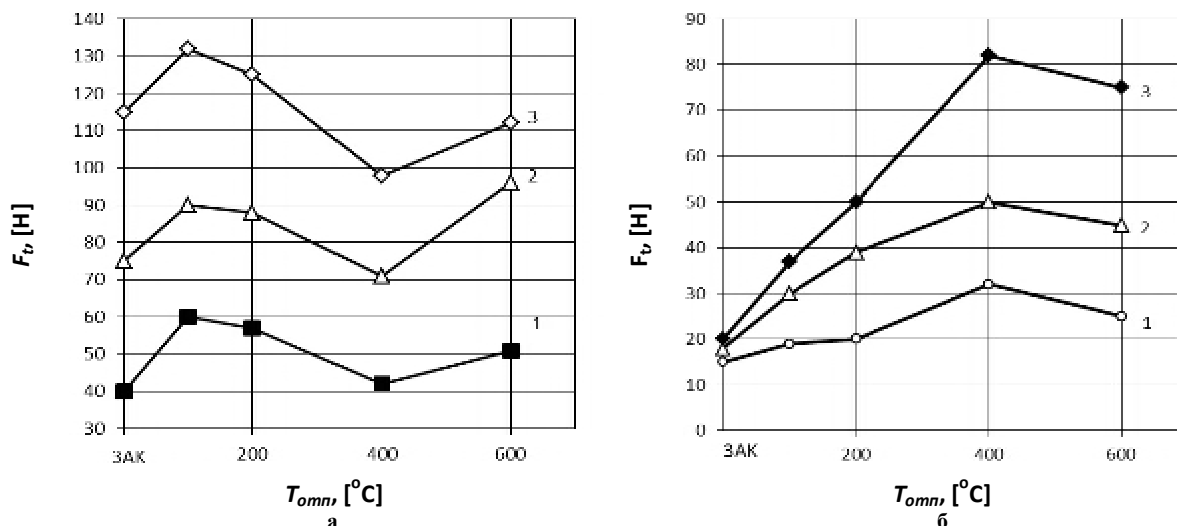


Рис. 8 – Зависимости склерометрической силы трения от температуры отпуска стали с учетом скорости вертикального нагружения индентора V_F :

а – область вне зоны влияния трения;
 б – зона, упроченная трением (на глубине h_2);
 1, 2, 3 – соответственно; $V_F = 100, 150, 200$ Н/мин

Рис. 8, а характеризует свойства стали, полученные непосредственно после соответствующей термообработки (на максимальных глубинах за пределами влияния трения). На основании данных, опубликованных ранее [14], можно сделать вывод: F_t изменяется пропорционально модулю упругости стали и обратно пропорционально амплитуднозависимому внутреннему трению. Учитывая, что с повышением температуры отпуска твердость стали снижается, наблюдаемый синусоидальный характер изменения величины F_t свидетельствует о ее зависимости, в первую очередь, от вязкоупругих свойств материала.

Рис. 8, б иллюстрирует изменение склерометрической силы трения F_t на глубине внедрения индентора, соответствующей II зоне упрочнения, вызванного трением. Видно, что внешнее трение существенно изменяет характер изучаемой зависимости с формированием максимума F_t для среднеотпущенной стали ($T_{omn} = 400$ °С) и последующим небольшим снижением F_t при температуре отпуска 600 °С.

В отличие от силы трения (рис. 8, б) склерометрический коэффициент трения монотонно растет с повышением температуры отпуска (рис. 9, а), свидетельствуя о снижении нормальных напряжений, действующих в зоне упрочнения при испытании высокоотпущенной стали ($T_{omn} = 600$ °С), что подтверждается экспериментально (рис. 9, б).

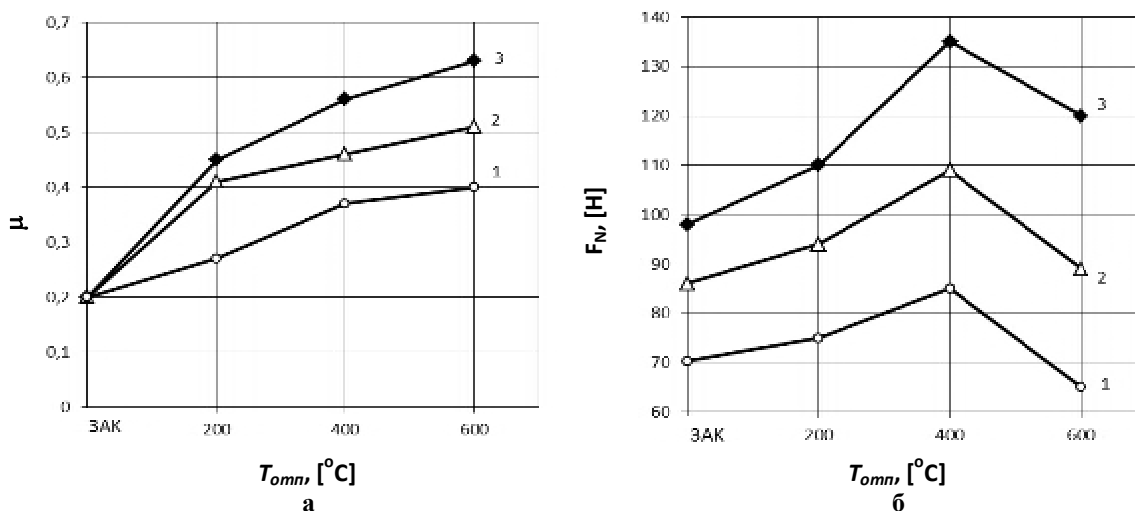


Рис. 9 – Зависимости склерометрического коэффициента трения на границе II зоны упрочнения (а) и соответствующей нормальной нагрузки (б) от температуры отпуска стали с учетом скорости вертикального нагружения V_F :

1, 2, 3 – соответственно; $V_F = 100, 150, 200$ Н/мин

Выводы

1. При трении стали формируются подповерхностные зоны упрочнения, которые при скрэтч-тестировании проявляют в той или иной степени акустико-эмиссионную активность, уровень которой характеризует релаксационные (диссипативные) свойства структуры упрочненных областей. Интенсивность акустической эмиссии, а также ее локализация по глубине и по диапазону силового воздействия зависят от режима термообработки стали и скорости деформации металла сканирующим индентором. С повышением такой скорости силовой диапазон активации акустической эмиссии расширяется и смещается в область более высоких значений.

2. Исключительно высокая по уровню и по ширине нагрузочного диапазона акустико-эмиссионная (релаксационная) способность характерна для трибоактивированной структуры закалки. Наименьшую акустическую активность после трения приобретает низкоотпущенная сталь ($T_{omn} = 100, 200$ °С). Наибольшим глубинам и нагрузкам, на которых проявляется акустико-эмиссионная активность, отвечает сталь, отпущенная при температуре 400 °С. Этой же стали отвечает максимальная склерометрическая сила трения.

3. Сталь в состоянии закалки, а также низкого отпуска, в отличие от высокоотпущенной стали, при склерометрировании упрочняется пропорционально скорости деформации, свидетельствуя о зависимости механизма деформационного упрочнения стали при трении от термообработки и скорости динамического нагружения.

4. Формирующиеся при трении закаленной и низкоотпущенной стали подповерхностные слои характеризуются высокой прочностью и значительной релаксационной (диссипативной) способностью с остаточными напряжениями сжатия, благодаря чему очаг разрушения переводится под поверхность на глубину 10 - 15 мкм (для стали закаленной) и 5 - 10 мкм (для стали низкоотпущенной). Вследствие этого при трении скольжения происходит отслоение чешуек соответствующей толщины, зависящей от скорости деформации (деламинационный механизм).

5. При трении средне- и высокоотпущенной стали приповерхностный слой толщиной порядка 30 мкм (отпуск 400 °С) и 20 мкм (отпуск 600 °С) переходит в состояние наклепа с низкими релаксационными свойствами. Охрупчивание и снижение вязкости разрушения такого слоя при трении скольжения приводит к его истиранию в виде мелкодисперсных частиц (изнашивание диспергированием). Отслоение при этом чешуек маловероятно из-за формирования нижележащего подслоя с повышенной релаксационной способностью.

Литература

1. Шевеля В.В., Трытек А.С. Реология вязкоупругого фрикционного контакта // Проблемы трибологии. - 2010, №4. - с. 6-16.
2. Крагельский И.В., Любарский И.М., Гусяков А.А. и др. Трение и износ в вакууме. - М.: Машиностроение, 1973. - 216 с.
3. Ходаков Г.С., Ребиндер Г.А. О влиянии среды на аморфизацию кварца в процессе его механического дисперсирования // ДАН СССР, 1960, вып. VI, - с. 29-31.
4. Scott D., Seifert W.W., Westcott V.C. The Particles of Wear // Scientific American, v. 230, №5, 1974. - p. 88-97.
5. Буше Н.А. К вопросу о процессах, происходящих на поверхности трения металлических материалов. - В кн.: О природе трения твердых тел. Минск, «Наука и техника», 1971, с. 75-77.
6. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. - М.: Машиностроение, 1977. - 526 с.
7. Suh N.P. The delamination Theory of Wear // Wear, v. 25, №1, 1973, p. 111-124.
8. Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия. - М.: Изд. стандартов, 1976. - 272 с.
9. Иванов В.И., Белов В.И. Акустико-эмиссионный контроль сварки и сварных соединений. - М.: Металлургия, 1981. - 184 с.
10. Новиков Н.В., Вайнберг В.Е. О физической природе акустической эмиссии при деформировании металлических материалов // Проблемы прочности. - 1977. - №12. - С. 65-69.
11. Свириденко А.И., Мышкин Н.К., Калмыкова Т.Ф., Холодилов О.В. Акустические и электрические методы в триботехнике. - Минск: «Наука и техника», 1987. - 280 с.
12. Балтер М.А. Упрочнение деталей машин. - М.: Машиностроение, 1978. - 183 с.
13. Иванова В.С. Разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1979. - 167 с.
14. Шевеля В.В., Трытек А.С., Соколан Ю.С. Влияние микромеханических и реологических свойств термообработанной стали на триботехнические показатели // Проблемы трибологии. - 2012, №2, с.6-13.

Поступила в редакцию 17.04.2015

Shevelya V.V., Oleksandrenko V.P., Trytek A.S., Sokolan J.S. **Scratch-analysis of subsurface layers formation during friction of thermal treated steel.**

Changes of sclerometric characteristics during scratch-testing of triboactivated subsurface layers of thermal treated steel (hardening + tempering) in connection with influence of vertical loading of Rockwell indenter during its continuous indentation with simultaneous tangential movement of sample were studied. Sclerometric characteristics were: force and friction coefficient, speed and depth of indenter introduction, level of acoustic emission, typical values of loaded force. Distinctive features of strengthened zones formed by friction subject to tempering temperature of steel were determined, and also transformation of properties of these zones conditioned by change of sclerometric regime was shown. Received data allows to bring in specifications in delamination theory of wear of metals.

Keywords: scratch-analysis, external friction, acoustic emission, hardening, tempering, dislocations, interstitial atoms, thermal treatment.

References

1. Shevelya V.V., Trytek A.S. Rheology of viscoelastic frictional contact. Problems of tribology. 2010, №4. p. 6-16.
2. Kragelskiy I.V., Liubarskiy I.M., Guslyakov A.A. et al. Friction in vacuum.— M.: Machine building, 1973. 216 p.
3. Hodakov G.S., Rebinder G.A. About influence of environment on amorphization in the process of its mechanical dispersion. DAN USSR, 1960, is. VI, p. 29-31.
4. Scott D., Seifert W.W., Westcott V.C. The Particles of Wear. Scientific American, v. 230, №5, 1974. p. 88-97.
5. Bushe N.A. To the question of processes occurred on the friction surface of metallic materials. in b.: About nature of solid bodies friction. Minsk, "Science and technique", 1971, p. 75-77.
6. Kragelskiy I.V., Dobychin M.N., Kombalov V.S. Foundation of calculations of friction and wear. M.: Machine building, 1977. 526 p.
7. Suh N.P. The delamination Theory of Wear. Wear, v. 25, №1, 1973, p. 111-124.
8. Greshnikov V.A., Drobot J.B. Acoustic emission. M.: Pub. of standarts, 1976. 272 p.
9. Ivanov V.I., Belov V.I. Acoustical emission control of welding and welded bindings. M.: Metallurgy, 1981. 184 p.
10. Novikov N.V., Vainberg V.E. About physical nature of acoustic emission during deformation of metallic materials. Problems of strength. 1977. №12. p. 65-69.
11. Sviridenyuk A.I., Myshkin N.K., Kalmykova T.F., Holodilov O.V. Acoustical and electrical methods in tribo-engineering. Minsk: "Science and techniques", 1987. 280 p.
12. Balter M.A. Strengthening of machine elements. M.: Machine building, 1978. 183 p.
13. Ivanova V.S. Destruction of metals. M.: Metallurgy, 1979. 167 p.
14. Shevelya V.V., Trytek A.S., Sokolan J.S. Effect of micromechanical and rheological properties of thermal treated steel on tribotechnical characteristics. Problems of tribology. 2012, №2, p.6-13.