

На правах рукописи

МАКАРОВ Алексей Викторович

**ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СПЛАВОВ
ЖЕЛЕЗА ЗА СЧЕТ СОЗДАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ
И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР**

Специальность: 05.16.01 – Metalловедение
и термическая обработка металлов

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Челябинск– 2009

Работа выполнена в Институте машиноведения
Уральского отделения Российской Академии наук

Научный консультант — доктор технических наук
Коршунов Лев Георгиевич

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Филиппов Михаил Александрович

доктор технических наук, профессор
Емелюшин Алексей Николаевич

доктор технических наук
Корзников Александр Вениаминович

Ведущая организация — Российский научно-исследовательский
институт трубной промышленности
(РосНИТИ), г. Челябинск

Защита состоится 23 декабря 2009 г. в ___ часов на заседании
диссертационного совета Д 212.298.01 при Южно-Уральском
государственном университете по адресу: 454080, г. Челябинск,
пр. им. В.И. Ленина, 76.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ЮУрГУ.

Автореферат разослан ___ ноября 2009 г.

Ученый секретарь диссертационного совета
доктор физико-математических наук

_____ Д.А.Мирзаев

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. Вследствие поверхностного разрушения при изнашивании выходит из строя 60-80 % изделий машиностроения. Материалом большинства изделий машиностроения продолжают оставаться стали и чугуны. Поэтому повышение износостойкости сплавов железа является одной из самых важных и актуальных задач современного металловедения. Сопrotивление металлических материалов различным видам изнашивания часто в большей степени определяются не исходной прочностью (твёрдостью), а уровнем эффективной прочности поверхностного слоя, который достигается в процессе фрикционного нагружения. В этой связи можно ожидать существенного повышения важнейших физико-механических свойств сталей и чугунов за счет формирования в них метастабильных структурных состояний, способных к интенсивному деформационному упрочнению в результате фазовых и других структурных превращений под действием контактного нагружения.

К сплавам с метастабильными структурами принято в первую очередь относить **сплавы с метастабильным аустенитом**, который при фрикционном воздействии претерпевает деформационное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение. В работах Л.Г.Коршунова, Л.С.Малинова, В.С.Попова, М.А.Филиппова, К.-Х.Цум Гара, И.Шмидта и других исследователей довольно подробно рассмотрено поведение в условиях абразивного, адгезионного и усталостного изнашивания метастабильного аустенита, легированного марганцем, хромом, никелем, ванадием и характеризующегося, как правило, низкой энергией дефектов упаковки. При этом заметно меньшее внимание уделялось закономерностям влияния углеродистого нелегированного остаточного аустенита (с большой э. д. у.) на износостойкость сплавов железа.

В условиях чрезвычайно интенсивной деформации материала в зоне фрикционного контакта не только в остаточном аустените, но и в других фазах развиваются структурные превращения, которые оказывают сильное влияние на эффективную прочность поверхности и, соответственно, на трибологические свойства материалов. Как показано Д.Вильсоном, Д.Калишем, М.Коэном, Г.В.Курдюмовым и другими, к числу наиболее значительных (в отношении влияния на физико-механические свойства сталей) структурных превращений α -мартенсита, инициированных пластической деформацией, относится деформационное динамическое старение или «деформационный отпуск» мартенсита. Представляет интерес изучить особенности развития указанных процессов в мартенсите при трении, в том числе при отрицательных температурах – в условиях пониженной диффузионной активности углерода.

Наиболее эффективно деформационное динамическое старение при нагружении развивается в **неотпущенном (тетрагональном) мартенсите**,

который вследствие повышенной хрупкости длительное время не находил широкого применения в технике. Однако с развитием современных упрочняющих технологий (лазерной, электронно-лучевой, плазменной и др.) интерес к структуре тетрагонального мартенсита существенно возрос, поскольку при обработке стальных поверхностей концентрированными потоками энергии обеспечивается эффективное подавление процессов самоотпуска мартенсита, а последующий отпуск (обязательный в случае объемной закалки) часто не проводится вследствие сохранения вязкой сердцевины изделия. Повышение износостойкости сплавов с мартенситной основой за счет активизации процессов деформационного динамического старения α -мартенсита может быть также достигнуто путем оптимизации термической обработки и химического состава сплавов железа.

А.П.Гуляевым, А.Н.Емелиным, А.А.Жуковым, Л.С.Кремневым, И.К.Купаловой, Г.И.Сильманом, К.-Х.Цум Гаром, И.И.Цыпиным и другими установлена роль карбидных фаз в обеспечении прочности и износостойкости быстрорежущих сталей, высокохромистых сталей и чугунов. Представляет интерес изучить возможности дальнейшего повышения износостойкости высоколегированных углеродсодержащих сплавов за счет оптимизации структуры металлической матрицы, направленной на усиление деформационного динамического старения твердых растворов при трении.

В исследованиях О.А.Баных, В.В.Березовской, Х.Бернса, В.М.Блинова, Р.Бушера, В.Г.Гаврилюка, Ю.Н.Гойхенберга, Л.Жековой, Л.М.Капуткиной, Л.Г.Коршунова, М.В.Костиной, В.Г.Прокошкиной, Д.Роузэра, Ц.Рашева, Ж.Терво, М.А.Филиппова и других показаны перспективы достижения высоких показателей прочности, пластичности, коррозионной стойкости и износостойкости нержавеющей сталей за счет введения значительных концентраций азота. В связи с разработкой новых классов экономнолегированных высокоазотистых сталей актуальным представляется проведение углубленного анализа трибологических свойств азотсодержащих сталей (в том числе литых) в различных условиях контактного нагружения.

До недавнего времени было принято считать перлит наиболее стабильной фазой по сравнению с другими продуктами превращения переохлажденного аустенита – мартенситными и бейнитными структурами. Однако В.М.Счастливым совместно с Д.А.Мирзаевым, Т.И.Табатчиковой, И.Л.Яковлевой установлено, что тонкопластинчатый перлит в высокоуглеродистых сталях, полученный при температурах вблизи нижней границы перлитного распада (около 500°C), является неравновесной структурой, повышенные прочностные свойства которой устраняются уже при кратковременном нагреве, при котором еще не наблюдаются видимых изменений в структуре перлита. В этой связи представляет интерес исследовать поведение при различных видах изнашивания данного **неравновесного тонкопластинчатого перлита** в сравнении со структурами грубопластинчатого перлита, верхнего бейнита и низкотемпературного

перлита, который может возникать в высокоуглеродистых сталях в температурном интервале между верхним и нижним бейнитными превращениями, как показано в работах О.П.Морозова, В.Д.Садовского, А.И.Стрегулина, В.М.Счастливцева, И.Л.Яковлевой. Поскольку изделия со структурой тонкопластинчатого перлита могут подвергаться нагреву при проведении различных технологических операций (сварка и отпуск рельсов, горячая оцинковка или латунирование проволоки, отжиг для улучшения обрабатываемости и др.) и в процессе эксплуатации (фрикционный нагрев поверхностей канатов, железнодорожных рельсов и колес; нагрев канатов литейных кранов теплом от расплавленной ванны и др.), практически важно изучить изменения износостойкости, прочностных и пластических характеристик перлитных сталей при высокотемпературном нагреве.

Трибологические свойства металлических материалов в значительной степени зависят от структурного состояния, формирующегося на их контактной поверхности в процессе трения. Локализованная вблизи поверхности трения интенсивная пластическая деформация, фрикционный нагрев, воздействие окружающей среды обуславливают формирование в зоне фрикционного металлического контакта целой «иерархии» специфических, весьма неоднородных по глубине активного слоя структур, общие закономерности образования которых рассмотрены в работах А.В.Белого, П.А.Витязя, В.И.Владимирова, У.Кларка, А.В.Колубаева, Л.Г.Коршунова, В.Е.Панина, Д.Ригни, В.В.Рыбина, М.Хейльманна и других. Деформирование микрообъемов материала в условиях одновременного воздействия внешних сжимающих и сдвиговых напряжений, активное развитие ротационного механизма пластичности приводят к возникновению в тонком (до 10 мкм) поверхностном слое **нанокристаллических структур трения (НКСТ)**. Представляет интерес рассмотреть возможности формирования НКСТ на поверхности сплавов железа (в том числе высокопрочных и малопластичных) не только при адгезионном, но и при абразивном изнашивании.

НКСТ, образующиеся в различных металлах и сплавах, часто характеризуются сравнительно близкими средними значениями размеров фрагментов и степени их разориентировки. Однако данные морфологически однотипные структуры, как правило, обладают различными трибологическими и прочностными свойствами. В этой связи важное значение имеет вопрос взаимосвязи между параметрами исходной структуры сплавов железа (тип кристаллической решетки, уровень легированности твердого раствора, присутствие упрочняющих фаз и др.) и свойствами НКСТ. Решение проблемы дальнейшего существенного повышения трибологических и служебных свойств сплавов железа может быть связано с созданием в их поверхностном слое НКСТ оптимизированного химического и фазового состава, уровня дефектности, обладающих высокой прочностью, вязкостью, способностью к интенсивной пластической деформации, а также большой адсорбционной, диффузионной и химической активностью.

Согласно современным представлениям важнейшие физико-механические свойства металлических материалов могут быть существенно повышены за счет их перевода в нанокристаллическое состояние. Поскольку при трении нанокристаллические структуры возникают естественным путем, одним из перспективных и относительно простых способов поверхностного наноструктурирования изделий из сплавов железа может стать фрикционная обработка в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности. Известные способы упрочняющей механической обработки стальных изделий (алмазное выглаживание, обкатка и др.) используются обычно в качестве финишной операции после стандартной термообработки, включающей нормализацию или улучшение. Однако именно деформирование тетрагонального мартенсита позволит в максимальной мере использовать положительное влияние процессов деформационного динамического старения для повышения физико-механических свойств стальных поверхностей.

Возможность наноструктурирования в холодном состоянии не только относительно пластичных, но и высокопрочных, труднодеформируемых сплавов (например, закаленных сталей) отличает фрикционную обработку от таких методов получения объемных нанокристаллических материалов, как равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая деформация, винтовая экструзия, научные и технологические основы которых развиты в работах Р.З.Валиева, В.Н.Варюхина, М.В.Дегтярева, С.В.Добаткина, Ю.Жу, Ю.Р.Колобова, А.В.Корзникова, Т.Лангдона, К.Лу, Р.Р.Мулюкова, Н.И.Носковой, В.П.Пилогина, В.Г.Пушина, Т.Роланда, Г.А.Салищева, В.М.Сегала и других исследователей. Фрикционная обработка, которая является одним из немногих реальных способов формирования нанокристаллического состояния в материалах с мартенситной структурой, составляющей основу высокопрочных инструментальных, штамповых и конструкционных сталей, дает возможность провести систематическое исследование прочностных и трибологических свойств **нанокристаллического мартенсита** различного состава. Такие альтернативные способы наноструктурирования высокопрочных материалов, как различные обработки шариками (дробеструйная, SMAT и др.) и ультразвуковые обработки пульсирующим инструментом (металлофизические аспекты которых разрабатываются специалистами научных школ В.П.Алехина, В.Е.Панина, Л.И.Тушинского и др.), формируют в поверхностном слое под действием ударных воздействий иное напряженно-деформированное состояние, чем в случае фрикционной обработки, проводимой в условиях трения скольжения. Поскольку при фрикционном воздействии возможно разрушение (изнашивание) материала, важно выявить оптимальные условия обработки, обеспечивающие накопление максимальных деформаций в возможно более толстом поверхностном слое сплавов.

Износостойкость – многофакторный параметр и ее прогнозирование на основании стандартно измеряемых свойств (твердости, механических свойств) нередко бывает ошибочным, поскольку указанные характеристики часто не являются надежными критериями износостойкости сталей и чугунов. Оценка же износостойкости деталей и узлов машин в производственных условиях крайне затруднена. Поэтому для обеспечения высокой работоспособности быстроизнашивающихся деталей машин и инструмента наряду с разработкой материалов и методов их эффективного упрочнения важным является создание неразрушающих способов прогнозирования износостойкости. В этой связи значительный интерес для аттестации износостойких структур, а также для оценки износостойкости и контроля качества термических и деформационных обработок сплавов железа представляет использование подходов в области электромагнитного структурного анализа, развитых в работах Э.С.Горкунова, Д.Джайлса, Л.Х.Когана, И.А.Кузнецова, М.Н.Михеева, А.П.Ничипурука, Б.Таннера и др.

Цель диссертационной работы состоит:

- в изучении структурных механизмов, обеспечивающих существенное повышение износостойкости сплавов железа за счет создания способных к интенсивному деформационному упрочнению метастабильных структур различного типа (тетрагональный мартенсит, остаточный аустенит, неравновесный перлит), а также нанокристаллических структур трения;
- в разработке на этой основе новых режимов термообработки и комбинированных способов, формирующих в сплавах структурное состояние с повышенными трибологическими характеристиками;
- в применении электромагнитных методов для аттестации износостойких структур и оценки износостойкости сталей и чугунов.

В работе были поставлены следующие **задачи**:

1. Изучить изменения структуры и упрочнение углеродистого α -мартенсита при различных условиях фрикционного нагружения, в том числе при пониженных (до -196°C) температурах.
2. Исследовать влияние содержания углерода в мартенсите, наличия остаточного аустенита и карбидных фаз на износостойкость и деформационное упрочнение при различных видах изнашивания углеродистых, низколегированных и цементированных сталей.
3. Провести систематическое исследование влияния лазерной закалки на износостойкость углеродистых и низколегированных сплавов железа.
4. Исследовать возможности повышения износостойкости быстрорежущих сталей, а также высокохромистых сталей и чугунов за счет оптимизации структуры металлической матрицы.
5. Изучить особенности влияния азота в концентрациях 0,07-1,39 мас. % (в сравнении с углеродом) на трибологические свойства высокохромистых сталей в различных условиях фрикционного нагружения.

6. Провести сравнительный анализ износостойкости при абразивном и адгезионном изнашивании перлитных и бейнитных структур, сформированных в высокоуглеродистых сталях при температурах изотермического превращения переохлажденного аустенита 330-650°C, а также исследовать влияние последующего отжига при 650°C на износостойкость, твердость и механические свойства сталей.

7. Рассмотреть вопросы формирования НКСТ в поверхностном слое углеродистых и легированных сталей при адгезионном и абразивном видах изнашивания. Установить влияние ряда параметров исходной структуры сталей и сплавов (тип кристаллической решетки, уровень легированности твердого раствора элементами внедрения, присутствие карбидных и интерметаллидных частиц), а также окислительной воздушной среды на прочностные свойства (микротвердость, сопротивление сдвигу), интенсивность изнашивания и коэффициент трения НКСТ.

9. Исследовать твердость, теплостойкость и износостойкость подвергнутых фрикционной обработке закаленных сплавов железа с содержанием углерода 0,04-1,35 мас. %.

10. Изучить возможности неразрушающих электромагнитных методов для аттестации износостойких структур, а также для оценки износостойкости сплавов железа, подвергнутых объемным термообработкам и поверхностному упрочнению (лазерная и фрикционная обработки).

Научная новизна и положения, выносимые на защиту:

1. Установлено, что при фрикционном нагружении тетрагонального α -мартенсита сталей процессы деформационного динамического старения, обуславливающие рост прочности и износостойкости, интенсивно протекают даже при пониженных (до -196°C) температурах, когда диффузионная подвижность атомов углерода в значительной степени подавлена, а подвижность дислокаций сохраняется весьма высокой. Рост концентрации углерода в мартенсите более 0,9-1,0 мас. % снижает износостойкость при полидеформационном механизме изнашивания.

2. Обнаружено, что полученный при закалке метастабильный остаточный аустенит в количестве до 90 об. % может оказывать на абразивную износостойкость углеродистых и низколегированных сталей не только положительное (в условиях микрорезания), но и отрицательное (в условиях пластического оттеснения) воздействие. Наличие в структурах лазерной и объемной закалок сплавов 20-70 об. % остаточного аустенита способствует сохранению повышенной износостойкости при температурах отпуска 125-200°C, поскольку указанный низкий отпуск не приводит к распаду аустенита и утрате его способности к превращению под действием трения в высокопрочный нанокристаллический мартенсит деформации.

3. Показано, что в высоколегированных углеродсодержащих сплавах железа (быстрорежущие стали, высокохромистые стали и чугуны) метастабильные структуры высокоуглеродистого мартенсита и остаточного

аустенита обладают более высоким сопротивлением адгезионному и абразивному изнашиванию по сравнению со стабильными структурами высокоотпущенного мартенсита, упрочненного специальными карбидами.

4. Показано, что азотистый мартенсит в высокохромистых сталях с 0,14-0,22 и 1,00-1,24 % азота обладает пониженной износостойкостью при абразивном, адгезионном, окислительном и тепловом видах изнашивания по сравнению с углеродистым мартенситом сталей 20X13, 25X17H2 и 95X18, что в значительной степени обусловлено повышенной хрупкостью азотистого мартенсита в условиях фрикционного нагружения.

5. В испытаниях на сухое трения скольжения при отсутствии заметного фрикционного нагрева установлено, что аустенитные стали с 0,27-1,24 % азота по уровню износостойкости превосходят аустенитную сталь 12X18H9, уступая стали 110Г13 и закаленной на аустенит стали 95X18.

6. Для азотистого аустенита в сталях с 0,21-1,39 % азота установлены более низкие коэффициенты трения по сравнению с аустенитом стали 110Г13, а также мартенситными, мартенситно-ферритными и мартенситно-нитридными структурами азотистых сталей. Это может быть результатом сокращения числа систем скольжения вследствие активизации в азотистом аустените планарного скольжения дислокаций при деформации.

7. Установлено, что в высокоуглеродистых (0,83-1,53 % C) нелегированных и низколегированных сталях неравновесная структура тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием $\lambda \sim 0,06-0,10$ мкм, полученная при температурах распада аустенита вблизи температурного интервала верхнего бейнитного превращения, превосходит в износостойкости не только грубопластинчатый перлит, но и верхний бейнит, а при адгезионном изнашивании – и сверхмелкодисперсный ($\lambda \sim 0,04$ мкм) низкотемпературный перлит, образующийся при температурах между верхним и нижним бейнитными превращениями. Большая износостойкость рассматриваемого тонкопластинчатого перлита во многом определяется наличием повышенных уровней твердорастворного упрочнения феррита, а также дефектности цементита, которая обуславливает ускоренное деформационное растворение цементита и, как следствие, интенсивное упрочнение данной метастабильной структуры при контактном нагружении.

8. Показано, что кратковременный отжиг тонкопластинчатого перлита, не изменяющий морфологию и дисперсность карбидной фазы, но устраняющий избыточное содержание углерода в феррите и повышенную дефектность цементита, вызывает уменьшение способности к упрочнению при трении и резкое снижение износостойкости заэвтектоидных и эвтектоидных сталей. При этом имеет место нарушение соотношения типа Холла-Петча между временным сопротивлением разрыву или напряжением разрушения и величиной межпластинчатого расстояния в перлите.

9. Установлено, что нанокристаллические структуры трения (НКСТ) с размерами кристаллитов 5-100 нм возникают при адгезионном и абразивном

изнашивании в поверхностном слое самых различных по химическому и фазовому составу, структуре и прочности сплавах железа (включая высокопрочные и труднодеформируемые стали) и играют важную роль в формировании их трибологических свойств. По сравнению с НКСТ малоуглеродистого γ (ГЦК)-аустенита и ε (ГПУ)-мартенсита существенно меньшее сопротивление адгезионному изнашиванию отмечено у НКСТ малоуглеродистого ($<0,1$ мас. % С) α (ОЦК)-мартенсита, резкое повышение износостойкости которого достигается за счет легирования элементами замещения (Si, Ti), усиливающими твердорастворное упрочнение мартенсита. Обнаружено отрицательное влияние упрочнения интерметаллидными частицами (Ni_3Ti , Ni_3Al) на сопротивление нанокристаллического α -мартенсита адгезионному изнашиванию. НКСТ углеродистых α -мартенсита и γ -аустенита обладают более высокими коэффициентами трения по сравнению с НКСТ ε (ГПУ)-мартенсита и γ (ГЦК)-азотистого аустенита.

10. Установлено, что примесный механизм закрепления дислокаций атомами углерода в НКСТ α -мартенсита значительно более эффективен, чем в НКСТ аустенита, а также по сравнению с барьерным механизмом торможения дислокаций дисперсными карбидными частицами в отпущенном α -мартенсите. Атомы азота менее эффективно, чем атомы углерода, закрепляют дислокации в нанокристаллическом аустените. Вследствие этого НКСТ высокоуглеродистого α -мартенсита характеризуются максимальными прочностью и износостойкостью.

11. Показано, что насыщение контактной поверхности высокопрочных металлических сплавов атомами кислорода из воздушной среды, увеличивающее хрупкость НКСТ, существенно снижает их сопротивление изнашиванию при трении с малыми ($<0,1$ м/с) скоростями скольжения.

12. Установлено, что сформированный упрочняющей фрикционной обработкой в закаленных углеродистых сталях нанокристаллический деформационно состаренный мартенсит обладает повышенными уровнями твердости, сопротивления разупрочнению при нагреве и износостойкости при абразивном воздействии и трении скольжения, в том числе и в условиях значительного фрикционного нагрева. С ростом концентрации углерода в закаленных сталях до 0,8 % твердость нанокристаллического мартенсита возрастает, а эффективность увеличения теплостойкости за счет фрикционной обработки непрерывно снижается по мере повышения содержания углерода в сталях до 1,35 %.

Практическая значимость работы.

Результаты проведенного систематического изучения структурных факторов, определяющих износостойкость сплавов железа, являются научной основой для разработки эффективных способов термических, деформационных и комбинированных обработок сталей и чугунов, а также рекомендаций по оптимизации состава и структуры материалов быстроизнашивающихся деталей машин и приборов, а также инструмента.

Предложены способы термической обработки деталей буровых долот, быстрорежущей стали и штамповой стали X12M, обеспечивающие существенное повышение эксплуатационной стойкости бурового, формующего, режущего и штампового инструмента за счет создания износостойких фаз – высокоуглеродистого мартенсита и метастабильного остаточного аустенита. Новые способы обработки деталей буровых долот (а.с. 1612597) и быстрорежущей стали (патент 2059000) внедрены в производство долот различных типов из цементуемых сталей и формующих пуансонов из стали Р6М5. Оптимизация состава белых хромистых чугунов с мартенситно-аустенитной металлической матрицей позволила значительно увеличить ресурс лопаток дробебетных аппаратов.

Результаты комплексных исследований влияния различных параметров лазерной обработки (режимов облучения, площади упрочнения, коэффициента перекрытия, условий теплоотвода, предварительной термообработки и др.) на структуру и износостойкость сталей и чугунов использованы при разработке технологий лазерного упрочнения опор качения буровых долот из цементированной стали 20ХН3А (а.с. 1580814), деталей сельскохозяйственных машин (сегменты ножа косилки минитрактора из стали 65Г и биметалла «сталь 20 – сталь 65Г»), деталей ходовой части тепловозного дизель-генератора (шейки коленвалов из высокопрочного перлитного чугуна) и грузовых автомобилей ГАЗ-51 и ГАЗ-53 (коренные и шатунные шейки коленвалов из стали 45), ножовочных полотен из сталей У8 и 65Г для ножовок по дереву и ножей из стали 60ХНФТ для снятия шпона.

Разработан новый способ комбинированной обработки стальных изделий (патент 2194773), включающий закалку (объемную или лазерную) с последующим фрикционным деформированием и возможным отпускком, обеспечивающий существенное повышение твердости, теплостойкости и износостойкости за счет создания в поверхностном слое нанокристаллической мартенситной структуры, претерпевшей деформационное динамическое старение.

Разработаны вихретоковый и коэрцитиметрический (патент 2069343) методы оценки износостойкости сталей различных классов, подвергнутых лазерной или объемной закалке, обработке холодом и отпускам. Предложено использовать электромагнитные методы для аттестации износостойких структур тонкопластинчатого перлита в высокоуглеродистых (в том числе рельсовой) сталях, а также для оценки изменений износостойкости и механических свойств при высокотемпературном нагреве. Созданы методики вихретокового контроля качества лазерной закалки беговых дорожек опорного узла буровых долот и качества фрикционной упрочняющей обработки стальных изделий. На примере титанового сплава, легированного водородом, показана возможность оценки износостойкости неферромагнитных металлических сплавов вихретоковым методом.

Личный вклад соискателя состоит в выборе направлений и методов исследований, в планировании и проведении экспериментов. Все этапы работы проведены соискателем или при его активном участии в обработке, обсуждении и трактовке полученных результатов, формулировке научных выводов и практических рекомендаций.

Достоверность и обоснованность полученных экспериментальных результатов, научных положений и рекомендаций обеспечена проведением комплексного исследования более 80 металлических сплавов; выполнением лабораторных трибологических испытаний по различным схемам нагружения (палец-пластина, палец-диск, вал-колодка) в паре с контртелом из различных материалов (стали, твердый сплав, цветные сплавы, одноименные пары трения), в широком диапазоне нагрузок (10-1500 Н), скоростей (0,02-7,50 м/с), температур (от -196 до +400°C) в газообразных (воздух, азот, аргон) и жидких (смазки, спирт) средах; использованием абразивов различной твердости – кремнь (~10 ГПа), корунд (~20 ГПа) и карбид кремния (~30 ГПа), что позволяло реализовывать различные механизмы абразивного изнашивания; применением современных взаимодополняющих аналитических методов изучения структуры, фазового и химического состава, профиля поверхностей и продуктов изнашивания: металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, 3-d-профилометрии, волнового и энергодисперсионного микроанализа, метода ядерных реакций, рентгеноструктурного анализа в различных характеристических излучениях (что давало возможность анализировать поверхностные слои разной глубины); применением разнообразных методов неразрушающего контроля: вихретокового, магнитных (с определением характеристик для предельной и частных петель магнитного гистерезиса), метода электромагнитно-акустического преобразования; статистической обработкой экспериментальных результатов с определением погрешностей измерений стандартными методами; подтверждением ряда лабораторных результатов в стендовых и натурных (эксплуатационных) испытаниях; успешным использованием некоторых разработок в промышленности.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены более чем на 50 международных, всесоюзных и российских конференциях, в том числе на Всесоюз. науч.-техн. симпозиуме «Повышение износостойкости и усталостной прочности деталей машин обработкой концентрированными потоками энергии» (Москва, 1985); X, XI, XIV-XIX Уральских школах металлургов-термистов (1987, 1989, 1998, 2000, 2002, 2004, 2006, 2008); VI-X Междунар. семинарах «Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов» (Екатеринбург, 1993, 1996, 1999, 2002, 2005); 15-17 Междунар. конференциях по неразрушающему контролю (Италия, Рома, 2000; Канада, Монреаль, 2004; Китай, Шанхай, 2008), V Междунар. семинаре «Современные проблемы прочности» (В. Новгород - Старая Русса, 2001), II Евразийском симпозиуме по проблемам прочности материалов и машин для

регионов холодного климата (Якутск, 2004), III и IV Междунар. конференциях «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (Черноголовка, 2004, 2006), Междунар. конференции по мартенситным превращениям ICOMAT-2005 (Китай, Шанхай, 2005), III Междунар. конференции «Новые материалы, неразрушающий контроль и наукоемкие технологии в машиностроении» (Тюмень, 2005), II и III Междунар. школе «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2006, 2007), 5-й и 6-ой Междунар. конференциях «Неразрушающий контроль и техническая диагностика в промышленности» (Москва, 2006, 2007), XLVII Междунар. конференции «Актуальные проблемы прочности» (Нижний Новгород, 2008), конференции «Проблемы машиноведения» (Москва, 2008), IV Междунар. конференции «Новые материалы, неразрушающий контроль и наукоемкие технологии в машиностроении» (Тюмень, 2008), Третьей Всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО 2009» (Екатеринбург, 2009), XVII Междунар. конференции «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, 2009) и других.

Публикации. Основные результаты диссертации опубликованы в 51 статье в рецензируемых журналах из Перечня ВАК, монографии, защищены 2 авторскими свидетельствами и 4 патентами на изобретения.

Структура работы

Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов и приложений.

СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность решаемой проблемы, сформулированы цель и задачи исследования, научная новизна и практическая значимость работы.

В первой главе «Особенности изнашивания углеродистых и низколегированных сплавов железа, содержащих в структуре тетрагональный мартенсит и метастабильный остаточный аустенит» рассмотрены структурные аспекты износостойкости углеродистых (0,04-1,83 мас. % C), низколегированных, цементированных сталей и высокопрочного чугуна. Использование различных составов сплавов, режимов цементации, лазерной (газовый CO₂- и твердотельный ИАГ-лазеры), электронно-лучевой и объемной закалок, обработки холодом и отпуска позволило выявить влияние на износостойкость концентрации углерода в мартенсите (до 1,35 %), остаточного аустенита (5-90 об. %), легирования элементами замещения (до 4 %), избыточного цементита (до 11 мас. %), графитных включений, размера зерна, степени коагуляции и объемной доли карбидов отпуска.

Сопrotивление углеродистого мартенсита абразивному изнашиванию при испытании по корунду (в условиях микрорезания) линейно возрастает по мере увеличения концентрации в нем углерода до 0,9 % (закаленная сталь У10) (рис. 1). При испытании по более мягкому абразиву – кремню переход к

высокоуглеродистому мартенситу сопровождается резким ростом износостойкости, обусловленным сменой основного механизма изнашивания – от микрорезания к пластическому оттеснению (царапанию). При реализации механизма пластического оттеснения повышение содержания углерода в α -фазе более 1 % приводит к снижению износостойкости (рис. 2, $\epsilon_{\text{кремень}}$, кривая 2) вследствие охрупчивания мартенситной структуры.

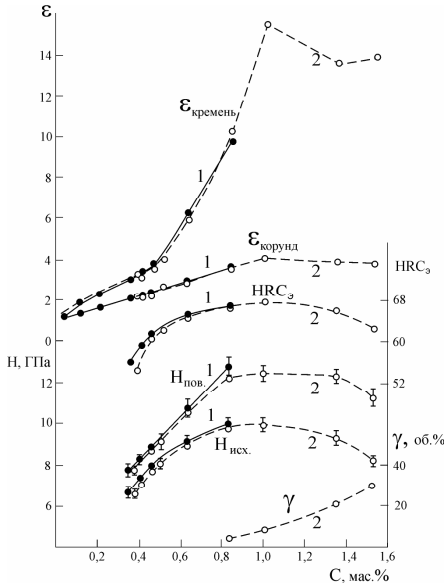


Рис. 1. Влияние содержания углерода на абразивную износостойкость ϵ , твердость HRC_{α} , микротвердость (исходную $H_{исх}$ и на поверхности абразивного изнашивания $H_{пов}$) и содержание остаточного аустенита γ в структуре углеродистых сталей: 1 – лазерная закалка; 2 – объемная закалка, охл. $-196^{\circ}C$ (для сталей с 0,83-1,53%С)

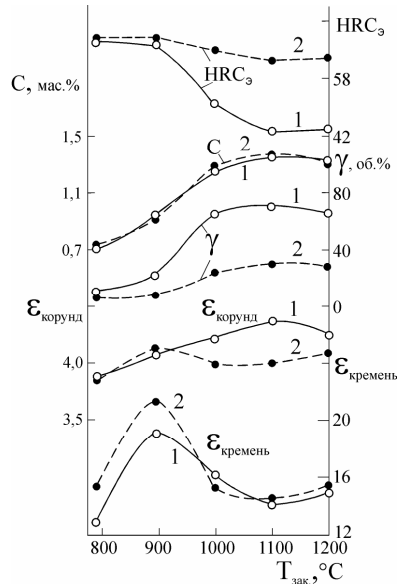


Рис. 2. Влияние температуры закалки на твердость HRC_{α} , концентрацию углерода в мартенсита C , содержание остаточного аустенита γ в структуре и абразивную износостойкость ϵ стали У15: 1 – закалка; 2 – закалка, охл. $-196^{\circ}C$

В условиях трения скольжения рост концентрации углерода более 0,8 % также может вызывать снижение сопротивления закаленных сталей полидеформационному механизму изнашивания (увеличение потерь массы) вследствие повышения хрупкости поверхностного слоя, что особенно проявляется при испытаниях в воздушной окислительной среде (рис. 3). Охрупчивающее влияние фрикционного окисления приводит к снижению сопротивления усталостному изнашиванию поверхности высокоуглеродистых сталей по сравнению с трением в безокислительной среде азота, в то время как интенсивность изнашивания менее прочной стали 35 при переходе от окислительной к безокислительной среде испытаний

резко возрастает, поскольку образующиеся при фрикционном нагружении на воздухе окислы препятствуют адгезионному взаимодействию контактирующих металлических поверхностей (см. рис. 3). Уменьшение температуры испытаний в азоте от комнатной до -196°C вызывает ускоренный износ закаленных высокоуглеродистых сталей, инициированный их низко-температурным охрупчиванием (см. рис. 3).

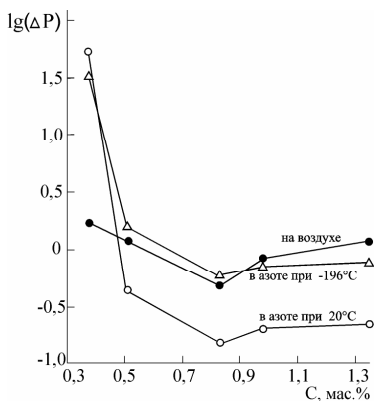


Рис. 3. Влияние содержания углерода в углеродистых сталях на потери массы образцов при фрикционном нагружении индентором из сплава ВК8: объемная закалка, охл. -196°C (для сталей с 0,83-1,53%С)

Сильное закрепление примесными атмосферами многочисленных дислокаций обуславливает интенсивное деформационное упрочнение высокоуглеродистого мартенсита при трении и соответствующий рост его сопротивления различным видам изнашивания. Оптимальное легирование углеродом (более 0,5 %) и элементами замещения позволяет усилить положительное влияние деформационного динамического старения на износостойкость мартенситных сплавов. В частности, ванадий (1,2 % V), повышающий способность мартенсита к упрочнению при изнашивании, обеспечивает существенный (до 70 %) рост абразивной износостойкости высокоуглеродистого мартенсита лазерной и объемной закалок.

Качественно одинаковый характер изменения профиля рентгеновских линий тетрагонального мартенсита в условиях трения в среде азота при комнатной и отрицательных температурах (рис. 4), а также близкий уровень твердости поверхностей трения, сформированных при температурах от $+20^{\circ}\text{C}$ до -196°C (рис. 5), показывают, что процессы деформационного динамического старения в тетрагональном мартенситае, имеющие чисто

Отсутствие пропорциональной зависимости между исходной твердостью и абразивной износостойкостью мартенсита обусловлено увеличением его способности к деформационному упрочнению при повышении содержания углерода более 0,5 % (см. рис. 1) вследствие активизации в высокоуглеродистом мартенситае при изнашивании процессов деформационного динамического старения. Указанные процессы характеризуются образованием на возникающих при трении дислокациях сегрегаций из атомов углерода. Данные сегрегации формируются вследствие высокой энергии взаимодействия (0,8 эВ) между дислокациями и атомами углерода, расположенными в октаэдрических междоузлиях кристаллической решетки α -мартенсита.

деформационную природу, активно развиваются даже при пониженных (до -196°C) температурах, когда диффузионная подвижность атомов углерода в мартенсите чрезвычайно мала. Дислокации же в данном случае подвижны и в процессе своего движения захватывают атомы углерода.

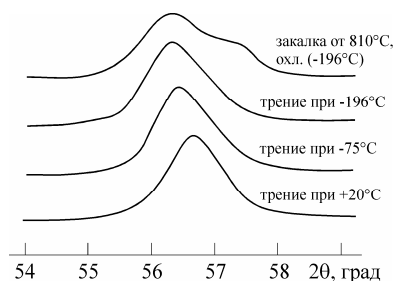


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы линий (110) мартенсита стали У8 в недеформированном состоянии и после фрикционного нагружения твердосплавным индентором

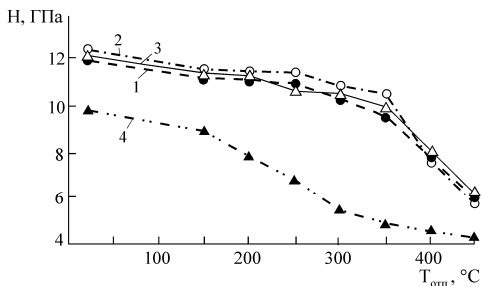


Рис. 5. Влияние температуры отпуска (2 ч) на микротвердость упрочненной трением закаленной стали У8: 1, 2, 3 соответствуют температурам нагружения -196 , -75 , $+20^{\circ}\text{C}$; 4 – исходному закаленному состоянию

Изменение температуры фрикционного нагружения в интервале от $+20$ до -196°C не оказывает также заметного влияния на характер зависимости твердости поверхности высокоуглеродистой стали от температуры отпуска (см. рис. 5). Основной причиной наблюдаемой повышенной теплостойкости деформированного трением мартенсита стали У8 является высокая энергия связи дислокаций с атомами углерода, обеспечивающая сохранение сильного закрепления дислокаций в мартенсите в процессе отпуска, а также фрикционного нагрева, о чем свидетельствуют полученные экспериментальные данные о повышенной износостойкости закаленной стали У8 при высокоскоростном трении без смазки и со смазкой.

Остаточный аустенит в закаленных высокоуглеродистых сталях не только не уступает в абразивной износостойкости неотпущенному мартенситу охлаждения, но и обеспечивает заэвтектоидным сталям максимальный уровень износостойкости в условиях микрорезания (изнашивание по корунду) после высокотемпературной ($\geq 1000^{\circ}\text{C}$) закалки (см. рис. 2, $\epsilon_{\text{корунд}}$ кривая 1). Это обусловлено частичным превращением аустенита при нагружении в высокодисперсный (нанокристаллический) мартенсит деформации, а также положительным влиянием аустенита на вязкость разрушения. Образующийся мартенсит деформации содержит такое же количество углерода, как и высокоуглеродистый аустенит, и является, таким образом, неотпущенным мартенситом, имеющим высокую твердость и способность к интенсивному упрочнению при изнашивании. У закаленной от 1100°C стали У15 (при исходном содержании аустенита 65-70 об. %), подвергнутой абразивному воздействию, зафиксировано резкое падение интенсивности $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения по глубине поверхностного слоя при

сохранении значительной доли аустенита (обладающего большой э.д.у.) в слоях толщиной 5 мкм (45 об. % γ), 1 мкм (20 об. % γ) и в продуктах изнашивания (20 об. % γ). В отличие от испытаний по корунду при испытании по кремню рост количества метастабильного остаточного аустенита до 60-70 об. % при повышении температуры закалки до 1000-1200°C приводит к снижению износостойкости (см. рис. 2, $\epsilon_{\text{кремнь}}$, кривая 1) в связи с уменьшением положительной роли «каркаса» из пластин мартенсита охлаждения в ограничении процессов полидеформационного (усталостного) разрушения поверхности стали.

Низкий отпуск в интервале температур 100-250°C вызывает резкое снижение сопротивления сталей со структурой высокоуглеродистого мартенсита абразивному (рис. 6) и усталостному изнашиванию, несмотря на относительно небольшое уменьшение твердости закаленных сталей при низкотемпературном отпуске вследствие их упрочнения ϵ -карбидной фазой.

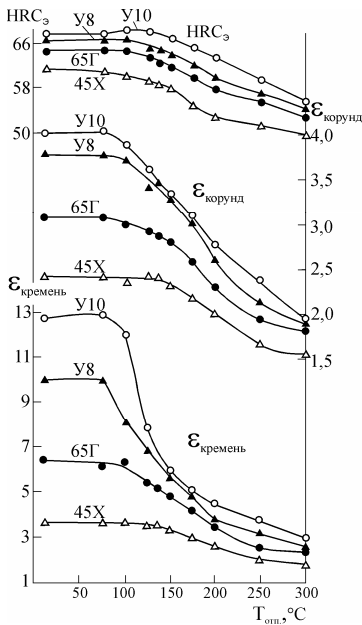


Рис. 6. Влияние температуры отпуска на твердость HRC_3 и абразивную износостойкость ϵ сталей, закаленных лазером (45X, 65Г, У8) и в воде от 1000°C (У10) с последующим охлаждением при -196°C (У8, У10)

железоуглеродистых сплавов при

Падение износостойкости обусловлено снижением концентрации углерода в α -твердом растворе при низком отпуске и, как следствие, уменьшением эффекта положительного влияния деформационного динамического старения мартенсита на деформационное упрочнение и износостойкость стальных поверхностей. Так, способность к упрочнению в процессе абразивного изнашивания у низкоотпущенного (при 200°C) мартенсита в 2-2,5 раза ниже, чем у тетрагонального высокоуглеродистого мартенсита.

Оптимизация отпуска, направленная на сохранение в мартенсите возможно большего количества углерода, является важным резервом увеличения износостойкости сталей. Легирующие элементы (Mo, V, Mn, Si, Cr, Ni в количестве до 4 %), а также избыточный цементит в количестве до 11 мас. % не устраняют падения износостойкости инструментальных и цементированных сталей при низком отпуске. Однако легирование позволяет существенно повысить сопротивление изнашиванию температурах среднего (300-450°C, Si) и

высокого (600°C, V и Mo) отпусков. Рис. 7 показывает, что метастабильный остаточный аустенит в количестве до 70 об. % эффективно замедляет падение абразивной износостойкости закаленных сплавов железа в интервале температур низкого отпуска, при которых аустенит сохраняет свою термическую устойчивость и, соответственно, повышенную износостойкость, которая не уступает износостойкости неотпущенного тетрагонального мартенсита (см. рис. 2). Уровень абразивной износостойкости высокоуглеродистых сталей повышается при увеличении объемной доли карбидов отпуска, однако мало зависит от степени коагуляции цементита, наличия графитных включений в стали и от размера зерна.

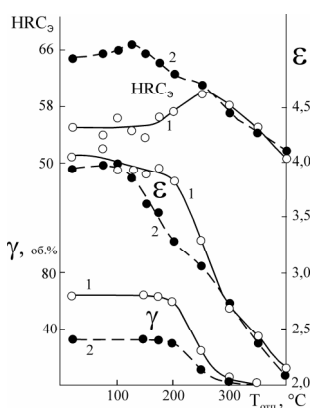


Рис. 7. Влияние температуры отпуска на твердость HRC₃₀, количество остаточного аустенита γ в структуре и абразивную износостойкость ε стали У15:

- 1 – закалка от 1100°C;
- 2 – закалка, охл. -196°C

высокопрочного опорного «каркаса» из мартенситных участков, возникающих на месте бывших перлитных колоний. При трении со смазкой формированию повышенных трибологических свойств двухфазных структур лазерной закалки способствует также появление на месте выработанных ферритных участков маслоудерживающих микрополостей.

Представления о повышенной износостойкости пересыщенных углеродом метастабильных мартенситных и аустенитных структур были использованы при разработке двух новых способов термической обработки деталей бурового инструмента из цементированной стали. Сопrotивление опорного узла буровых долот абразивному и контактно-усталостному изнашиванию повышено за счет проведения лазерной закалки шариковых и

Главными причинами повышенной износостойкости сплавов железа, закаленных при лазерном или электронно-лучевом воздействии, являются: 1) эффективное подавление самоотпуска мартенсита, что обеспечивает ему не только большую исходную твердость, но и наилучшие условия для развития деформационного динамического старения; 2) возможность формирования значительного количества метастабильного остаточного аустенита вследствие высокотемпературного (вплоть до оплавления) нагрева поверхности. После проведения отпуска не было выявлено существенных различий в поведении структур лазерной и объемной закалок сталей 45X, 65Г, У8, ШХ15 и 20ХН3А (цементированная).

Установлена высокая износостойкость в условиях трения скольжения феррито-мартенситных структур неполной лазерной закалки низкоуглеродистых сталей, обусловленная образованием на поверхности

роликовой беговых дорожек опорного узла и оптимизации режима низкого отпуска (после объемной закалки), формирующих в цементированной стали структуру высокотетрагонального мартенсита с некоторым количеством метастабильного аустенита. Оба способа (а.с. 1580814, 1612597) предусматривают возможность обработки холодом для уменьшения доли аустенита и повышения несущей способности цементированной поверхности. Технология с оптимизированным низким отпуском внедрена в крупносерийное производство долот и на протяжении целого ряда лет успешно используется при изготовлении лап и шарошек буровых долот различных типов из сталей 14ХНЗМА, 20ХНЗА и 19ХГНМА.

С целью разработки технологии лазерного упрочнения коленчатых валов тепловозов выполнен комплекс исследований, направленных на повышение износостойкости и сопротивления усталостному разрушению высокопрочного чугуна ВЧ60-2 с использованием обработки непрерывным излучением CO₂-лазера и последующих термо-механических операций (отпуска и поверхностного пластического деформирования обкаткой).

Установлена возможность использования высокочувствительных вихретокового и коэрцитиметрического методов для оценки износостойкости конструкционных, инструментальных, подшипниковых, цементированных сталей и высокопрочного чугуна, подвергнутых лазерной или объемной закалке, обработке холодом и отпускам. Физической основой для разработки нового (патент 2069343) неразрушающего метода оценки износостойкости закаленных и низкоотпущенных сталей и сплавов послужило выявленное в работе подобие зависимостей износостойкости и электромагнитных характеристик от содержания углерода в мартенсите. Показана высокая эффективность применения вихретокового метода для выявления и аттестации износостойкого слоя, формируемого на поверхностях сталей и чугунов при лазерной закалке. Установлена возможность вихретокового контроля качества лазерной закалки беговых дорожек опорного узла буровых долот из цементированной стали, основанная на выявлении участков с оптимальной и уменьшенной (недогрев) глубиной зоны лазерной закалки, с зоной лазерного отпуска (сильный недогрев при отсутствии закалки) и зоной оплавления (перегрев при лазерной обработке).

Во второй главе «Повышение трибологических свойств углерод- и азотсодержащих высоколегированных сталей и высокохромистых чугунов» изучены возможности существенного повышения износостойкости быстрорежущих, высокохромистых сталей и белых чугунов за счет оптимизации структуры металлической матрицы, а также особенности влияния азота (в сравнении с углеродом) на трибологические свойства высокохромистых сталей.

Стандартная термическая обработка быстрорежущих сталей Р6М5 и Р18 (закалка с трехкратным высокотемпературным отпуском), формирующая структуру высокоотпущенного малоуглеродистого (~0,2 % С) мартенсита,

эффективно упрочненного дисперсными специальными карбидами, как оказалось, не обеспечивает максимального уровня износостойкости. Значительно более высоким сопротивлением абразивному и усталостному видам изнашивания обладают структуры низкоотпущенного тетрагонального мартенсита (с концентрацией углерода 0,50-0,55 %) и метастабильного остаточного аустенита. Разработан новый способ обработки быстрорежущей стали (патент 2059000), включающий закалку от повышенной температуры (превышающей стандартную на 20-40°C), однократный высокотемпературный и окончательный низкий отпуск. Увеличение износостойкости достигается созданием комплексной структуры матрицы, включающей наряду с высокоотпущенным мартенситом износостойкие метастабильные фазы – высокоуглеродистый мартенсит и остаточный аустенит (количество которого может быть снижено проведением после высокотемпературного отпуска обработки холодом). В указанных метастабильных фазах при трении интенсивно развиваются процессы деформационного динамического старения как в мартенсите охлаждения, так и в мартенсите деформации, которые обеспечивают высокое деформационное упрочнение и максимальную износостойкость рассматриваемых сталей в различных условиях изнашивания (рис. 8). Предложенная технология обеспечила 3-х-кратное повышения стойкости формующих пуансонов из быстрорежущей стали Р6М5, рабочая часть которых в процессе эксплуатации испытывает интенсивный полидеформационный (усталостный) износ. Достигнуто также увеличение в 2-3 раза стойкости некоторых видов металлообрабатывающего инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 (перки, применяемые при фрезеровании штампов; дисковые фрезы).

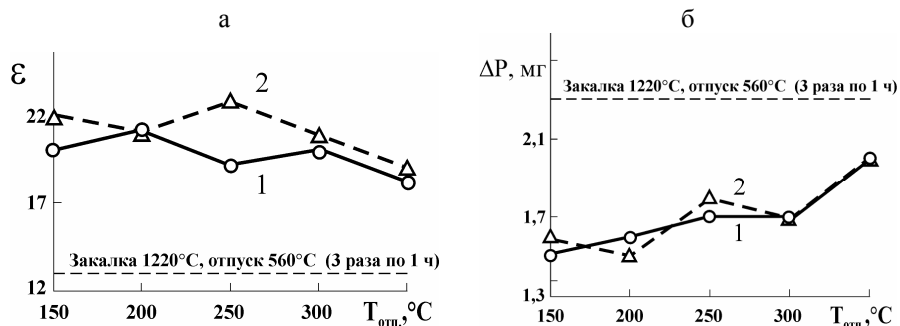


Рис. 8. Абразивная износостойкость при испытании по кремню (а) и потери массы при усталостном изнашивании образцов (б) стали Р6М5:

1 – закалка 1240°C, отпуск 560°C (1 час), низкие отпуска при T_{отп};

2 – закалка 1240°C, отпуск 560°C (1 час), охл -196°C, низкие отпуска при T_{отп}

Повышение абразивной износостойкости высокохромистой стали Х12М, которую обычно подвергают закалке от 1050°C и отпуску при 200°C, может быть получено проведением более высокотемпературной закалки,

формирующей значительное (вплоть до 100 об. %) количество высоколегированного (углеродом и хромом) остаточного аустенита, и последующего однократного высокотемпературного отпуска, переводящего часть аустенита в износостойкий высоколегированный мартенсит (рис. 9).

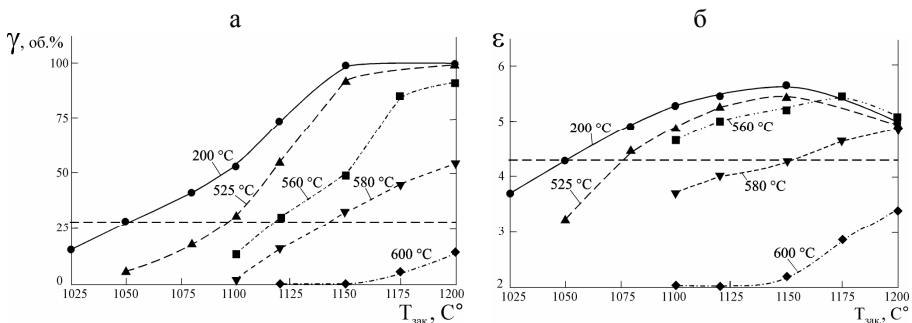


Рис. 9. Влияние температур закалки и отпуска на содержание остаточного аустенита в металлической основе (а) и абразивную износостойкость (б) стали X12M

Подобная технология термообработки перспективна и для высокохромистых чугунов. Так, максимальная абразивная износостойкость чугуна ИЧ290Х23Г2М1 обеспечивается обработкой по режиму: закалка 1050 °C (формирующая 60 об. % остаточного аустенита), отпуск 560 °C (1 ч), отпуск 200 °C (2 ч), в результате которой металлическая матрица чугуна содержит 40 % высокоотпущенного мартенсита (упрочненного дисперсными вторичными карбидами) и износостойкие фазы низкоотпущенного мартенсита (40 об. %) и метастабильного остаточного аустенита (20 об. %).

Исследования, выполненные совместно с И.И.Косициной и В.В.Сагарадзе, показали, что снижение количества аустенита в белых хромистых аустенитно-мартенситных чугунах типа ИЧ300Х15 за счет уменьшения содержания марганца не приводит к росту абразивной износостойкости. Это связано с близкими уровнями износостойкости мартенсита и аустенита, метастабильного к $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращению при изнашивании. Однако повышение твердости и несущей способности поверхности чугунов за счет оптимизации состава по марганцу и дополнительного легирования молибденом значительно (в 5 раз) увеличивает стойкость лопаток дробеметных аппаратов в специфических условиях контактного нагружения (многократное передеформирование, появление в результате ударного воздействия дробью локальных вмятин, способствующих прогрессирующему изнашиванию).

Установлено, что азотистый реечный мартенсит в высокохромистых сталях при содержании до 0,22 % азота обладает меньшим сопротивлением абразивному, адгезионному, окислительному и тепловому видам изнашивания по сравнению с морфологически подобным углеродистым мартенситом стали 20Х13. Это обусловлено не только меньшим уровнем

твердости азотистого мартенсита, но и его повышенной хрупкостью в условиях фрикционного нагружения, что проявляется в более низком деформационном упрочнении азотистого мартенсита, а также в формировании в тонком (1-5 мкм) поверхностном слое менее однородных и диспергированных ультрадисперсных структур, чем на поверхности трения стали 20X13. Менее эффективное (в сравнении с углеродом) влияние азота на износостойкость сталей в наибольшей степени проявляется при адгезионном и окислительном видах изнашивания, когда преимущество в износостойкости углеродистого мартенсита перед азотистым может достигать 5-10 раз.

Рост содержания азота от 0,07 до 0,22 % повышает твердость высокохромистых сталей, а также их сопротивление абразивному (рис. 10) и адгезионному изнашиванию. Наибольшими твердостью и абразивной износостойкостью азотистые стали с мартенситной, мартенситно-ферритной и мартенситно-аустенитной структурами обладают в состаренном состоянии (см. рис. 10), в то время как углеродсодержащие стали – после закалки и низкого отпуска. Выявлено повышенное сопротивление изнашиванию в условиях трения скольжения азотсодержащих мартенситно-ферритных сталей, обусловленное наличием у двухфазных сталей прочного мартенситного «каркаса», препятствующего их ускоренному адгезионному изнашиванию.

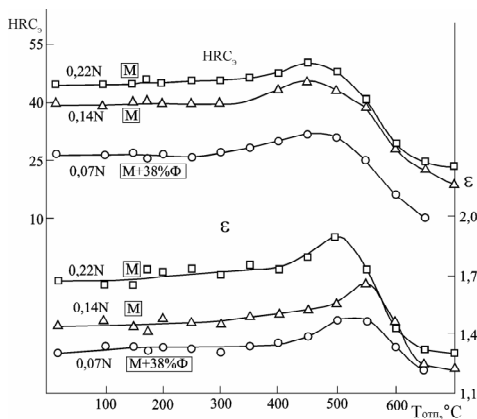


Рис. 10. Влияние температуры отпуска на твердость HRC₃ и абразивную износостойкость ε закаленных азотсодержащих сталей: М – мартенсит, Ф – феррит

Дополнительное легирование ванадием (0,73-1,15 % V) и молибденом (0,43-0,70 % Mo) не приводит к росту твердости и абразивной износостойкости азотсодержащих (0,20-0,22 % N) сталей, подвергнутых различным режимам термической обработки, включая обработку на вторичную твердость. Вторичное твердение азотистого мартенсита увеличивает хрупкость поверхностного слоя в условиях трения скольжения на воздухе. Наличие метастабильного остаточного аустенита или ферритной составляющей уменьшает указанное охрупчивающее влияние дисперсионного упрочнения

мартенсита. Азотистые стали в значительно большей степени, чем сталь 20X13, подвержены охрупчивающему влиянию окислительной среды. При испытаниях в безокислительной среде азотсодержащие мартенситные и

мартенситно-ферритные стали могут не уступать в износостойкости углеродсодержащей стали 20X13, а мартенситно-аустенитная (25 об. % γ) сталь типа 05X13Г8МА0,22 превосходит ее по трибологическим свойствам.

Повышение содержания азота от 0,27 до 0,83 % заметно увеличивает эффективную прочность и абразивную износостойкость высокомарганцевых нержавеющей аустенитных сталей, которые при 0,70-0,83 % азота достигают уровня абразивной износостойкости стали 110Г13 (Гадфильда). В условиях сухого трения скольжения при отсутствии фрикционного нагрева сопротивление азотсодержащих аустенитных сталей адгезионному изнашиванию мало зависит от содержания в них азота. По уровню износостойкости рассматриваемые стали в несколько раз превосходят аустенитную сталь 12Х18Н9, однако уступают стали 110Г13. Образование в аустенитных сталях типа X18Г20 с 0,39-0,83 % азота при трении α' -мартенсита деформации (10-15 об. % в поверхностном слое толщиной 5 мкм и 20-50 об. % – в продуктах износа) не оказывает положительного влияния на сопротивление сталей адгезионному изнашиванию, что, по-видимому, обусловлено повышенной хрупкостью азотистого мартенсита деформации.

Для выплавленных методом литья с противодавлением азота низкомарганцевых нержавеющей (19-22 % Cr) сталей с 1,00-1,39 % азота установлено немонотонное (с максимумом) изменение абразивной износостойкости при изменении температуры закалки в интервале 950-1200°C (рис. 116). Наибольшие уровни износостойкости наблюдаются при наличии в сталях 50-100 об. % метастабильного остаточного аустенита, который в горячедеформированной стали 07Х22ГА1,24 формируется при меньших температурах закалки, чем в литой стали 05Х19А1,0 (рис. 11а).

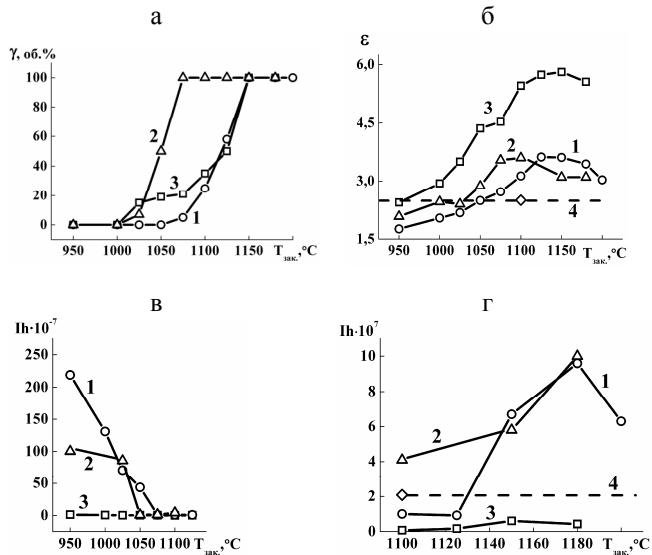


Рис. 11. Влияние температуры закалки на количество остаточного аустенита γ в структуре (а), абразивную износостойкость при испытании по корунду (б) и интенсивность изнашивания при трении скольжения без смазки (в, г) сталей:
 1 – 05X19A1,0 (литая),
 2 – 07X22GA1,24 (деформированная),
 3 – 95X18,
 4 – 110Г13

Снижение износостойкости при максимальных температурах закалки (см. рис. 11б) обусловлено повышением устойчивости аустенитной металлической матрицы к деформационному $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращению при изнашивании, а также ростом концентрации в мартенсиде деформации азота, отрицательно влияющего на вязкость α' -мартенсита. Азотистые стали имеют меньшую абразивную износостойкость по сравнению с закаленной сталью 95X18, содержащей 1,00 % углерода. Наибольшая разница в износостойкости зафиксирована при испытании по наименее твердому абразиву – кремню, когда разрушение стали 95X18 происходит по механизму царапания, а азотистых сталей – по механизму микрорезания. При переходе к более твердым абразивам – корунду (см. рис. 11б) и карбиду кремния разница в уровнях износостойкости закаленных высокоазотистых сталей и стали 95X18 уменьшается.

В условиях трения скольжения при отсутствии заметного фрикционного нагрева высокоазотистые стали при всех температурах закалки имеют интенсивности изнашивания более высокие, чем сталь 95X18 (рис. 11в, г). Рассматриваемый азотистый аустенит заметно уступает в износостойкости также стабильному аустениту стали 110Г13 (см. рис. 11г). Пониженная износостойкость азотсодержащих сталей во многом обусловлена меньшей эффективной прочностью, а также повышенной хрупкостью в условиях изнашивания азотистого мартенсита охлаждения и α' -мартенсита деформации по сравнению с углеродистым мартенситом стали 95X18.

Азотистый аустенит характеризуется значительно более низкими коэффициентами трения, чем мартенситные, мартенситно-ферритные и мартенситно-нитридные структуры, формируемые в рассматриваемых сталях с 0,21-1,39 % азота (рис. 12), а также все типы структур стали 95X18 и аустенит стали Гадфильда. У высокомарганцевых аустенитных сталей с 0,39-0,54 % азота зафиксированы минимальные коэффициенты ($f=0,25-0,28$), сравнимые с коэффициентами трения лучших антифрикционных сплавов.

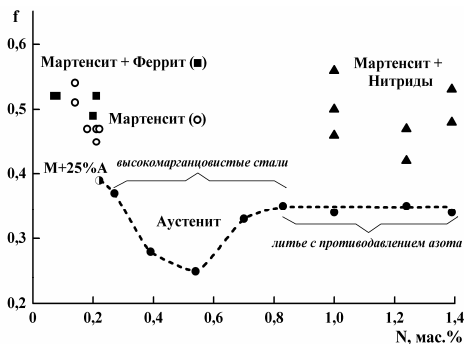


Рис. 12. Влияние содержания азота и типа структуры на коэффициенты трения высокохромистых сталей

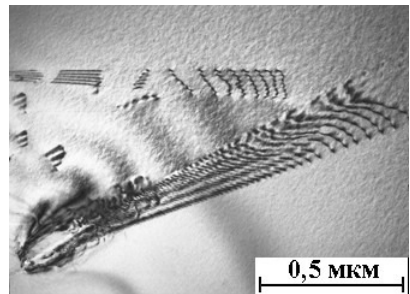


Рис. 13. Дислокационные мультиполюсы в аустените стали 07X22ГА1,24, закаленной от 1180°C

Как показали исследования, выполненные совместно с Л.Г.Коршуновым, Ю.Н.Гойхенбергом и Н.Л.Черненко, наличие столь низкого коэффициента трения у азотистых аустенитных сталей можно объяснить развитием в азотистом аустените планарного скольжения дислокаций, что приводит к сокращению числа действующих систем скольжения в кристаллах аустенита и возникновению сильной анизотропии прочностных свойств, которая характеризуется малым сопротивлением активного поверхностного слоя сдвигу в направлении действия силы трения. О склонности азотсодержащих сталей к планарному скольжению свидетельствует присутствие в азотистом аустените многочисленных дислокационных плоских скоплений – мультиполей (рис. 13).

В третьей главе «Повышение износостойкости и прочности высокоуглеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита» проведен сравнительный анализ сопротивления абразивному и адгезионному изнашиванию перлитных и бейнитных структур, сформированных при температурах превращения аустенита 330-650°C в углеродистых (У8, У9, У10, У15) и низколегированных (М74 – рельсовая, 80С2, 80Г2, 9ХС, ШХ15) сталях, а также рассмотрены изменения износостойкости, твердости, механических и физических свойств сталей при последующем высокотемпературном (650°C) отжиге.

Установлено, что при снижении температуры перлитного распада сопротивление высокоуглеродистых сталей абразивному и адгезионному изнашиванию возрастает по мере повышения дисперсности структуры пластинчатого перлита лишь до определенной степени дисперсности (межпластинчатое расстояние $\lambda \sim 0,06-0,10$ мкм) (рис. 14). Указанный тонкопластинчатый перлит (ТП), образующийся при температурах распада аустенита, близких к температурному интервалу верхнего бейнитного превращения (в районе 500°C), отличается от грубопластинчатого перлита (ГП) не только более высокой исходной твердостью, но и повышенным деформационным упрочнением при фрикционном нагружении (табл. 1).

Таблица 1

Влияние фрикционного воздействия на микротвердость стали У15

Термообработка	Структура	Микротвердость, ГПа		
		исходная	после трения	ΔH
1050°C → 650°C, 5 мин	ГП	4,3	5,9	1,6
1050°C → 600°C, 5 мин	ГП	4,7	6,2	1,5
1050°C → 500°C, 1 мин	ТП	5,0	7,3	2,3
1050°C → 420°C, 15 мин	Б	5,2	6,7	1,5
1050°C → 330°C, 150 мин	НТП	5,3	6,7	1,4

Еще более дисперсный ($\lambda \sim 0,04$ мкм) и твердый низкотемпературный перлит (НТП), составляющий основу структуры сталей У15 и У8 после распада при температуре 330°C (между температурами верхнего и нижнего

бейнитного превращения), вопреки ожиданиям, характеризуется в 1,4-1,6 раза большей интенсивностью адгезионного изнашивания по сравнению с перлитом, который образуется при 500°C (см. рис. 14). Возможная причина относительно невысокой износостойкости низкотемпературного перлита связана с его сверхмелкодисперсным строением ($\lambda \sim 0,04$ мкм) и повышенным уровнем внутренних напряжений, что обуславливает повышенную хрупкость стали в условиях деформации трением и, как следствие, ее менее интенсивное фрикционное упрочнение (см. табл. 1).

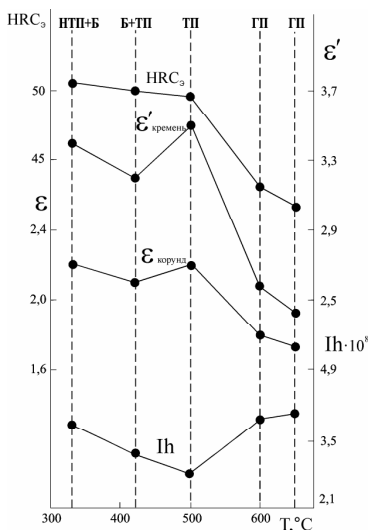


Рис. 14. Влияние температуры изотермического распада на твердость HRC₃, абразивную износостойкость ε и интенсивность изнашивания при трении скольжения Ih стали У15

Однако даже данного растворенного в феррите углерода явно недостаточно для закрепления $(3-4) \times 10^{12}$ см⁻² дислокаций, возникающих после трения и абразивного воздействия в поверхностных слоях толщиной 1-5 мкм сталей с рассматриваемой неравновесной структурой. Наличие у свежесформованного тонкопластинчатого перлита высоких приростов при изнашивании микротвердости и ширины рентгеновской линии (и, соответственно, дефектности) феррита (см. табл. 1, 2), свидетельствует об интенсивном деформационном растворении (диссоциации) под действием трения его цементитных пластин и переходе части углерода в примесные атмосферы. Ускоренному растворению карбидной фазы способствует значительная дефектность цементита, которая проявляется в несоответствии

Верхний бейнит (Б) в сталях У8, У10 и У15 существенно уступает в сопротивлении адгезионному и абразивному изнашиванию структурам тонкопластинчатого перлита (см. рис. 14). Это обусловлено хрупкостью неоднородных бейнитных кристаллов, отличающихся неровными краями, наличием разрывов и перемычек, а также грубым строением цементитных пластин в бейните, что затрудняет дробление пластин цементита в бейните и их диссоциацию при деформации трением, снижая эффективность закрепления возникающих дислокаций и, соответственно, интенсивность деформационного упрочнения (см. табл. 1).

Важной особенностью свежесформованного тонкопластинчатого перлита является наличие в его ферритных прослойках сверхравновесного содержания углерода (0,06 мас. % по оценке Д.А.Мирзаева и В.М.Счастливцева), что обуславливает повышенное твердорастворное упрочнение структуры.

стехиометрическому составу карбида Fe_3C , наличию в цементите дислокаций, субструктуры, планарных дефектов, микродвойников и дефектов упаковки.

Таблица 2

Влияние фрикционного воздействия на интегральную ширину В рентгеновской линии (110) феррита и микротвердость стали У8

Термообработка	В, мин (слой ~1 мкм)		Микротвердость, ГПа		
	исходная	после трения	исходная	после трения	ΔH
1050°C→500°C, 1 мин	22	50	4,3	7,5	3,2
1050°C→500°C, 1 мин + 650°C, 5 мин	19	39	3,4	5,4	2,0

О повышенной способности цементита в тонкопластинчатом перлите к деформационному растворению свидетельствуют также результаты экспериментов по сильной холодной деформации сдвигом под давлением стали У13, в которых установлено более интенсивное растворение цементита и насыщение α -твердого раствора углеродом, а также повышенное деформационное упрочнение у структуры тонкопластинчатого перлита (распад при 500°C, 1 мин) по сравнению с грубопластинчатым перлитом (распад при 650°C, 30 мин) и перлитом с зернистым цементитом. На это же указывают результаты усталостных испытаний стали У10, которые показали, что в неравновесном тонкопластинчатом перлите (в отличие от грубопластинчатого перлита) частичное деформационное растворение цементитных пластинок развивается даже при циклических напряжениях ниже предела текучести.

Таким образом, повышенное сопротивление свежесформованного при 500°C тонкопластинчатого перлита изнашиванию определяется не только его большой исходной твердостью, обусловленной значительным твердорастворным упрочнением феррита, но и способностью структуры к интенсивному деформационному упрочнению вследствие ускоренной диссоциации дефектного цементита под действием трения.

Кратковременный (до 10 мин) отжиг при 650°C не изменяет морфологию и дисперсность карбидной фазы тонкопластинчатого перлита, однако уменьшает твердорастворное упрочнение α -фазы и в значительной степени устраняет повышенную дефектность цементита – переводит карбидную фазу в более стабильное состояние. В результате снижаются как исходная твердость перлита, так и величина его деформационного упрочнения (вследствие более замедленного растворения цементита при изнашивании) (см. табл. 2). Это приводит уже после первых минут отжига к резкому уменьшению абразивной износостойкости и росту интенсивности адгезионного изнашивания тонкопластинчатого перлита в эвтектоидных и заэвтектоидных (рис. 15) сталях, значительному снижению прочностных и увеличению пластических свойств и ударной вязкости стали. В случае

проведения после перлитного распада кратковременного отжига, снижающего вклад в прочность стали У10 твердорастворного упрочнения феррита, дефектности цементита и внутренних микронапряжений, не соблюдается соотношение типа Холла-Петча между временным сопротивлением разрыву или напряжением разрушения и величиной межпластинчатого расстояния в перлите. Более длительный отжиг, приводящий к сфероидизации цементита, вызывает относительно плавные изменения износостойкости (см. рис. 15) и механических свойств.

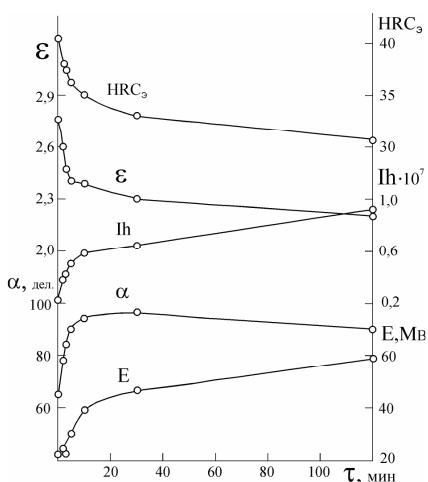


Рис. 15. Влияние длительности отжига τ при 650°C стали У9 со структурой тонкопластинчатого перлита на твердость HRC_{30} , абразивную износостойкость ϵ , интенсивность изнашивания при трении скольжения I_h , показания вихретокового прибора α и амплитуду E резонансного сигнала ЭМА преобразования

тонкопластинчатого перлита, сформированных при температурах соответственно 550 и 525°C , при которых у данных сталей наблюдается пик твердости. Для сталей 9ХС и ШХ15 характерно смещение максимальных значений износостойкости в область более высоких температур распада (550 – 600°C) по сравнению с температурным интервалом перлитного распада (500 – 550°C), обеспечивающим данным хромосодержащим сталям наибольшую твердость в перлитном состоянии.

Легирование кремнием эвтектоидной стали приводит к заметному снижению сопротивления изнашиванию бейнитных структур при трении скольжения (до 7 раз) и абразивном воздействии. Это свидетельствует о

У высокоуглеродистых сталей, легированных $1,5$ – $2,0$ % кремния, марганца и хрома (стали 80С2, 80Г2, 9ХС и ШХ15), также выявлена повышенная износостойкость структур тонкопластинчатого перлита по сравнению со структурами грубопластинчатого перлита и верхнего бейнита. Из рассмотренных элементов в большей степени положительное влияние на твердость и износостойкость перлитных и бейнитных структур оказывает легирование хромом, в меньшей степени – марганцем.

Легирование существенно влияет на температурно-временные параметры (температура, продолжительность выдержки) оптимального режима изотермической обработки. У сталей 80С2 и 80Г2 максимальное сопротивление изнашиванию отмечено у структур

сильном охрупчивании кремнием бейнитных кристаллов. В условиях трения на воздухе легирование кремнием усиливает охрупчивающее влияние фрикционного окисления, вызывающего ускоренный износ поверхности по сравнению с испытаниями в безокислительной среде аргона.

В ходе изучения возможностей электромагнитных методов для контроля физико-механических свойств перлитных структур обнаружены резкие изменения параметров вихревых токов и электромагнитно-акустического преобразования (ЭМАП) при кратковременном отжиге тонкопластинчатого перлита (см. рис. 15). Использование вихретокового и ЭМАП методов совместно с коэрцитиметрическим методом позволяет контролировать наличие в сталях неравновесной структуры «свежего» тонкопластинчатого перлита, обладающей максимальными уровнями износостойкости и прочности по сравнению с равновесными перлитными структурами (отожженный тонкопластинчатый, сфероидизированный и грубопластинчатый перлит). При этом коэрцитиметрический метод выявляет наличие тонкодисперсного строения пластинчатого перлита, а вихретоковый и ЭМАП методы – его дополнительное твердорастворное упрочнение и повышенную дефектность, которые и определяют высокие физико-механические свойства рассматриваемой структуры. Установлены возможности применения магнитных измерений на предельной и частных петлях магнитного гистерезиса, а также электрических и вихретоковых параметров в качестве надежных параметров контроля прочностных и пластических свойств высокоуглеродистой стали со структурой пластинчатого перлита, в том числе и после высокотемпературного нагрева различной продолжительности.

В четвертой главе «Нанокристаллические структуры трения и их роль в формировании основных трибологических свойств металлических сплавов» рассмотрено формирование нанокристаллических структур трения (НКСТ) в поверхностном слое сталей при адгезионном и абразивном видах изнашивания, а также изучено влияние ряда параметров исходной структуры сплавов и окислительной среды испытаний на прочностные и трибологические свойства НКСТ.

Как показано в исследованиях, выполненных совместно с Л.Г.Коршуновым и Н.Л.Черненко, формирование НКСТ на поверхности трения металлических материалов происходит естественным путем и обусловлено спецификой напряженного состояния, возникающего в зоне фрикционного контакта. Микрообъемы поверхностного слоя трущихся тел подвергаются воздействию внешних контактных сдвиговых, а также последовательно сменяющих друг друга сжимающих и растягивающих напряжений. Высокие сжимающие напряжения препятствуют образованию и развитию микротрещин, что создает условия для реализации в слое толщиной 1-10 мкм весьма больших величин пластической деформации, которые достижимы лишь в условиях действия ротационного механизма

пластичности. Развитие данного механизма приводит к образованию в металлических материалах НКСТ. Ротационная пластичность характеризуется относительными разворотами структурных элементов (фрагментов), сформированных в материале в ходе процессов скольжения и двойникования. Такими структурными элементами являются дислокационные ячейки и микрообъемы металла, ограниченные пересекающимися деформационными двойниками. В результате ротаций фрагментов формируются их границы, которые вначале представляют собой сложные дислокационные скопления, имеющие значительную ширину (рис. 16а). В ходе дальнейших ротаций фрагментов их дислокационные преимущественно малоугловые границы перестраиваются в тонкие большеугловые границы, образованные частичными дисклинациями, и таким образом возникает нанокристаллическая структура трения (рис. 16б).

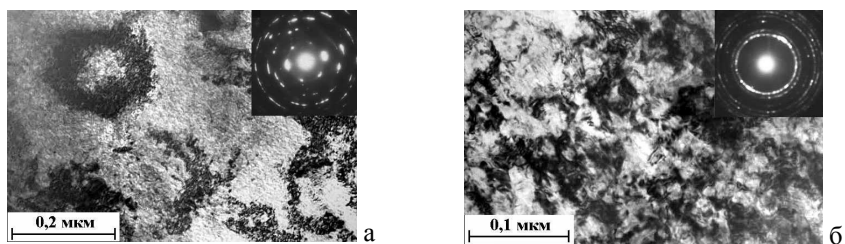


Рис. 16. Начальные стадии ротационной деформации и формирования границ фрагментов в условиях трения скольжения (а) и нанокристаллические структуры трения (б), формирующиеся в условиях трения в слое толщиной несколько мкм закаленной от 950°C и состаренной при 480°C стали Н18К9М5Т

Установлено, что НКСТ с размерами кристаллитов 5-100 нм образуются при адгезионном и абразивном изнашивании в поверхностном слое самых различных по химическому и фазовому составу, структуре и прочности сплавах железа (включая высокопрочные и труднодеформируемые стали). Ниже слоя с НКСТ формируются ультрадисперсные структуры с ярко выраженной текстурой. НКСТ в значительной степени определяют прочность поверхности и трибологические свойства металлических сплавов.

Влияние легирования и упрочнения интерметаллидами на свойства низкоуглеродистого α -мартенсита. Из табл. 3 следует, что легирование α -мартенсита элементами замещения (Si, Ti), усиливающими твердорастворное упрочнение мартенсита, повышает эффективную прочность слоя с НКСТ и резко (более, чем на порядок) снижает интенсивность адгезионного изнашивания мартенситной структуры. Старение сталей Н20ТЮС2 и Н18К9М5Т, повышающее их исходную твердость, не оказывает существенного положительного влияния на эффективную прочность НКСТ (параметры H_n , τ) и значительно (в 2-3 раза) уменьшает сопротивление сталей адгезионному изнашиванию. Это обусловлено отрицательным влиянием дисперсных интерметаллидных частиц (Ni_3Ti , Ni_3Al) на пластичность и

вязкость мартенситной структуры, на ее способность к деформированию и упрочнению в условиях трения.

Таблица 3

Прочностные и трибологические свойства сплавов железа с мартенситной структурой: исходная микротвердость H_n , интенсивность изнашивания I_h , коэффициент трения f , микротвердость поверхности трения H_{nt} , сопротивление сдвигу τ ($\tau=f \cdot H_{nt}$) (трение по стали 45 на воздухе, $V=0,07$ м/с, $N=294$ Н)

Материал	Термообработка	H_n , ГПа	$I_h, 10^{-7}$	f	H_{nt} , ГПа	τ , ГПа
Армко-Fe	лазерная закалка	2,2	10,0	0,65	6,3	4,1
Г10	зак. 1100°C в воде	3,9	20,0	0,55	6,3	3,5
Н20	зак. 1100°C в воде, охл. -196°C	2,8	40,0	0,65	6,3	4,1
Н20ТЮС2	зак. 980°C в воде	4,0	0,5	0,62	7,1	4,4
	зак. 980°C в воде, старение 480°C, 3 ч	7,0	1,0	0,58	7,2	4,2
Н18К9М5Т	зак. 950°C в воде	3,4	20,0	0,50	6,3	3,2
	зак. 950°C в воде, старение 480°C, 3 ч	5,4	60,0	0,66	5,9	3,9

Влияние типа кристаллической решетки. Данные табл. 4 показывают, что НКСТ малоуглеродистого (<0,1 мас. % С) α (ОЦК)-мартенсита характеризуются существенно большей интенсивностью адгезионного изнашивания по сравнению с НКСТ малоуглеродистого γ (ГЦК)-аустенита и ε (ГПУ)-мартенсита.

Таблица 4

Влияние типа кристаллической решетки на прочностные и трибологические свойства НКСТ, возникающих в сплавах железа и нержавеющей аустенитных сталях (трение по стали 45 на воздухе, $V=0,07$ м/с, $N=294$ Н)

Материал	Фазовый состав НКСТ	H_n , ГПа	τ , ГПа	f	$I_h, 10^{-7}$
Г10	α (ОЦК)-мартенсит	6,3	3,5	0,55	20
Н18К9М5Т	α (ОЦК)-мартенсит	6,3	3,2	0,50	20
Г40	γ (ГЦК)- аустенит	6,7	3,0	0,45	6
Г21	ε (ГПУ)-мартенсит	5,6	1,6	0,28	3
02Х11Г16Н*	90 % ε (ГПУ)+10% γ (ГЦК)	6,2	1,6	0,25	4
07Х18Г19А0,54	γ (ГЦК)+10 % α'	8,1	2,0	0,25	2

02Х11Г16Н* - Патент 2061783.

Минимальными значениями коэффициентов трения ($f=0,25-0,28$), сопротивления сдвигу ($\tau=1,6-2,0$ ГПа) и, соответственно, повышенным сопротивлением адгезионному изнашиванию обладают НКСТ ε (ГПУ)-фазы высокомарганцовистых сплавов железа, включая стали, а также НКСТ γ (ГЦК)-фазы азотсодержащих аустенитных сталей. Это связано с действием легкого базисного скольжения в кристаллах (фрагментах) НКСТ ε -фазы, изоморфной α -кобальту, а также с вырождением множественного скольжения и активизацией планарного скольжения во фрагментах НКСТ азотистых

аустенитных сталей. Малое число действующих в данных НКСТ систем скольжения облегчает движение дислокаций через тела фрагментов к их границам, что в конечном счете обуславливает уменьшение сопротивления НКСТ пластической деформации (ротациям фрагментов) в направлении действия внешней тангенциальной силы и, таким образом, снижает коэффициент трения рассматриваемых НКСТ.

Влияние элементов внедрения. Легирование сталей большим количеством (0,4-1,5 %) углерода и азота приводит к значительному повышению уровня закрепления дислокаций в НКСТ вследствие протекания в α и γ -фазах процессов деформационного динамического старения, характеризующихся формированием примесных атмосфер дислокаций. Это обуславливает рост прочности (H , τ) и снижение интенсивности изнашивания НКСТ сталей (табл. 5).

Таблица 5

Прочностные и трибологические свойства нанокристаллических структур (НКСТ) мартенситных и аустенитных сталей при нагружении в одноименных парах трения в среде азота (числитель) и на воздухе (знаменатель) ($V=0,018$ м/с, $N=588$ Н)

Сталь, термообработка	Содержание элемента внедрения	Фазовый состав НКСТ	H , ГПа	τ , ГПа	f	I_h , 10^{-8}
У8 (зак. 810°C, вода)	0,83 % С	α (ОЦТ)	$\frac{11,5}{12,0}$	$\frac{8,1}{7,2}$	$\frac{0,70}{0,60}$	$\frac{0,4}{4,0}$
У8 (зак.+отп. 200°C, 2ч)	0,83 % С	α	$\frac{11,5}{9,9}$	$\frac{6,3}{5,5}$	$\frac{0,55}{0,55}$	$\frac{0,4}{14}$
сталь 40 (зак. 950°C в 10 % водный р-р NaCl)	0,40 % С	α (ОЦТ)	$\frac{10,5}{9,3}$	$\frac{4,7}{4,7}$	$\frac{0,45}{0,50}$	$\frac{750}{20}$
сталь 40 (зак.+отп. 200°C - 2ч)	0,40 % С	α	$\frac{9,9}{8,7}$	$\frac{4,4}{4,4}$	$\frac{0,45}{0,50}$	$\frac{470}{100}$
150Г4 (зак. 1150°C)	1,50 % С	$\gamma+30\% \alpha'$	$\frac{10,7}{9,3}$	$\frac{6,4}{5,6}$	$\frac{0,60}{0,60}$	$\frac{0,4}{4,4}$
45Х12Г8 (зак. 1150°C)	0,45 % С	$\geq 80\% \alpha'$ (ОЦК)	$\frac{10,1}{10,5}$	$\frac{4,0}{5,9}$	$\frac{0,40}{0,56}$	$\frac{1,2}{24}$
120Г13 (зак. 1100°C)	1,20 % С	γ (ГЦК)	$\frac{9,3}{8,9}$	$\frac{4,7}{5,0}$	$\frac{0,50}{0,56}$	$\frac{2}{24}$
80Г20 (зак. 1100°C)	0,80 % С	γ (ГЦК)	$\frac{8,1}{7,3}$	$\frac{4,1}{4,4}$	$\frac{0,50}{0,60}$	$\frac{6}{26}$
05Х18Г22А0,83 (зак. 1150°C)	0,83 % N	$\geq 80\% \gamma$ (ГЦК)	$\frac{7,3}{7,4}$	$\frac{4,1}{3,3}$	$\frac{0,57}{0,44}$	$\frac{16}{160}$

При трении в безокислительной среде азота наибольшей прочностью и минимальной интенсивностью изнашивания характеризуются НКСТ высокоуглеродистых закаленных мартенситной стали У8 и метастабильной аустенитной стали 150Г4, в которой при трении образуется до 30 об. %

мартенсита деформации (α'). Снижение концентрации углерода в мартенсите и аустените до уровня 0,40-0,45 % (стали 40 и 45X12Г8) существенно увеличивает интенсивность изнашивания НКСТ вследствие меньшего заполнения дислокационных атмосфер атомами углерода. НКСТ высокоуглеродистых стабильных аустенитных сталей 80Г20 и 120Г13 характеризуются значительно меньшими прочностью и износостойкостью, чем НКСТ сталей У8 и 150Г4. Следовательно уровень примесного закрепления дислокаций атомами углерода в НКСТ высокоуглеродистого аустенита значительно ниже, чем в НКСТ высокоуглеродистого α -мартенсита. Причиной этого может быть более высокая, чем в аустените, эффективная энергия связи дислокаций с атомами углерода в α -мартенсите. Пониженные прочностные и трибологические свойства НКСТ азотсодержащей аустенитной стали 05X18Г22А0,83 по сравнению с характеристиками НКСТ стали 80Г20 (см. табл. 5) свидетельствуют о том, что азот менее эффективно, чем углерод в равном количестве, закрепляет дислокации в аустените при интенсивной деформации трением.

Влияние окислительной среды. При испытании одноименных пар трения на воздухе (см. табл. 5, знаменатель) интенсивность изнашивания исследуемых сталей, за исключением стали 40, увеличилась примерно на порядок по сравнению с испытаниями в газообразном азоте (см. табл. 5, числитель). Качественно подобный результат резкого роста интенсивности изнашивания при переходе от безокислительной среды испытаний (аргон, азот) к окислительной воздушной среде установлен также при трении в одноименной паре легированного водородом титанового сплава и в разноименных парах с малыми (<0,1 м/с) скоростями самых различных сплавов: высокоуглеродистые стали со структурами закалки (см. рис. 3) и изотермического распада аустенита (см. Гл. 3), нержавеющие азот- и углеродсодержащие стали (см. Гл. 2), Cr-Ni и Cr-Ni-Co лазерные наплавки. Это указывает на общий для многих высокопрочных сплавов характер установленного эффекта, который заключается в охрупчивающем влиянии кислорода воздуха и связан с особой ролью НКСТ в формировании трибологических свойств сплавов. Активное насыщение кислородом НКСТ обусловлено их высокой дефектностью (большая плотность дислокаций, сильно развитая система границ фрагментов НКСТ), а также действием ротационного механизма пластической деформации, способствующего ускоренной транспортировке атомов (ионов) кислорода с контактной поверхности в объем материала. Обогащение кислородом сильнодеформированного поверхностного слоя увеличивает его хрупкость и приводит к ускоренному разрушению при трении.

Влияние дисперсной карбидной фазы. При трении в среде азота, когда имеет место адгезионное взаимодействие стальных поверхностей и процессы пластической деформации происходят наиболее интенсивно, НКСТ

низкоотпущенных сталей У8 и 40 не уступают в износостойкости НКСТ закаленных сталей (см. табл. 5, числитель). Это обусловлено практически полным деформационным растворением (диссоциацией) дисперсных частиц ϵ -карбида, выделившихся из мартенсита при низком отпуске, и переходом атомов углерода в дислокационные атмосферы. При трении в воздушной среде из-за ускоренного разрушения обогащенного кислородом поверхностного слоя деформационное растворение ϵ -карбидов в отпущенном при 200°C мартенсита не успевает происходить в полной мере и примесные атмосферы дислокаций остаются незаполненными. Следствием этого является резкое падение эффективной прочности и износостойкости (в 3,5-5 раз) НКСТ закаленных сталей У8 и 40 в результате низкого отпуска (см. табл. 5, знаменатель). Выделяющиеся из мартенсита дисперсные карбидные частицы в данном случае оказывают охрупчивающее действие и менее эффективно закрепляют дислокации в НКСТ α -мартенсита, чем атомы углерода, находящиеся в примесных атмосферах дислокаций.

Таким образом, формирование НКСТ является важнейшим завершающим этапом структурных превращений в сталях и сплавах, вызванных внешними контактными напряжениями. Данный этап характеризуется переходом к преимущественно ротационному механизму пластической деформации в материале приповерхностного слоя трущихся тел. Ротации (относительные развороты) фрагментов НКСТ включают процессы перемещения дислокаций внутри и на границах фрагментов. Вследствие этого прочностные и трибологические свойства НКСТ во многом определяются процессами перемещения, торможения и блокировки дислокаций в теле фрагментов и их границах. Так, величина коэффициента трения сталей и сплавов в сильной степени зависит от процессов перемещения дислокаций внутри фрагментов НКСТ и анизотропии прочностных свойств материала поверхностного слоя. Атомы углерода и азота из-за повышенной энергии связи с ядрами дислокаций активно взаимодействуют с дислокациями, сосредоточенными преимущественно в зернограницных областях НКСТ, обеспечивая рост эффективной прочности поверхности. Однако износостойкость высокопрочных сплавов в сильной степени зависит не только от параметров прочности (микротвердость, сопротивление сдвигу) НКСТ, но и от их вязкости. Поэтому снижающие вязкость НКСТ факторы, такие как присутствие относительно хрупких интерметаллидных и ϵ -карбидных частиц, а также насыщение активного поверхностного слоя кислородом, отрицательно влияют на сопротивление сталей и сплавов изнашиванию. Высокая прочность НКСТ не всегда обеспечивает большую износостойкость. Так, формирование на поверхности относительно мягких сплавов высокопрочных НКСТ может происходить в условиях интенсивного адгезионного изнашивания, поскольку возникает значительный градиент твердости и разрушение активно развивается по глубинным менее прочным слоям материала.

В пятой главе «Повышение прочности и износостойкости закаленных сталей фрикционной обработкой, формирующей структуру нанокристаллического деформационно состаренного мартенсита» изучены структура, твердость, теплостойкость и износостойкость закаленных, а также низкоотпущенных сплавов железа, подвергнутых фрикционной обработке инденторами из твердых материалов и абразивными частицами.

Фрикционная обработка в условиях трения скольжения, исключающих заметный нагрев поверхности трения, является перспективным способом наноструктурирования поверхностных слоев практически любых сплавов железа, включая такие высокопрочные и труднодеформируемые сплавы, как термоупрочненные высокоуглеродистые (рис. 17а, б), цементированные и быстрорежущие стали. Функциональные нанокристаллические слои могут быть сформированы с помощью обработки инденторами из твердых материалов (твердый сплав, Al_2O_3 , инструментальные стали), а также абразивными частицами.

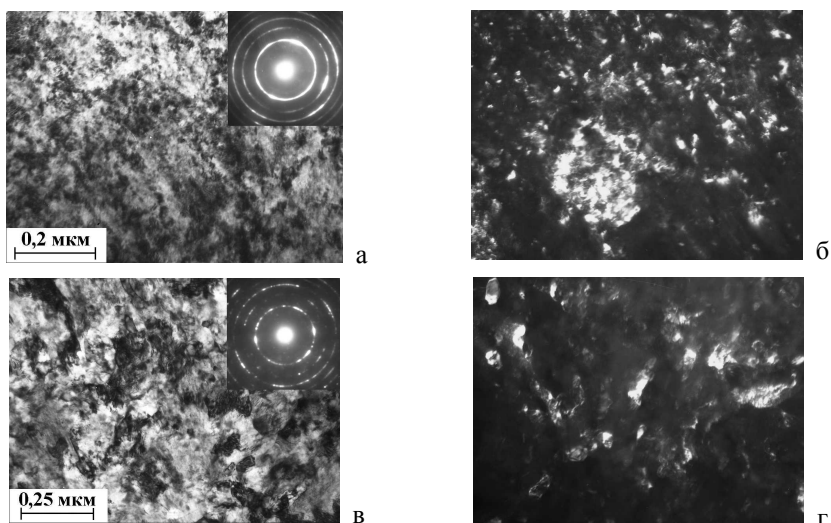


Рис. 17. Структура поверхностного слоя закаленной стали У8 после фрикционной обработки индентором из закаленной стали У8 в среде аргона (а, б), а также дополнительного отпуска при 350°С в вакууме продолжительностью 20 час (в, г):

а, в – светлопольные изображения и дифракции;
б, г – темнопольные изображения в рефлексе (110) α

Проведение фрикционной обработки сплавов железа с содержанием углерода 0,04-1,35 %, подвергнутых лазерной и объемной закалкам, позволило провести комплексное исследование прочностных и трибологических свойств нанокристаллического мартенсита различного состава (по углероду). Установлено, что уровень твердости нанокристаллического мартенсита возрастает при увеличении содержания

углерода в закаленных сталях до 0,8-1,0 мас.%, достаточного для полного насыщения примесных атмосфер, образовавшихся вблизи ядер дислокаций в НКСТ, для которых характерна плотность дислокаций $(0,5-1,0) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. Важнейшими структурными факторами, определяющими глубину деформационного упрочнения при фрикционной обработке сталей, являются эффективность развития под действием трения процессов деформационного динамического старения мартенсита, диссоциации карбидных фаз и превращения метастабильного остаточного аустенита в мартенсит деформации. За счет эффективного развития деформационного динамического старения в высокоуглеродистом мартенсите глубина упрочнения при фрикционной обработке закаленной высокоуглеродистой стали (рис. 18, кривая 1) значительно превышает глубину деформационного упрочнения в более пластичных низкоотпущенных (рис. 18, кривая 2), закаленных среднеуглеродистых сталях и отожженных сталях.

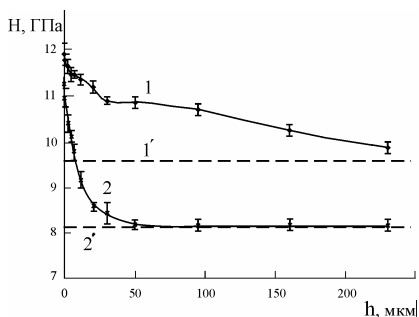


Рис. 18. Изменение микротвердости H по глубине h поверхностного слоя стали У8, подвергнутой фрикционной обработке твердосплавным индентором в среде газообразного азота:

- 1, 1' – закалка, обработка холодом;
- 2, 2' – закалка, обработка холодом, отпуск 200°C;
- 1, 2 – после фрикционной обработки;
- 1', 2' – исходное состояние.

Проведение фрикционной обработки в безокислительной среде (аргон, азот), предотвращающей охрупчивание поверхностного слоя, способствует формированию более дисперсных и однородных НКСТ (см. рис. 17а, б). Показана возможность эффективного упрочнения сталей, содержащих карбидную фазу, в условиях высокоинтенсивной поверхностной пластической деформации трением, обеспечивающей деформационное растворение карбидной фазы.

Нанокристаллические структуры, образующиеся на поверхности трения закаленных на α -мартенсит (рис. 19), а также низкоотпущенных сталей, обладают повышенным сопротивлением разупрочнению при нагреве, в том числе и при длительном (до 20 час) отпуске при температурах 350-550°C. Это обусловлено сохранением до температур нагрева не менее 350°C повышенной дисперсности α -фазы даже при длительных выдержках (рис. 17 в, г); сильным закреплением дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите сталей процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения карбидной фазы; торможением формирования и роста карбидных частиц, а также процессов возврата при нагреве деформированного трением поверхностного слоя.

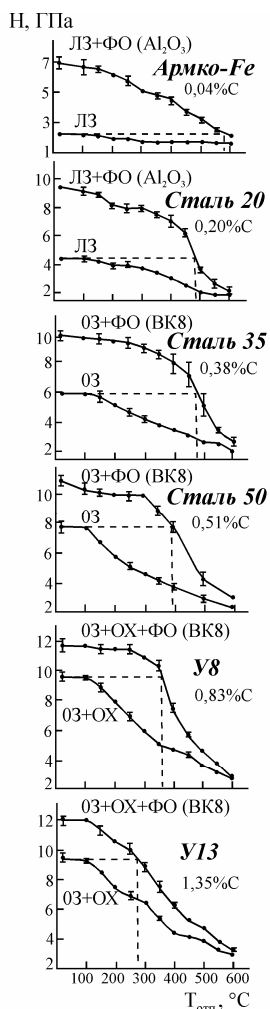


Рис. 19. Влияние температуры отпуска (выдержка 1 ч в вакууме) на микротвердость сплавов железа с углеродом: ЛЗ – лазерная закалка; ОЗ – объемная закалка; ОХ – обработка холодом при -196°C ; ФО – frictional обработка инденторами

Эффект повышения теплостойкости при фрикционной обработке снижается с ростом содержания углерода в сплавах: более высокая твердость нанокристаллического слоя по сравнению с твердостью закаленного недеформированного состояния (см. пунктир на рис. 19) у армко-железа сохраняется при нагреве до 550°C , у сталей 20 и 35 – до 450°C , у стали 50 – до 400°C , у стали У8 – до 350°C , а у стали У13 – лишь до 250°C . Это, очевидно, обусловлено снижением устойчивости к термическому распаду дислокационных атмосфер при увеличении степени насыщенности их углеродом.

Сравнительный анализ трибологических свойств стали У8, подвергнутой лазерной или объемной закалке и комбинированной упрочняющей обработке (закалка с последующим фрикционным упрочнением), показал, что дополнительная фрикционная обработка обуславливает существенное снижение интенсивности изнашивания закаленной стали при трении скольжения пар металл-металл (в отсутствии заметного фрикционного нагрева) и в условиях абразивного воздействия. Отмеченное преимущество в износостойкости у стали, упрочненной комбинированной обработкой, сохраняется и после отпуска при $200\text{-}300^{\circ}\text{C}$.

Фрикционная обработка приводит также к существенному росту сопротивления закаленных высокоуглеродистых и конструкционных сталей тепловому схватыванию в условиях трения скольжения с большими скоростями (более 2 м/с). Рис. 20 показывает, что в интервале скоростей скольжения $2,7\text{-}3,4\text{ м/с}$ комбинированная обработка стали У8 (лазерная закалка + фрикционная обработка) обеспечивает по сравнению с лазерной закалкой не только значительное (на два порядка) повышение износостойкости, но и более низкий коэффициент трения. Важно отметить

одинаковый эффект повышения фрикционной теплостойкости закаленной стали У8 при обработке ее поверхности индентором из твердого сплава и абразивными частицами. Данный результат можно объяснить тем, что при воздействии закрепленным абразивом, как и при нагружении индентором, в поверхностном слое стали У8 со структурой неотпущенного тетрагонального мартенсита интенсивно развивается деформационное динамическое старение. Эффект повышенной фрикционной теплостойкости закаленных высокоуглеродистых сталей, подвергнутых интенсивному пластическому деформированию трением, установлен при испытаниях в окислительной (воздух) и безокислительной (газообразный азот) средах.

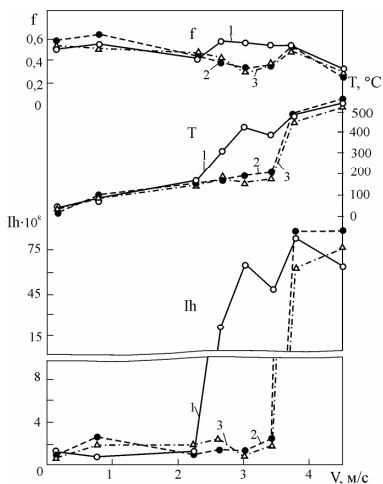


Рис. 20. Зависимости интенсивности изнашивания I_h , коэффициента трения f и температуры поверхностного слоя T стали У8 от скорости скольжения V при трении по стальному диску:

- 1 – лазерная закалка (ЛЗ);
- 2 – ЛЗ + фрикционная обработка (ФО) твердосплавным индентором;
- 3 – ЛЗ + ФО абразивными частицами

На основании проведенных исследований предложен новый способ поверхностного упрочнения стальных изделий (патент 2194773), включающий комбинированную обработку (объемная или лазерная закалка с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения при температуре поверхностного слоя в интервале от -196 до 100°C и возможным последующим отпуском) и основанный на создании в поверхностном слое нанокристаллической мартенситной структуры, претерпевшей деформационное динамическое старение. Важными преимуществами способа являются возможность формирования нанокристаллических структур с уникальными физико-механическими свойствами на поверхности высокопрочных и хрупких материалов, применимость способа к стальным изделиям практически любых размеров, подвергнутых как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной) или химико-термической обработкам, а также значительная глубина деформационного упрочнения.

Показана возможность использования вихретокового метода для контроля глубины упрочненного слоя (и, соответственно, качества фрикционной обработки), а также структурного состояния поверхности закаленных и низкоотпущенных сталей, подвергнутых фрикционной обработке и последующему термическому воздействию.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Износостойкость углеродистых сплавов с мартенситной структурой может быть существенно повышена за счет активизации в тетрагональном α -мартенсите процессов деформационного динамического старения, которые в условиях фрикционного воздействия интенсивно протекают даже при пониженных (до -196°C) температурах, обеспечивая рост деформационного упрочнения поверхности трения. Эта активизация достигается проведением термических обработок, обеспечивающих сохранение в кристаллической решетке мартенсита возможно большей концентрации углерода, а также легированием сплавов повышенным (более 0,6 %) количеством углерода и элементами замещения, усиливающими взаимодействие дислокаций с примесными атомами в α -фазе.

Резкое снижение абразивной износостойкости углеродистых, низколегированных и цементированных сплавов железа при низкотемпературном отпуске может быть эффективно замедлено формированием в структурах лазерной и объемной закалок 20-70 об. % метастабильного остаточного аустенита, который вследствие превращения под действием трения в высокопрочный нанокристаллический мартенсит деформации не уступает в износостойкости неотпущенному тетрагональному мартенситу охлаждения.

Предложены способы, обеспечивающие повышение работоспособности буровых долот за счет проведения лазерной закалки (а.с. 1580814) и оптимизированного низкотемпературного отпуска (а.с. 1612597; способ используется в серийном производстве лап и шарошек долот из сталей 14ХНЗМА, 20ХНЗА, 19ХГНМА), основанные на создании в цементированном слое мартенситно-аустенитной структуры с повышенным (более 0,5-0,6 %) содержанием углерода в твердом растворе.

Разработаны вихретоковый и коэрцитиметрический (патент 2069343) методы оценки износостойкости конструкционных, инструментальных, цементированных сталей и высокопрочного чугуна, подвергнутых лазерной или объемной закалке, обработке холодом и отпускам. Предложена методика вихретокового контроля качества лазерной закалки беговых дорожек опорного узла буровых долот.

2. Положительное влияние на износостойкость деформационного динамического старения тетрагонального мартенсита и деформационного превращения метастабильного остаточного аустенита может быть эффективно использовано для повышения сопротивления адгезионному и абразивному изнашиванию высоколегированных сплавов, содержащих в структуре значительное количество высокопрочных специальных карбидов.

Предложены способы термообработки быстрорежущей стали (патент 2059000, способ внедрен в производство пуансонов из стали Р6М5), штамповой стали Х12М и высокохромистого чугуна, включающие

высокотемпературную закалку, однократный высокий отпуск с последующим низким отпуском и возможной обработкой холодом. Существенное повышение стойкости формующего, режущего и штампового инструмента достигается за счет создания комплексной структуры, включающей наряду с высокоотпущенным мартенситом износостойкие метастабильные фазы – высокоуглеродистый мартенсит и остаточный аустенит.

3. Высокохромистые азотсодержащие (0,07-0,22 % N) стали с мартенситной, мартенситно-ферритной и мартенситно-аустенитной структурами закалки наибольшей абразивной износостойкостью обладают в состаренном состоянии, в то время как углеродсодержащие стали – после закалки и низкого отпуска. Рост износостойкости при трении скольжения и абразивном воздействии высокохромистых сталей с 1,00-1,39 % азота достигается закалкой от повышенных температур, формирующей структуру метастабильного высокоазотистого аустенита. Азотистый мартенсит в рассматриваемых сталях уступает в сопротивлении абразивному, адгезионному, окислительному и тепловому изнашиванию углеродистому мартенситу (стали 20X13 и 95X18).

В условиях сухого трения скольжения при отсутствии заметного фрикционного нагрева нержавеющие аустенитные стали с 0,27-1,24 % азота по уровню износостойкости превосходят аустенитную сталь 12X18H9, уступая высокоуглеродистым сталям 110Г13 и 95X18 (закаленной на аустенит). Формирование аустенитной структуры в высокохромистых и хромомарганцевых сталях с 0,21-1,39 % азота приводит к снижению коэффициента трения (вплоть до $f=0,25$) вследствие развития в азотистом аустените при деформации планарного скольжения дислокаций. Это открывает перспективы применения азотсодержащих аустенитных сталей в качестве высокопрочных антифрикционных материалов.

4. Повышение износостойкости углеродистых и низколегированных сталей эвтектоидного и заэвтектоидного составов обеспечивается формированием структуры неравновесного тонкопластинчатого перлита с межпластинчатым расстоянием $\lambda \sim 0,06-0,10$ мкм при температурах распада аустенита, близких к температурному интервалу верхнего бейнитного превращения. Указанный тонкопластинчатый перлит превосходит в износостойкости не только грубопластинчатый перлит, но и верхний бейнит, а при адгезионном изнашивании – и более твердый сверхмелкодисперсный ($\lambda \sim 0,04$ мкм) низкотемпературный перлит, образующийся при температурах между верхним и нижним бейнитными превращениями и характеризующийся значительной хрупкостью в условиях деформации трением. Большая износостойкость тонкопластинчатого перлита в заэвтектоидных и эвтектоидных сталях определяется наряду с его высокой дисперсностью также наличием сверхравновесного содержания углерода в ферритной составляющей и повышенной дефектности карбидной фазы, что обеспечивает данной метастабильной структуре рост не только исходной твердости, но и

способности к интенсивному деформационному упрочнению при изнашивании.

Показана возможность использования вихретокового и магнитных методов, а также метода электромагнитно-акустического преобразования для аттестации износостойких структур тонкопластинчатого перлита в высокоуглеродистых сталях, а также для оценки изменений износостойкости и механических свойств перлитных сталей при отжиге.

5. Трибологические свойства сплавов железа в значительной степени определяются типом кристаллической решетки, степенью легированности элементами внедрения (углерод, азот) и замещения, дисперсностью, прочностью и сопротивлением ротациям фрагментов нанокристаллических структур трения (НКСТ), возникающих при адгезионном и абразивном изнашивании в сталях и сплавах на заключительном этапе структурных превращений, вызванных контактными напряжениями.

В малоуглеродистых ($<0,1$ % C) сплавах железа НКСТ γ (ГЦК)-аустенита и ε (ГПУ)-мартенсита обладают существенно большим сопротивлением адгезионному изнашиванию по сравнению с НКСТ α (ОЦК)-мартенсита, износостойкость которого резко повышается при легировании элементами замещения (Si, Ti), усиливающими твердорастворное упрочнение мартенсита. Упрочнение интерметаллидными частицами (Ni_3Ti , Ni_3Al) снижает сопротивление α -мартенсита адгезионному изнашиванию вследствие их отрицательного влияния на вязкость НКСТ. В сплавах с высоким ($\sim 0,8$ %) содержанием углерода или азота максимальными прочностью и сопротивлением адгезионному изнашиванию характеризуется НКСТ высокоуглеродистого α -мартенсита закаленной неотпущенной эвтектоидной стали, поскольку примесный механизм закрепления дислокаций атомами углерода в НКСТ α -мартенсита значительно более эффективен, чем в НКСТ аустенита (и по сравнению с барьерным механизмом торможения дислокаций дисперсными карбидами в низкоотпущенном α -мартенсите), а азот менее эффективно, чем углерод, закрепляет дислокации в НКСТ аустенита.

Активное насыщение контактной поверхности кислородом при трении в воздушной среде с малыми ($<0,1$ м/с) скоростями скольжения существенно снижает износостойкость высокопрочных сталей и сплавов, что связано с повышенной хрупкостью НКСТ, обогащенных кислородом. Формирование на поверхности относительно мягких сплавов высокопрочных НКСТ при наличии значительного градиента твердости не обеспечивает эффективного сопротивления адгезионному изнашиванию вследствие активизации разрушения материала по его глубинным менее прочным слоям.

6. Фрикционная обработка в условиях трения скольжения и абразивного воздействия является эффективным способом формирования нанокристаллических структур с повышенными физико-механическими свойствами на поверхности практически любых сплавов железа, включая

высокопрочные и труднодеформируемые термоупрочненные высокоуглеродистые, цементированные и быстрорежущие стали.

Разработан способ поверхностного упрочнения стальных изделий (патент 2194773), включающий комбинированную обработку (объемная или лазерная закалка с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения, в том числе при пониженных до -196°C температурах, и возможным отпуском) и основанный на создании в поверхностном слое нанокристаллического деформационно состаренного мартенсита. Сформированные фрикционной обработкой в закаленных углеродистых сталях нанокристаллические слои обладают повышенным сопротивлением разупрочнению при длительном (до 20 час) нагреве до $350-550^{\circ}\text{C}$, повышенной износостойкостью при трении в парах металл-металл и металл-абразив (в том числе и после отпуска при $200-300^{\circ}\text{C}$), а также повышенной фрикционной теплостойкостью в условиях трения скольжения с большими (более 2 м/с) скоростями в окислительной и безокислительной средах.

Уровень твердости нанокристаллического мартенсита возрастает при увеличении содержания углерода в закаленных сталях до 0,8-1,0 %, достаточного для полного насыщения примесных атмосфер, образовавшихся вблизи ядер многочисленных дислокаций, сосредоточенных преимущественно в приграничных участках НКСТ. Однако эффективность повышения теплостойкости фрикционной обработкой снижается с ростом содержания углерода в диапазоне концентраций 0,04-1,35 %.

Показана возможность вихретокового контроля глубины упрочненного слоя и структурного состояния сталей, подвергнутых фрикционной обработке и последующему термическому воздействию.

7. Реализация комплексного подхода, включающего изучение структурных механизмов повышения износостойкости сплавов железа, разработку на этой основе новых термических и деформационных обработок, а также создание неразрушающих методов аттестации износостойких структур, не только обеспечивает формирование в сплавах оптимальных износостойких структурных состояний, но и позволяет контролировать наличие в изделиях указанных структур и прогнозировать их физико-механические свойства.

В заключение автор выражает глубокую признательность и благодарность доктору технических наук Л.Г.Коршунову, академику РАН В.М.Счастливцеву, члену-корреспонденту РАН Э.С.Горкунову и всем соавторам из ИМАШ УрО РАН, ИФМ УрО РАН и ЮУрГУ за помощь в постановке и проведении исследований.

ОСНОВНЫЕ РАБОТЫ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в журналах, рекомендованных ВАК:

1. Химич Г.Л., Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Осинцева А.Л. Износостойкость и структурные превращения стали 35, упрочненной излучением лазера // *Машиноведение*. – 1986. – № 3. – С. 99–102.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Химич Г.Л. и др. Влияние обработки непрерывным излучением лазера на износостойкость низкоуглеродистых сталей // *Трение и износ*. – 1987. – Т. 8. – № 2. – С. 293–301.
3. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Осинцева А.Л. Исследование износостойкости и структурных превращений при абразивном изнашивании стали У8, упрочненной лазером // *Трение и износ*. – 1988. – Т. 9. – № 1. – С. 52–59.
4. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Счастливцев В.М. и др. Структура и износостойкость стали У8, обработанной лазером // *ФММ*. – 1988. – Т. 66. – Вып. 5. – С. 948–957.
5. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. и др. Структура и износостойкость цементированной стали 20ХН3А, подвергнутой электронно-лучевой и лазерной обработкам // *ФММ*. – 1989. – Т. 68. – Вып. 1. – С. 126–132.
6. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Осинцева А.Л. Влияние отпуска и фрикционного нагрева на износостойкость стали У8, закаленной лазером // *Трение и износ*. – 1991. – Т. 12. – № 5. – С. 870–878.
7. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса // *ФММ*. – 1994. – Т. 78. – Вып. 4. – С. 128–146.
8. Горкунов Э.С., Сомова В.М., Макаров А.В. и др. Магнитные и электромагнитные методы оценки износостойкости стальных изделий // *Дефектоскопия*. – 1995. – № 6. – С. 33–39.
9. Косицина И.И., Сагарадзе В.В., Макаров А.В. и др. Влияние структуры на свойства белых хромистых чугунов // *МиТОМ*. – 1996. – № 4. – С. 7–10.
10. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л., Насонов С.П. Структура, прочность и теплостойкость мартенсита стали У8, деформированной трением // *ФММ*. – 1996. – Т. 82. – Вып. 2. – С. 38–48.
11. Макаров А.В., Насонов С.П., Коршунов Л.Г. и др. Влияние дополнительного легирования ванадием и молибденом на структуру и износостойкость высокоуглеродистой мартенситной стали // *ФММ*. – 1997. – Т. 83. – Вып. 2. – С. 128–137.
12. Коршунов Л.Г., Гойхенберг Ю.Н., Терещенко Н.А., Уваров А.И., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Износостойкость и структура поверхностного слоя азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей при трении и абразивном воздействии // *ФММ*. – 1997. – Т. 84. – Вып. 5. – С. 137–149.
13. Макаров А.В., Коган Л.Х., Горкунов Э.С. и др. Оценка абразивной износостойкости низколегированных инструментальных сталей

- магнитными и электромагнитными методами // Дефектоскопия. – 1998. – № 5. – С. 3–12.
14. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Черненко Н.Л. Износостойкость и структурные изменения поверхностного слоя азотсодержащих высокохромистых сталей мартенситного класса при абразивном воздействии и трении скольжения // ФММ. – 1998. – Т. 86. – Вып. 4. – С. 104–114.
 15. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Коган Л.Х. и др. Абразивная износостойкость углеродистых и низколегированных инструментальных сталей и ее оценка неразрушающими методами // Трение и износ. – 1998. – Т. 19. – № 5. – С. 633–641.
 16. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В. и др. Влияние твердорастворного упрочнения феррита и сфероидизации цементита на износостойкость эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // ФММ.– 1999. – Т. 88. – Вып. 1. – С. 94–103.
 17. Макаров А.В., Коган Л.Х., Счастливцев В.М. и др. Возможности контроля твердости и износостойкости эвтектоидной углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита магнитными и электромагнитными методами // Дефектоскопия. – 2000. – № 8. – С. 3–17.
 18. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л. Износостойкость и деформационное упрочнение углеродистых и низколегированных инструментальных сталей в условиях трения скольжения с большими контактными нагрузками // Трение и износ.–2000.–Т. 21.–№ 5.–С. 501–510.
 19. Горкунов Э.С., Макаров А.В., Коган Л.Х. Магнитные и электромагнитные методы контроля износостойкости стальных изделий // Контроль. Диагностика. – 2000. – № 11. – С. 13–15.
 20. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and Their Effect on the Tribological Properties of Steels // The Physics of Metals and Metallography. – 2000. – V. 90. – Suppl. 1. – P. S48-S58.
 21. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л. Влияние процесса фрикционного окисления на разрушение поверхностей трения углеродистых сталей // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2000. – Т. 5. – Вып. 2–3. – С.326–328.
 22. Счастливцев В.М., Табатчикова Т.И., Макаров А.В. и др. Износостойкость углеродистой стали со структурой тонкопластинчатого перлита // МиТОМ. – 2001. – № 1. – С. 27–31.
 23. Макаров А.В., Коган Л.Х., Горкунов Э.С., Колобылин Ю.М. Вихретоковый контроль износостойкости цементированной хромоникелевой стали 20ХН3А // Дефектоскопия. – 2001. – № 2. – С. 67–78.
 24. Макаров А.В., Счастливцев В.М., Горкунов Э.С. и др. Возможности неразрушающего контроля физико-механических характеристик заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита // Дефектоскопия. – 2002. – № 10. – С. 62–86.

25. Макаров А.В., Анисимова Л.И., Коршунов Л.Г. Влияние больших концентраций водорода (0,10-0,65 мас. %) на трибологические свойства β -титанового сплава BT35 // Трение и износ.–2002.–Т. 23.–№ 5. – С. 541–550.
26. Shabashov V.A., Korshunov L.G., Mukoseev A.G., Sagaradze V.V., Makarov A.V., Pilyugin V.P., Novikov S.I., Vildanova N.F. Deformation-induced phase transitions in a high-carbon steel // Materials Science and Engineering. – 2003. – A346. – P. 196–207.
27. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки // Трение и износ. – 2003. – Т. 24. – № 3. – С. 301–306.
28. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М. и др. Структура, трибологические и механические свойства азотсодержащих высокохромистых сталей с мартенситной основой // ФММ. – 2003. – Т. 96. – Вып. 3. – С. 101–112.
29. Макаров А.В., Счастливец В.М., Табатчикова Т.И. и др. Износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей со структурами изотермического распада аустенита // ФММ. – 2004. – Т. 97. – № 5. – С. 94–105.
30. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия ВУЗов. Физика.– 2004.– № 8.– С. 65–80.
31. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М. и др. Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей // ФММ. – 2004. – Т. 98. – № 4. – С. 96–112.
32. Счастливец В.М., Макаров А.В., Табатчикова Т.И. и др. Влияние структуры на износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей после изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И.Носова. – 2004. – №4 (8). – С. 73–81.
33. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Твердость, теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упроченных в условиях трения скольжения // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – № 4. – С. 26–33.
34. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х. и др. Особенности электромагнитных методов контроля износостойкости среднеуглеродистой конструкционной стали, подвергнутой лазерной или объемной закалке и отпуску // Дефектоскопия. – 2006. – № 7. – С. 28–39.
35. Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Влияние лазерной обработки на структуру, износостойкость и усталостные свойства высокопрочного чугуна // ФХОМ. – 2006. – № 4. – С. 46–55.
36. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х. и др. Вихретоковый и коэрцитиметрический контроль абразивной износостойкости шарикоподшипниковой стали ШХ15, подвергнутой лазерной и объемной термическим обработкам // Дефектоскопия. – 2006. – № 10. – С. 3–16.

37. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х. Применение вихретокового метода для оценки износостойкости β -титанового сплава ВТ35, легированного водородом // Дефектоскопия. – 2007. – № 1. – С. 27–33.
38. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой // МиТОМ.–2007.– № 3.– С.57–62.
39. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х., Колобылин Ю.М. Коэрцитиметрический и вихретоковый контроль абразивной износостойкости закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей. I. Стали, подвергнутые стандартной низкотемпературной закалке и отпуску // Дефектоскопия. – 2007. – № 5. – С. 3–11.
40. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х., Колобылин Ю.М. Коэрцитиметрический и вихретоковый контроль абразивной износостойкости закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей. II. Стали, подвергнутые различным режимам закалки, обработке холодом и отпуску после высокотемпературной закалки // Дефектоскопия. – 2007. – № 5. – С. 12–29.
41. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Влияние лазерной закалки и последующей термической обработки на структуру и износостойкость цементированной стали 20ХН3А // ФММ. – 2007. – Т. 103. – Вып. 5. – С. 536–548.
42. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Табатчикова Т.И. Особенности магнитного контроля механических свойств высокоуглеродистой стали со структурой пластинчатого перлита // Дефектоскопия.–2007.–№ 7.–С.22–34.
43. Макаров А.В., Саврай Р.А., Счастливцев В.М. и др. Механические свойства и особенности разрушения при статическом растяжении высокоуглеродистой стали с перлитными структурами различного типа // ФММ. – 2007. – Т. 10. – № 5. – С. 542–555.
44. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С. и др. Магнитный и электромагнитный контроль механических свойств высокоуглеродистой стали с исходной структурой тонкопластинчатого перлита, подвергнутой высокотемпературному отжигу // Дефектоскопия.– 2008.– № 2.– С. 56–75.
45. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С. и др. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на особенности магнитного и вихретокового контроля отожженной конструкционной стали, подвергнутой циклическому нагружению // Дефектоскопия. – 2008.– № 7.– С. 74–92.
46. Макаров А.В., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Поздеева Н.А. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали // ФХОМ. – 2009. – № 1. – С. 92–102.
47. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Коган Л.Х., Малыгина И.Ю. Оценка качества упрочняющей фрикционной обработки и последующего отпуска

- эвтектоидной стали вихретоковым методом // Дефектоскопия.– 2009.– № 2. – С. 78–91.
48. Саврай Р.А., Макаров А.В., Счастливцев В.М. и др. Особенности поведения перлита различной морфологии при циклическом растяжении // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 5. – С. 15–20.
49. Макаров А.В, Саврай Р.А., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. Сопротивление разупрочнению и изменение химического состава поверхности трения высокоуглеродистой стали при длительном нагреве в вакууме // Известия Челябинского научного центра. – 2009. – Вып. 2 (44). – С. 22–27.
50. Макаров А.В, Саврай Р.А., Осинцева А.Л., Малыгина И.Ю. Влияние химического состава на трибологические свойства хромоникелевых покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки // Известия Челябинского научного центра. – 2009. – Вып. 2 (44). – С. 28–33.
51. Макаров А.В., Горкунов Э.С., Колобылин Ю.М. и др. Вихретоковый контроль износостойкости упрочненной лазером цементированной хромоникелевой стали и качества лазерной обработки буровых долот // Дефектоскопия. – 2009. – № 10. – С. 41–57.
- Монография и статьи, опубликованные в сборниках трудов и материалах конференций:***
52. Актуальные вопросы лазерной обработки сталей и сплавов / Под ред. Соколова Б.К., Терегулова Н.Г. – Уфа: Технология, 1994. – 137 с. (Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Влияние лазерной закалки на износостойкость сталей с различным содержанием углерода. Гл. 2. – С. 30–57). ISBN-5-9217-03-05.
53. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л. Прочность и износостойкость нанокристаллических слоев, образующихся на поверхности трения сталей с мартенситной структурой // В сб. трудов «Структура и свойства нанокристаллических материалов». Екатеринбург: УрО РАН. – 1999. – С. 153–160.
54. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Выходец В.Б. и др. Структура, химический состав и трибологические свойства нанокристаллического слоя поверхности трения закаленной стали У8 // В сб. трудов «Структура и свойства нанокристаллических материалов». Екатеринбург: УрО РАН. – 1999. – С. 169–177.
55. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Нанокристаллические структуры трения и их роль в формировании трибологических свойств металлов и сплавов // В сб. трудов «Проблемы нанокристаллических материалов». Екатеринбург: УрО РАН. – 2002. – С. 170–187.
56. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Прочностные и трибологические свойства нанокристаллических структур, формирующихся в сталях и сплавах при абразивном и адгезионном изнашивании // В сб. трудов «Нанотехнология и физика функциональных нанокристаллических материалов». Екатеринбург: УрО РАН. – 2005. – Т. 1. – С. 288–305.

57. Счастливец В.М., Макаров А.В., Табатчикова Т.И. Износостойкость рельсовой стали // В сб. трудов «Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов». Екатеринбург: ГНЦ РФ ОАО «УИМ». – 2006. – С. 142–156.
58. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Эволюция при нагреве нанокристаллической структуры, сформированной интенсивной пластической деформацией на поверхности эвтектоидной стали // Материалы III Международной школы «Физическое материаловедение» «Наноматериалы технического и медицинского назначения». Тольятти: ТГУ. – 2007. – С. 199–202.
59. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // В сб. трудов «Развитие идей академика В.Д. Садовского». Екатеринбург: ИФМ УрО РАН. – 2008. – С. 218–241.
60. Макаров А.В. Формирование методами фрикционной обработки функциональных нанокристаллических слоев на стальных поверхностях // Материалы Третьей Всероссийской конференции по наноматериалам НАНО 2009. Екатеринбург: Уральское издательство. – 2009. – С. 770–773.
- Авторские свидетельства и патенты на изобретения:**
61. А.с. 1580814 СССР, МКИ С 21 D 9/00, В 23 К 26/00. Способ изготовления деталей бурового инструмента / А.В.Макаров, Л.Г.Коршунов, А.Л.Осинцева, И.Ю.Чупракова. Не подлежит опубликованию в открытой печати.
62. А.с. 1612597 СССР, МКИ С 21 D 1/78. Способ изготовления деталей буровых долот / Л.Г.Коршунов, А.В.Макаров, А.Г.Прохоров. Не подлежит опубликованию в открытой печати.
63. Патент 2059000 (Россия). МКИ С 21 D 9/22. Способ термической обработки быстрорежущей стали / А.В.Макаров, Л.Г.Коршунов. Оpubл. в БИМП. – 1996. – № 12.
64. Патент 2061783 (Россия). МКИ С 22 С 38/58. Сталь / Л.Г.Коршунов, Н.Л. Черненко, А.В.Макаров, И.А.Бердников. Оpubл. в БИМП. – 1996. – № 16.
65. Патент 2069343 (Россия). МКИ G 01 N 3/58. Способ определения износостойкости сталей и сплавов / Э.С.Горкунов, А.В.Макаров, Л.Г.Коршунов и др. Оpubл. в БИМП. – 1996. – № 32.
66. Патент 2194773 (Россия). МПК 7 С 21 D 6/04, 1/09. Способ обработки стальных изделий / А.В.Макаров, Л.Г.Коршунов, А.Л.Осинцева. – Оpubл. в БИМП. – 2002. – № 35.