

На правах рукописи



ДЕГТЯРЕВА Алла Григорьевна

ФОРМИРОВАНИЕ ОСОБОЙ СТРУКТУРЫ
И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛЕЙ
ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ДЕФОРМИРУЮЩИМ РЕЗАНИЕМ

Специальность 2.6.17. Материаловедение (технические науки)

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва - 2023

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана» (Национальный исследовательский университет).

Научный руководитель: **Жигалина Ольга Михайловна**
доктор физико-математических наук, профессор

Официальные оппоненты: **Костина Мария Владимировна**
доктор технических наук, доцент
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН),
ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией «Физико-химия и механика металлических материалов»
Соколовская Элина Александровна
кандидат технических наук, доцент
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» -
доцент кафедры Металловедения и физики прочности

Ведущая организация: Государственный научный центр Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина»

Защита состоится «12» декабря 2023 года в 14.30 часов на заседании диссертационного совета 24.2.331.01 при МГТУ им. Н.Э. Баумана по адресу: 105005, г. Москва, 2-я Бауманская ул. д. 5, стр. 1.

Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью, просьба высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н.Э. Баумана
Автореферат диссертации размещен на официальном сайте МГТУ им. Н.Э. Баумана www.bmstu.ru.

Телефон для справок 8 (499) 267-09-63.

Автореферат разослан «___» _____ 2023 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
кандидат технических наук, доцент



Плохих Андрей Иванович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. В настоящее время получение новых материалов, обеспечивающих заданный комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств, реализуется в процессе применения разнообразных способов воздействия, таких как закалка из жидкого состояния (К.Судзуки, А.М.Глезер), закалка токами высокой частоты (В. П. Вологдин, И. Н. Кидин), лазерное термоупрочнение (А.Г. Григорьянц), электромеханическая обработка (Б.М. Аскинази, В.П. Багмутов), закалка шлифованием (Brinksmeier E., Brockhoff T.), специальное точение (В.Г.Карпенко, Ю.И. Бабей) и др. Под влиянием экстремально высоких температур, скоростей нагрева и охлаждения, а также значительных степеней деформации, могут формироваться структурные состояния, принципиально отличающиеся от уже хорошо известных, полученных в результате традиционной термической обработки.

Многие из перечисленных обработок, как правило, приводят к упрочнению не всего изделия, а только его поверхностного слоя, либо имеются существенные ограничения по форме и размерам. К тому же, во многих случаях для поверхностного упрочнения применяется дополнительное дорогостоящее, как правило, энергоемкое нагревательное оборудование.

При высокоскоростной обработке деформирующим резанием (ДР) (Зубков Н.Н, Овчинников А.И.), реализуемой на стандартном металлорежущем станке с использованием простого инструмента, за счет трения и пластической деформации температура в зоне обработки может достигать 1100 °С всего за $4 \cdot 10^{-4}$ с, что существенно сокращает время проведения термической операции. Последующее охлаждение со скоростью, выше критической $V_{кр}$, происходит за счет отвода тепла в холодные слои заготовки без дополнительного использования охлаждающих жидкостей. Закономерно ожидать, что такие экстремальные воздействия должны проявляться особенно эффективно в случае закаливаемых материалов, таких, например, как стали. При этом структурное состояние, глубина и степень воздействия будут зависеть от содержания углерода. Кроме того, могут образоваться метастабильные фазы или дисперсные состояния, обеспечивающие высокий уровень физико-механических и эксплуатационных характеристик. При высокоскоростных обработках на структурообразование влияет много факторов, поэтому точно предсказать, какие именно структурные изменения приведут к улучшению характеристик обработанной поверхности, практически невозможно. Более того, систематических исследований фундаментальной связи состав–структура–свойства для материалов после высокоскоростной обработки ДР еще не проводилось.

В диссертационной работе основными объектами исследований выбраны техническое железо (0,02 мас. % С) и стали с содержанием углерода от 0,2 до 0,8 мас. %. Эти материалы хорошо закаливаются, их структурное состояние после обычной закалки хорошо изучено и, следовательно, особенности фазово-структурных превращений, привнесенные в процессе ДР, легче выявить. Подробное исследование структуры и свойств этих материалов после высокоскоростной обработки ДР (закалки ДР) может также иметь важное

значение для понимания процессов в более сложных по составу легированных сталях и цветных сплавах.

В связи с этим, комплексное исследование структуры и свойств сталей с различным содержанием углерода при закалке ДР позволит правильно формировать сочетание технологических параметров резания, необходимых для осуществления фазово-структурных превращений в зоне обработки, что, в свою очередь, приведет к повышению эксплуатационных свойств обработанных деталей.

Цель работы – повышение механических и эксплуатационных характеристик поверхностного слоя сталей, сформированного в процессе обработки высокоскоростным деформирующим резанием.

Для достижения этой цели были поставлены следующие **задачи**:

1. Установить влияние углерода на фазовый состав, морфологию и размер структурных составляющих, тонкой структуры поверхностного слоя технического железа и сталей 20, 35, У8, 40Х методами оптической, электронной микроскопии и рентгено - фазового анализа.

2. Определить влияние отпуска в интервале температур от 100 до 600°С на структурное состояние и свойства поверхностного слоя сталей после воздействия ДР.

3. Определить влияние предварительной термической обработки на получение дополнительного эффекта упрочнения поверхностного слоя.

4. Установить влияние полученного за счет обработки ДР структурного состояния сталей 35, У8, 40Х на их свойства (микротвердость и сопротивление изнашиванию).

5. Сформулировать рекомендации по сочетанию технологических параметров ДР, обеспечивающих высокую твердость и износостойкость поверхностного слоя сталей 35, 40Х.

Научная новизна работы:

1. Впервые экспериментально установлены отличия структурного состояния поверхностного слоя средне- и высокоуглеродистой сталей после высокоскоростной обработки ДР от структуры тех же сталей после стандартной объемной закалки:

– в среднеуглеродистой стали 35 присутствуют остаточный феррит с размером зерен в 20 раз меньше, чем до обработки; сфероидизированный, раздробленный и частично растворенный цементит; остаточный аустенит;

– в высокоуглеродистой стали У8 - наноразмерные мартенситоподобные пакетные структуры, кристаллы цементита размером до 10 нм на границах ферритных зерен.

2. Показано, что структурное состояние, сформированное в результате высокоскоростной обработки ДР в сталях 35 и У8, определяет высокий уровень твердости поверхностного слоя (в три раза выше, чем до обработки). Превышение микротвердости по сравнению с объемной закалкой при отпуске до температуры $T=600^{\circ}\text{C}$ достигает 30%, а сопротивление изнашиванию для стали 40Х увеличивается в 1,7 раза.

3. Установлено, что эффект упрочнения достигается за счет наличия мартенситоподобных структур, изменения морфологии частично растворенного цемента, а также измельчения фаз вплоть до наноразмерного.

Практическая значимость работы:

1. Даны рекомендации по сочетанию технологических параметров, обеспечивающих закалку ДР сталей 35, 40Х. Скорость резания должна быть не менее 4м/с в сочетании с подачей не более 0,1мм/об. Глубина резания практически не оказывает влияния на изменение структурного состояния и свойств поверхностного слоя.

2. По коэффициенту трения и относительной износостойкости поверхностный слой стали 40Х после закалки ДР не уступает свойствам, полученным после объемной закалки. При этом для простых цилиндрических поверхностей закалка методом ДР имеет более высокую производительность, низкое энергопотребление и позволяет избежать использования специализированного термического оборудования.

3. При высокоскоростной обработке ДР в высокоуглеродистых сталях следует учитывать износ инструмента, приводящий к появлению инородных включений в упрочненном слое, являющихся дополнительными концентраторами напряжений.

4. Практическая значимость диссертации подтверждена соответствующими актами: акт №0064/09-2255, выдан ПК «Салют» АО «Объединенная двигателестроительная корпорация» о возможном использовании технологии ДР для создания упрочненного слоя на направляющих колонках и втулках листового штампа; акт использования результатов диссертационной работы в учебном процессе в дисциплинах «Спецглавы механической и физико-технической обработки» и «Современные процессы механической и физико-технической обработки».

Апробация работы

Результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на международных и российских конференциях и семинарах: Международной научно-технической конференции «Инновационные машиностроительные технологии, оборудование и материалы» (МНТК ИМТОМ). Казань, 2015-2016; XI Международной научно-технической конференции Трибология - Машиностроению. Москва, 2016; Международных научных чтениях им. чл.-корр. РАН И.А. Одинг «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва, 2016; Международном семинаре МНТ-XIV «Структурные основы модифицирования материалов». Обнинск 2017; XXVII Российской конференции «Современные методы электронной и зондовой микроскопии в исследованиях органических, неорганических наноструктур и нанобиоматериалов». Моск. обл., Черноголовка, 2018; 19-й международной школе-конференции «Новые материалы: перспективные технологии получения и обработки материалов». Москва, 2021 год.

Достоверность результатов

Результаты экспериментальных исследований получены с использованием комплекса современных методов, примененных на высоком экспериментальном уровне с использованием аттестованных приборов оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии и рентгено - структурного анализа, а также оборудования для механических и трибологических испытаний.

Личный вклад автора состоит в выполнении всех этапов диссертационного исследования: в составлении плана и постановки задачи научных исследований; научно-технической литературы; проведении металлографического анализа; участии в получении экспериментальных данных методами электронной микроскопии и рентгено-структурного анализа, обработке, обобщении и интерпретации результатов структурных исследований, а также механических и трибологических испытаний материалов; подготовке научных статей и докладов на конференциях.

Публикации. Основные положения диссертационной работы опубликованы в 9 научных работах в журналах из перечня ВАК РФ, в том числе 4 статьи опубликованы в изданиях, индексируемых базой данных Scopus, 6 докладов в сборниках трудов конференций общим объемом 5,08 п.л.

Объем и структура диссертации. Диссертация общим объемом 8,7 п. л. состоит из введения, 5 глав, заключения, списка литературы из 128 наименований. Работа изложена на 139 страницах машинописного текста, содержит 65 рисунков и 6 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность решаемой научной и технической проблемы, сформулирована цель, задачи, научная новизна и практическая значимость диссертационной работы.

В Главе 1 выполнен аналитический обзор литературных источников по теме диссертационной работы. Проведено обобщение особенностей структурных и фазовых превращений, при высоких и сверхвысоких скоростях нагрева и охлаждения. Проанализирован процесс смещения критических точек в зависимости от скорости нагрева, показано определяющее влияние исходной структуры на температуру гомогенизации, рассмотрен механизм и скорость процессов рекристаллизации, описана природа возникновения особой структуры (так называемого белого слоя (БС)), которая обладает высокой твердостью. Описан метод высокоскоростного деформирующего резания (ДР).

Высокоскоростная обработка ДР (закалка ДР) представляет процесс механо-термического воздействия, заключающегося в интенсивных пластических деформациях подрезанного слоя без его отделения от заготовки (Рис.1).

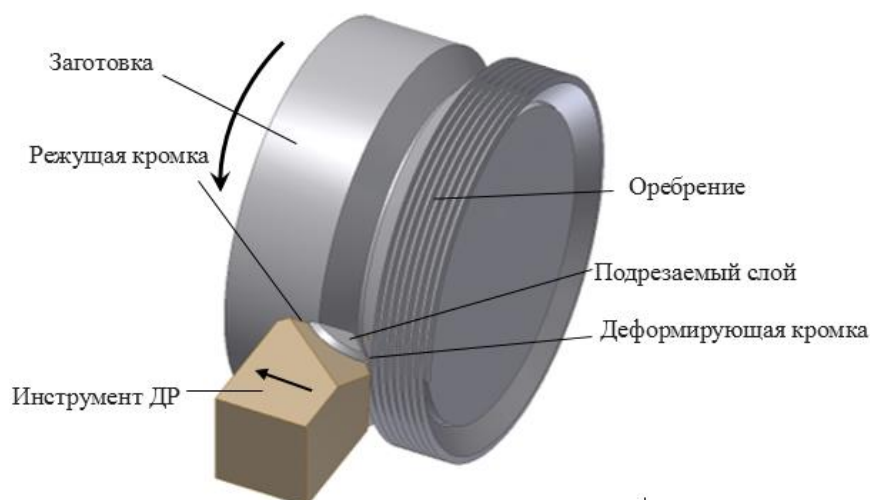


Рис.1. Модель формирования оребрения без зазора методом ДР

Подрезанный слой представляет собой не отделившуюся стружку, сохраняет механическую связь с заготовкой, образуя плотную структуру (макрорельеф) в виде наклонных ребер без зазора (Рис. 2). Важной положительной особенностью является то, что твердость по толщине обработанной поверхности практически не изменяется (не падает) от поверхности к сердцевине.

Обрабатываемость конструкционных материалов ДР ограничивается значениями относительного удлинения ($\delta \geq 18\%$) и твердости (210-230НВ) в исходном состоянии (состоянии поставки). Деформирующее резание осуществляется на деталях цилиндрической формы диаметром от 15мм до 250мм.

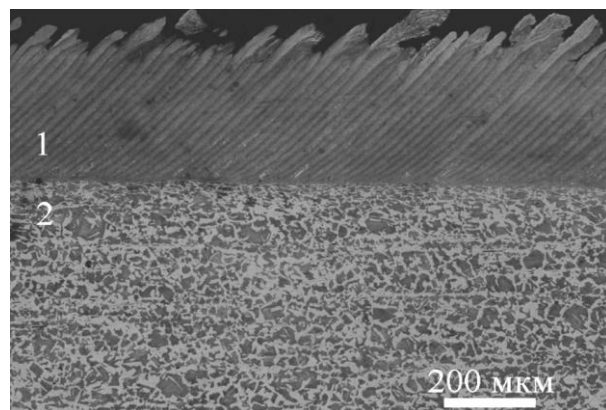


Рис. 2. Структура поверхности после высокоскоростного ДР: 1- обработанная поверхность (наклонные ребра без зазора); 2- необработанная сердцевина (сталь 35)



Рис.3. Схема формирования оребрения без зазора методом ДР

В работах проф. Зубкова Н.Н., доц. Васильева С.Г. и др. показано, что экстремальные условия воздействия ДР на обрабатываемый материал приводят к тому, что за счет трения и пластической деформации температура в зоне ДР может достигать 1100 °С, время нагрева составляет $4 \cdot 10^{-4}$ с. Температура распределяется по сечению ребра неравномерно. Максимальная температура приходится на прирезцовую зону ребра (это часть

подрезанного слоя, испытывающая интенсивное трение в контакте с инструментом), (Рис. 3), она может нагреваться выше A_{C3} . По мере отдаления от резца температура нагрева подрезанного слоя понижается с минимумом на свободной зоне подрезанного слоя (ребра). С материаловедческой точки зрения в прирезцовой и свободной зонах возможны принципиальные отличия по структуре и фазовому составу.

В Главе 2 обоснован выбор исследуемых материалов, описано оборудование, методики проведения экспериментов и способы обработки полученных экспериментальных данных.

Влияние химического состава на структурное состояние и свойства поверхностного слоя после ДР изучали на сталях 20, 35, У8 и 40Х. Особенности структуры и свойства поверхностного слоя после высокоскоростного ДР исследовали на стали 35 с содержанием углерода 0,38 %, так как структура этого материала, полученная в результате традиционных способов ТО, хорошо известна, а целесообразность проведения предварительной ТО и износостойкость изучали на сталях 35 и 40Х с одинаковой исходной феррито-перлитной структурой. Для анализа структурно-фазовых превращений феррита изучали техническое железо, стали 20, 35 (40Х), а поведение перлита выявляли на стали 35 и У8.

Исследуемые образцы подвергали высокоскоростной обработке ДР на кафедре «Инструментальная техника и технологии» МГТУ им. Н.Э. Баумана со скоростью резания $V=2,8 - 5,33$ м/с, при глубине $t=0,6 - 1,0$ мм, значение подачи $S_0=0,05 - 0,1$ мм/об.

Исследования структуры и свойств проводили комплексно, с использованием оборудования кафедр МТ8, МТ2, Центров коллективного пользования МИСиС, ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, РУДН. Металлографический анализ поверхности шлифов проводили на микроскопе Olympus GX51 с увеличением до 1000 крат. Для выявления структуры поверхность шлифов подвергали травлению 4% раствором HNO_3 в C_2H_5OH . Измерение микротвердости образцов проводили на автоматическом микротвердомере EMCO•TEST DuraScan 70 с нагрузкой 25, 50 и 100 г.

Рентгено - фазовый анализ проводили в $Co\ K\alpha$ -излучении в интервале углов дифракции $2\theta = 40 \div 110$ градусов, с шагом $\Delta 2\theta = 0.07$ градуса и экспозицией в точке 1.5 с. Количественный фазовый анализ выполнен с помощью программы Diffrac.Eva.

РЭМ изображения поверхности образцов получены с помощью растрового электронного микроскопа VEGA TESCAN 10-20 кВ в режиме вторичных электронов. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), просвечивающая растровая микроскопия (ПРЭМ), энерго-дисперсионный анализ (ЭДА) и дифракционный анализ (ДА) выполнены с помощью микроскопов Tecnaï G230ST при ускоряющем напряжении 300 кВ и ThermoFisher Scientific Osiris при ускоряющем напряжении 200 кВ. Микроскоп Osiris оборудован высокочувствительной системой из четырех кремниевых детекторов для получения карт распределения химических элементов. Анализ полученных

данных проводили с помощью программ Digital Micrograph, JEMS. Образцы для ПЭМ исследований готовили в виде фольг механической полировкой и электрохимическим травлением, а также вырезали ионным пучком в колонне растрового микроскопа ThermoFisher Scientific Scios.

Теплоемкость C_p образцов измеряли методом динамической калориметрии на калориметре ИТ-С-400. Скорость нагрева образца до 400°C составляла 0,1 К/с с шагом измерения теплоемкости через 25°C.

В качестве стенда для триботехнических испытаний использована модернизированная машина трения Amsler A135. Сравнительные испытания образцов совместно с кафедрой МТ2 проводили по схеме трения «диск-диск» с капельной подачей масла. В качестве контртела использовали кольцо из твердого сплава ВК8.

Глава 3 посвящена исследованию структурного состояния и свойств поверхностного слоя стали 35 после ДР. Данная сталь является конструкционной закаливаемой сталью, хорошо обрабатывается ДР. Структурно-фазовые превращения стали 35, проходящие как при медленном (отжиге), так и при быстром (закалке) охлаждении хорошо изучены, что является необходимым условием для проведения сравнительного анализа.

На Рис. 4 показаны микроструктуры стали 35 после объемной закалки (860°C, 15мин) и высокоскоростной закалки ДР (режим ДР: $V=5,33$ м/с, $t=0,6$ мм, $S_0=0,1$ мм/об). После объемной закалки в структуре наблюдаются мартенситные кристаллы игольчатой формы (Рис. 4, а), в то время как для образца после ДР (Рис. 4, б) характерным признаком структуры является присутствие волокон, направленных преимущественно вдоль ребер. Такой характер структуры свидетельствует о деформации металла. Кроме того, можно заметить светлые включения, неравномерно распределенные по сечению ребра (указаны стрелками на Рис. 4, б).

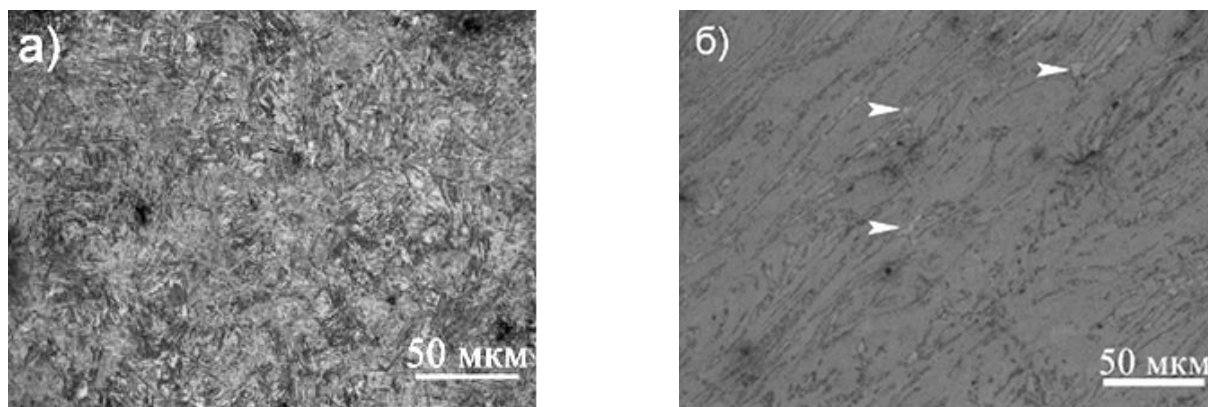


Рис. 4. Микроструктура стали 35: а) после объемной закалки (860°C, 15мин); б) область ребра после высокоскоростной обработки ДР

Изучение структуры с помощью растрового электронного микроскопа (Рис.5) выявило наличие мартенситоподобных (МП) кристаллов матричной фазы (Рис. 5, а) размером в основном 1–3 мкм и равноосных зерен избыточного феррита (Ф) (Рис. 5, б) размером 1,0-1,5 мкм, заключенного в волокна, т.е, феррит

претерпевает значительную пластическую деформацию и динамическую рекристаллизацию.

Благодаря такой структуре поверхностный слой имеет более высокий уровень твердости по сравнению с объемной закалкой.

Значения микротвердости в поверхностном (обработанном слое) составляли 650-670HV_{0,1} (после объемной закалки ~ 600HV_{0,1}), а в сердцевине, не подвергнутой обработке, - 210HV_{0,1}. При этом средние значения микротвердости мартенситоподобных (МП) участков достигали 710HV_{0,1}, а ферритных (Ф) – 550 HV_{0,1}.

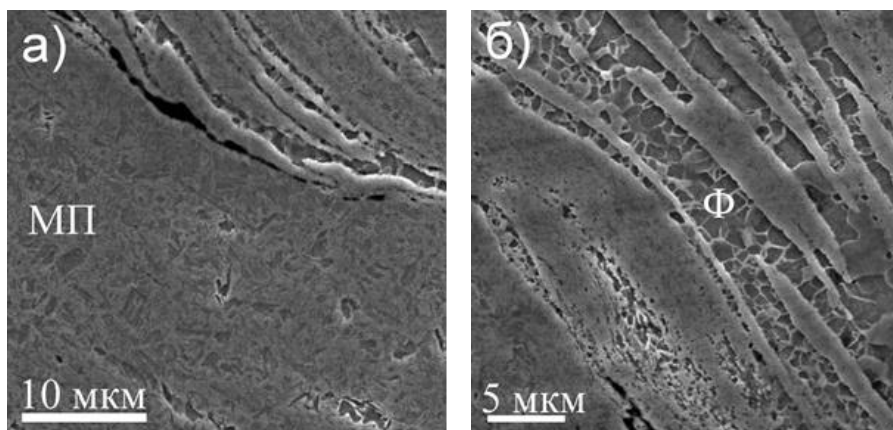


Рис. 5. РЭМ-изображение структуры ребра стали 35: а) участок с МП-структурой на прирезцовой зоне ребра; б) участок с ферритными зернами (Ф) на свободной зоне ребра

Необходимо отметить, что равноосные зерна феррита по большей части концентрируются в свободной зоне ребра и практически отсутствуют в прирезцовой. Это свидетельствует о полной закалке прирезцовой зоны. Максимальные значения микротвердости в прирезцовой зоне достигали 840 HV_{0,1}, что значительно выше, чем в середине и свободной зоне ребра.

На дифрактограмме доэвтектоидной стали 35 после высокоскоростной закалки ДР зафиксированы отражения от α и γ – твердых растворов (Рис. 6, а), при этом количество аустенита (γ -фазы) составляет ~ 4 %, в то время как после объемной закалки на дифрактограмме обычно присутствуют только пики α -фазы (Рис. 6, б).

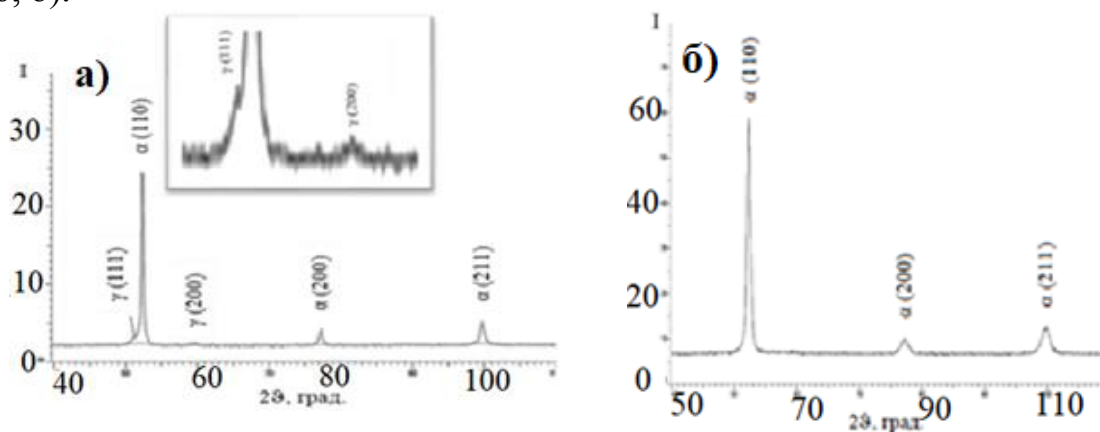


Рис. 6. Участок дифрактограммы стали 35: а) после высокоскоростной закалки ДР; б) после объемной закалки (860 °С, 15 мин)

На Рис. 7, а-г представлены ПЭМ-изображения структуры поверхности образца стали 35 после высокоскоростной обработки ДР. Во всем объеме материала присутствуют пластинчатые выделения, значительно отличающиеся по размерам. Их толщина варьируется от нескольких десятков нанометров до десятых долей микрометра (Рис. 7, а). Встречаются прямые и изогнутые ламели переменной ширины, причем последние изогнуты в соответствии с деформацией слоев окружающей матрицы.

Анализ межплоскостных расстояний на дифракционных картинах показал, что матрица представляет собой фазу α -Fe. Дополнительные, более слабые по интенсивности рефлексы, соответствуют межплоскостным расстояниям цементита (Fe_3C). На Рис. 7, в представлена характерная микроэлектроннограмма, где матричные рефлексы α -Fe составляют зону с осью $[113]$, а рефлексы цементита отмечены индексом «С». Необходимо отметить, что в областях между пластинами на темнопольных (ТП) изображениях, полученных в режиме слабого пучка, хорошо видна высокая концентрация дефектов кристаллического строения, в основном, дислокаций (Рис. 7, б).

На Рис. 7, г представлены ТП-изображения округлых включений цементита. По-видимому, исходные частицы подвергались дроблению, места скола и отдельные обломки сфероидизировались в процессе термического воздействия при ДР.

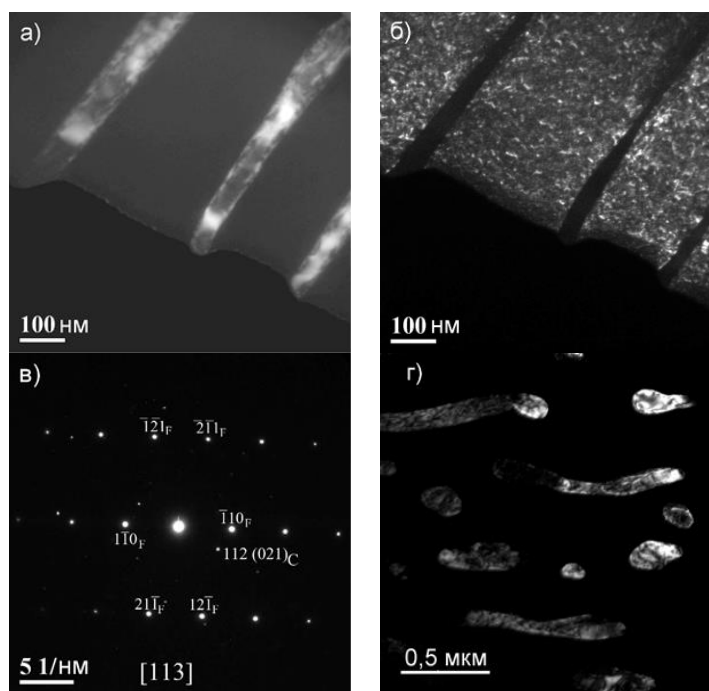


Рис. 7. ПЭМ-изображения структуры стали 35: а) ТП-изображение мелких ламелей цементита; б) ферритная матрица с дефектами в слабом пучке; в) микроэлектроннограмма от области б); г) ТП-изображение крупных включений цементита округлой формы

Учитывая вышесказанное, можно заключить, что прирезцовая зона испытывает полную закалку с образованием областей МП-структуры размером 2-3 мкм, а дополнительные включения рекристаллизованного феррита размером

1,0-1,5 мкм в свободной зоне (удаленной от резца) это результат неполной закалки. Обнаруженная неоднородность структуры ребер обусловлена распределением температурного поля в процессе обработки ДР.

Высокоскоростная закалка микротвердость, чем объемная закалка во всем интервале температур отпуска (Рис. 8).

При этом, температура низкого отпуска ($T=200^{\circ}\text{C}$) приводит к увеличению микротвердости с 650 HV_{0,1} до 720 HV_{0,1} (Рис. 8, верхняя линия), что вероятно связано с распадом остаточного аустенита. Дальнейшее повышение температуры отпуска плавно снижает показатели твердости поверхностного слоя.

В Главе 4 рассмотрено влияние химического состава на фазово-структурное состояние поверхностного слоя технического железа и сталей 20, 40Х (35) и У8 после воздействия высокоскоростным ДР.

На Рис. 9 приведено изображение структуры технического железа до (Рис. 9, а) и после (Рис. 9, б) ДР. Расчет размеров ферритных зерен показал, что обработка приводит к уменьшению зерна в 20 раз, т.е. феррит при обработке ДР сильно

ДР обеспечивает более высокую

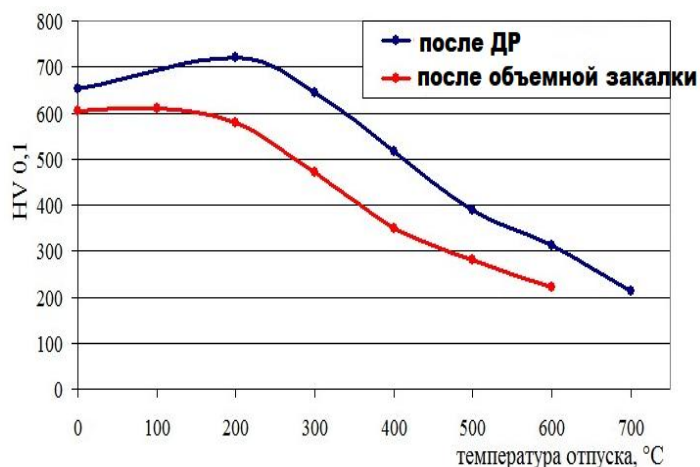


Рис.8. Влияние температуры отпуска на микротвердость стали 35

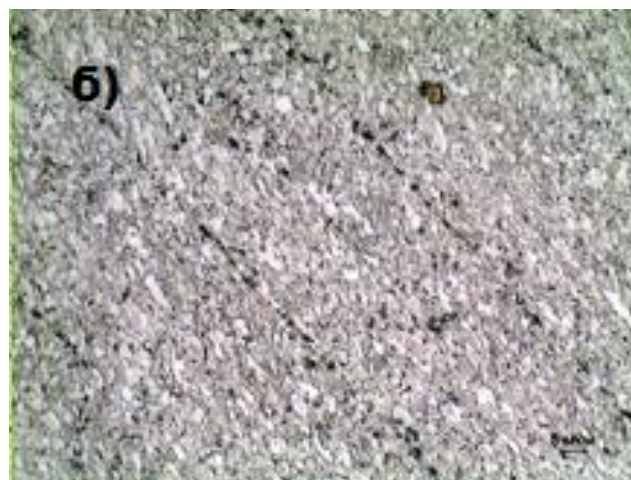
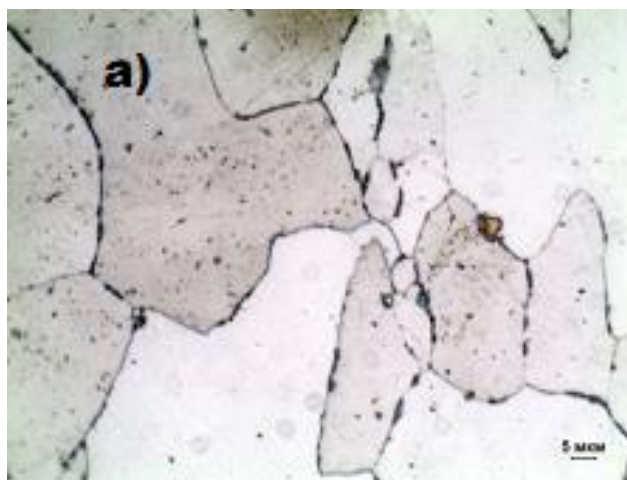


Рис. 9. Зерно феррита технического железа: а) до обработки ДР (среднее значение 20,29 мкм), б) после обработки ДР (среднее значение 1,06 мкм).

Режим ДР ($V=3,67$ м/с, $t=1,0$ мм, $S_0=0,1$ мм/об)

измельчается.

Существенное уменьшение размеров зерен для технического железа обусловлено сверхвысокой степенью деформации и малым временем их роста ($4 \cdot 10^{-4}$ с). Поверхность после ДР имеет повышенную микротвердость 250-270

HV0,1 (до ДР 120 HV0,1), что обусловлено динамической рекристаллизацией, приводящей к получению дисперсной структуры феррита. Проведенные металлографические исследования показали, что в результате высокоскоростной обработки ДР феррит может иметь равноосную рекристаллизованную структуру разной степени дисперсности, деформированную волокнистую или их сочетание.

Установлено, что в сталях увеличение содержания углерода усиливает неоднородность в пределах одного ребра. Поэтому визуально ребра разделили на прирезцовую и свободную зоны. Максимально этот эффект проявляется в стали У8.

На Рис. 10, б видно, что прирезцовая и свободная зоны ребра имеют принципиальную разницу в структуре и их микротвердость существенно отличается (630 HV0,1 прирезцовая зона и 550 HV0,1 свободная зона). Исходная микротвердость до обработки ДР составляла ~240 HV0,1. Для более подробного изучения особенностей структуры, из прирезцовой и свободной зон ребра фокусированным ионным пучком (ФИП) в колонне РЭМ были вырезаны ламели, которые исследовали методами ПЭМ.

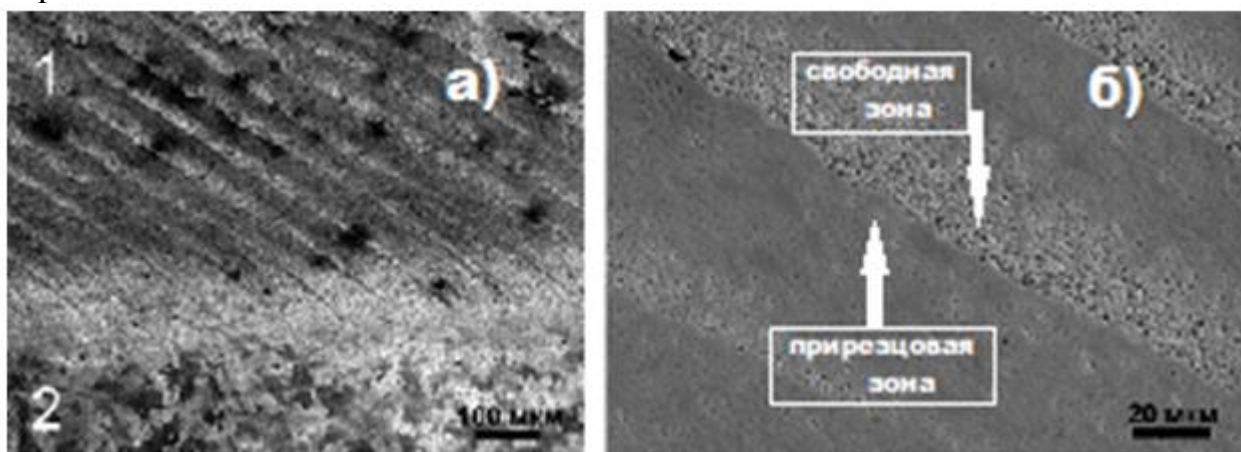


Рис.10. Неоднородная структура упрочненной поверхности стали У8: а) общий вид (1 – рёбра поверхностного слоя после ДР, 2 – объём, не затронутый ДР); б) увеличенное РЭМ изображение структуры отдельных рёбер (режим ДР: $V=3,6$ м/с, $t=1,0$ мм, $S_0=0,05$ мм/об)

Предварительно в режиме вторичных электронов были выбраны характерные участки из прирезцовой и свободной зоны. Места, из которых ионным пучком перпендикулярно поверхности образца были вырезаны ламели с полезной площадкой размером 7×7 мкм, отмечены светлыми горизонтальными линиями на Рис.11, а. На последнем этапе пробоподготовки ламели травили ионами галлия до толщины 50-70 нм. Отдельные небольшие участки утонили до толщины 10-20 нм для изучения тонкой структуры с высоким разрешением.

На Рис.11, б, в, представлены ПЭМ изображения структуры образцов, вырезанных из этих двух зон. Установлено, что свободная зона ребра состоит из равноосных зерен, размером сотни нм. Прирезцовая зона имеет более сложную структуру: наряду с игольчатыми кристаллами присутствуют области, не выявляемые травлением (Рис.11, г). Микротвердость этих областей составляет

900 HV_{0,025}, что в полтора раза выше среднего значения по ребру (~600 HV_{0,1}) (после объемной закалки ~700 HV_{0,1}). ПЭМ исследования выявили их структуру.

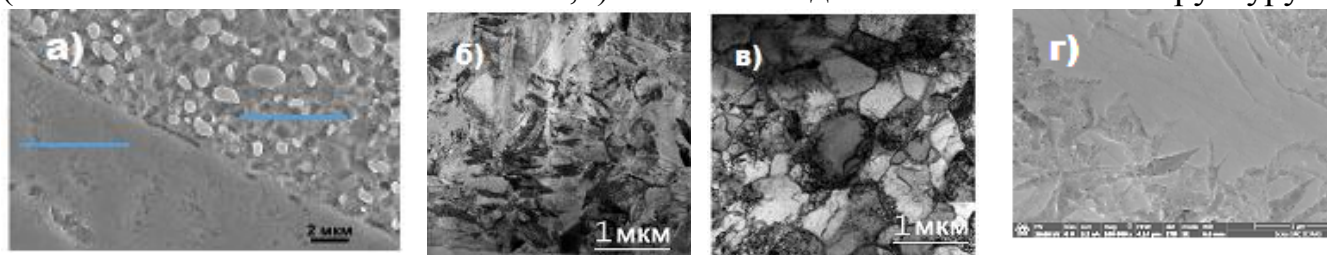


Рис.11. РЭМ-изображение приграничной области прирезцовой и свободной зон стали У8, горизонтальными линиями отмечены места, откуда были вырезаны ламели для ПЭМ (а); ПЭМ-изображение структуры в поперечном сечении прирезцовой (б) и свободной (в) зон; г) увеличенное РЭМ изображение участка с игольчатыми кристаллами в прирезцовой зоне (вид в плане, поверхность образца)

Обнаружены зерна феррита неравновесной, произвольной формы размером сотни нанометров (Рис 12, а).

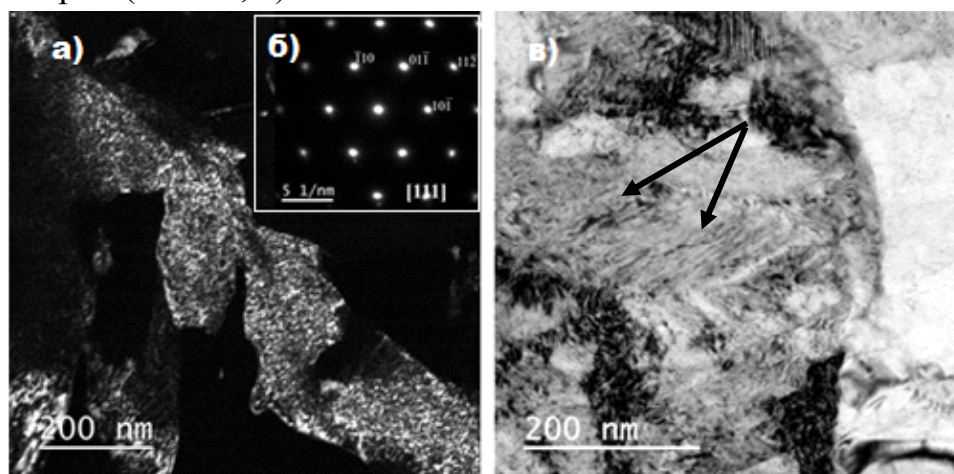


Рис. 12. Структура прирезцовой области стали У8: а) темнопольное изображение зерен феррита; б) микроэлектроннограмма; в) мартенситоподобная структура (указана стрелками) участка высокой твердости

Кроме того, обнаружены мартенситоподобные участки с дисперсной пакетной структурой с размером кристаллов в десятки нанометров (Рис. 12, в), а также пластинчатые выделения цементита разных размеров (Рис. 13): крупные одиночные пластины шириной около 100 нм, (Рис. 13, а) и мелкие пластины шириной 5-15 нм, растущие в виде «бахромы» на границах ферритных зерен (Рис. 13, б).

Мелкие выделения цементита были визуализированы с помощью электронной микроскопии высокого разрешения (Рис. 13, в). Анализ Фурье-дифрактограмм, полученных от участков изображений высокого разрешения, и сопоставление с теоретическими электронограммами подтвердили, что мелкие выделения являются наноразмерным цементитом, размер пластин составлял несколько нанометров.

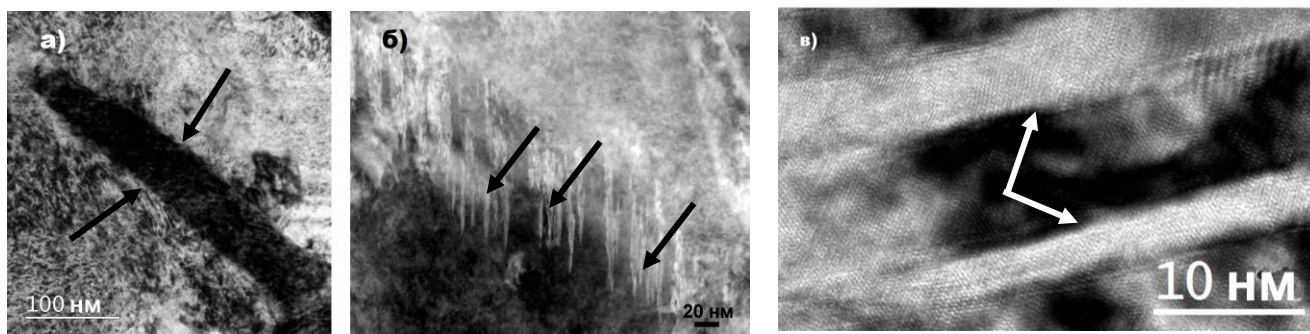


Рис. 13. Пластины цементита разных размеров (указаны стрелками) в стали У8: а) ПЭМ-изображение крупной пластины, б) ПРЭМ-изображение мелких пластин, растущих на границе зерна, в) ВРЭМ – изображение пластин наноразмерного цементита

Структура образца, вырезанного из свободной зоны того же ребра, имеет принципиально другой вид. Наблюдаются только зерна феррита достаточно равноосной формы, размером сотни нанометров, без признаков мартенситной структуры и цементита (Рис. 14, а). Темнопольный анализ при большем увеличении отдельных зерен свидетельствует о наличии субструктуры. По границам зерен расположены мелкие выделения размером десятки нанометров (Рис. 14, б).

Таким образом, экстремальные скорости нагрева и охлаждения при высокоскоростной обработке ДР приводят к формированию особой закаленной, неравновесной структуры материала. Для оценки неравновесности на примере образца стали У8 были проведены сравнения трех состояний: после объемной закалки, закалки ДР и после отжига.

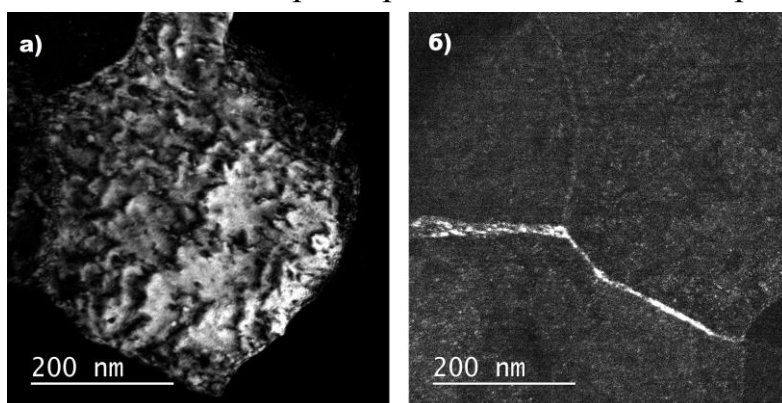


Рис. 14. Сталь У8. Субструктура ферритных зерен (а) и пограничные выделения (б)

Проведенные измерения теплоемкости стали У8 в интервале температур 100-400°C после объемной закалки и высокоскоростной закалки ДР показали anomalous изменение зависимости теплоемкости от температуры образцов после закалки ДР (Рис. 15, кривая 3) по сравнению с изменением теплоемкости после объемной закалки (Рис. 15, кривая 2). Указанная необычность изменения теплоемкости связана со спецификой неравновесной структуры, получаемой при больших степенях и скоростях деформации, а также при высоких скоростях нагрева и охлаждения в процессе высокоскоростной обработки ДР. При повторном нагреве стали общий вид зависимости свидетельствует о приближении к равновесному состоянию, хотя снижение теплоемкости все еще продолжается, т.е. неравновесное состояние остается.

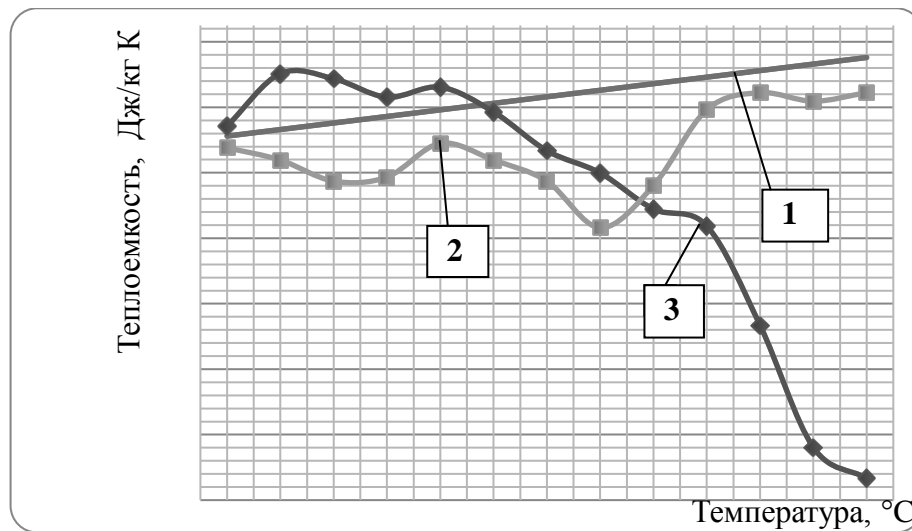


Рис. 15. Удельная теплоемкость C_p стали У8 (первый нагрев от 100 до 400 °С):
1 - расчетная, в равновесном состоянии (после отжига), 2 - измеренная после
объемной закалки, 3 - измеренная после высокоскоростной обработки ДР

В Главе 5 исследована целесообразность проведения предварительной ТО для стали 40Х и ее работоспособность в парах трения после высокоскоростной обработки ДР. Для сравнения исследовали эффект упрочнения ДР на исходных структурах после нормализации (Ф+П), улучшения (Ф+карб) и закалки на мартенсит с последующим низким отпуском (Мотп). Результаты представлены на Рис. 16.

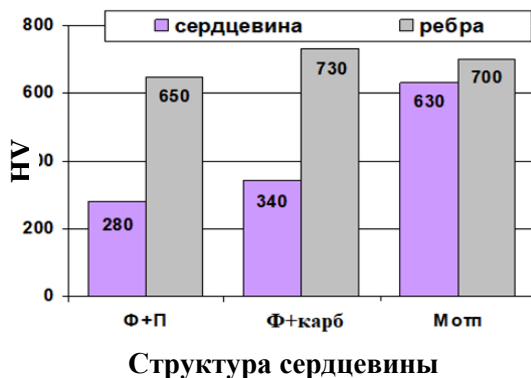


Рис. 16. Микротвердость поверхности стали 40Х после высокоскоростной обработки ДР в зависимости от исходной структуры (структуры сердцевины)

высокой частоты (ТВЧ) (~520-700HV).

Поэтому в целом, предварительная (до ДР) обработка целесообразна только в случае повышенных требований к свойствам сердцевины или как средство получить дополнительное упрочнение.

Поверхности образцов, полученные в результате обработки ДР, работоспособны в узлах трения скольжения. Совместно с кафедрой МТ2 проведены сравнительные испытания на износ образцов стали 40Х. Испытания

Как видно из Рис. 16, максимальные значения микротвердости поверхности (730 HV_{0,1}) получены, если структура сердцевины-дисперсная феррито - карбидная смесь (340 HV_{0,1}) после улучшения. Исходная структура мартенсита отпуска (630 HV_{0,1}) не дает значительного прироста микротвердости (после ДР 700 HV_{0,1}). В состоянии поставки (нормализации) микротвердость упрочненного поверхностного слоя (после высокоскоростной закалки ДР) имеет довольно высокие показатели (650 HV_{0,1}). Такие значения сопоставимы и даже выше, чем после закалки стали 40Х токами

проводили по схеме «диск-диск», режим высокоскоростной обработки ДР: скорость резания $V=3,5\text{ м/с}$; глубина $t=1,0\text{ мм}$, подача $S_0=0,1\text{ мм/об.}$ Для триботехнических испытаний применяли образцы после объемной закалки 850°C в воде и последующим низким отпуском 200°C , объемной закалки 850°C в масло + низкий отпуск 200°C ; закалки ДР и закалки ДР + отпуск 200°C (№4). Сравнительные данные по величине линейного износа и интенсивности изнашивания представлены на Рис. 17 и 18 соответственно.

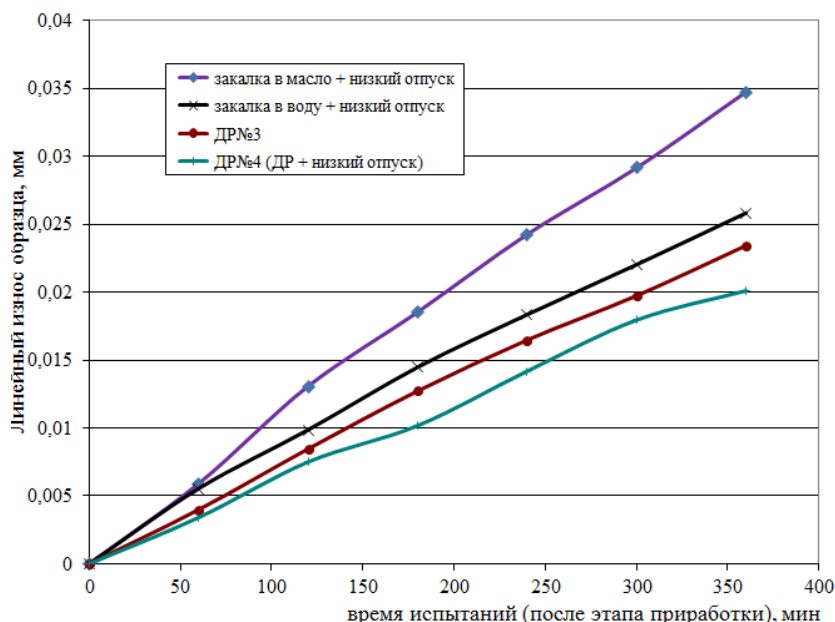


Рис. 17. Линейный износ образцов стали 40X

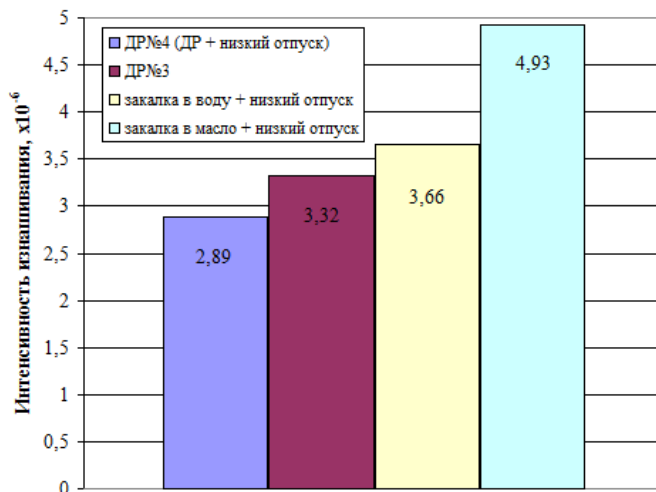


Рис. 18. Интенсивность изнашивания образцов стали 40X

Данные свидетельствуют, что поверхности, закаленные методом ДР, являются более износостойкими (на 9,41 %) по сравнению с образцами, после объемной закалки с последующим низким отпуском. Низкий отпуск образца после закалки ДР снижает интенсивность изнашивания дополнительно на 13 %, однако он может быть исключен для повышения технологичности операции упрочнения и устранения необходимости использования энергоемкого термического оборудования.

Сравнительные данные по коэффициенту трения приведены на Рис. 19. Из графиков видно, что образцы, закаленные ДР, имеют пониженный коэффициент трения на 6..16 % по сравнению с образцами после объемной закалки.

Метод ДР формирует на поверхности детали единое спиральное ребро, практически не имеющее зазоров между витками. Такая особая макрогеометрия поверхности может способствовать повышению задиристости и износостойкости, поскольку спиральное ребро, подобно шнеку разрушает места микросхватываний в паре трения.

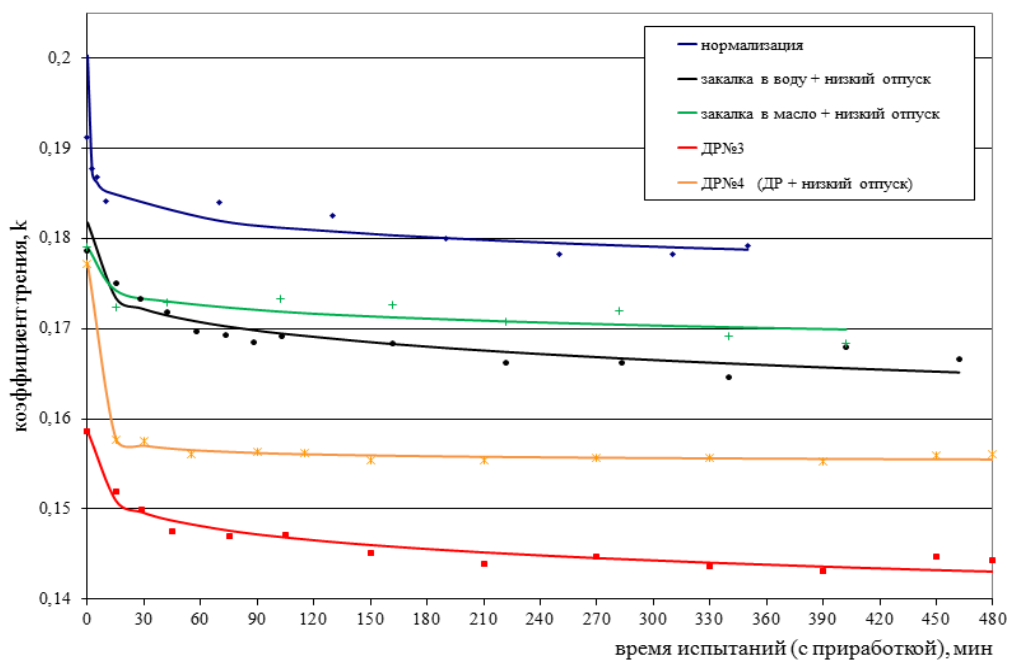


Рис. 19. Сравнительные данные по величине коэффициента трения стали 40X

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлено, что в процессе высокоскоростной обработки ДР происходит закалка поверхностного слоя обрабатываемых материалов толщиной ~ 1 мм. Поверхностный слой представляет собой периодически повторяющиеся области (наклонные ребра) с неоднородной структурой по ширине. В пределах каждого ребра обнаружены две зоны, принципиально различающиеся по структуре: прирезцовая (зона контакта с резцом) и свободная (без контакта с резцом).

С увеличением содержания углерода от 0,02 до 0,8% в техническом железе и сталях 20, 35, 40X, У8 в результате высокоскоростной обработки ДР формируется особое структурное состояние, изменяется фазовый состав, размер и морфология отдельных структурных составляющих, усиливается неоднородность по сечению ребер:

- в техническом железе происходит измельчение феррита в 20 раз и образование волокнистой структуры;

- в стали 35 наряду с измельчением феррита обнаружен остаточный аустенит (~ 4 %), игольчатый мартенсит размером 1-3 мкм, и нерастворенные пластины цементита с измененной морфологией размером ~ 100 нм;

– в стали У8 наблюдается максимальное различие в структуре прирезцовой и свободной зон ребер. В прирезцовой зоне обнаружены зерна феррита различной морфологии размером сотни нм, мартенситоподобная пакетная структура с размером областей в десятки нм, наноразмерные пластины цементита толщиной от единиц до десятков нм, а также частицы Al_2O_3 размером до 50 нм, присутствие которых обусловлено использованием резца из оксидной керамики. В свободной зоне присутствуют равноосные зерна феррита размером 100 нм с повышенной концентрацией дефектов, а по их границам - включения карбидных фаз размером менее 3 нм. Показано, что феррит преобладает в свободной зоне ребра, а мартенситоподобные структуры и цементит - в прирезцовой.

2. Структурное состояние поверхностного слоя после закалки ДР является термически стабильным. Во всем интервале температур отпуска (включая 600° С) микротвердость выше, чем после объемной закалки на 100-150 единиц. Обнаруженная аномальная температурная зависимость теплостойкости закаленных слоев стали У8, подтверждает устойчивость неравновесного состояния поверхностного слоя сталей после закалки ДР.

3. Установлено, что после применения закалки ДР можно получить дополнительный эффект упрочнения сталей двумя способами: предварительной ТО (улучшением) для получения в структуре дисперсной феррито - карбидной смеси и/или проведением низкого отпуска в сталях с содержанием углерода более 0,35%.

4. Установлено, что такое структурное состояние определяет высокий уровень твердости и износостойкости исследованных материалов: в стали 20, по сравнению с техническим железом, микротвердость поверхностного слоя увеличивается в 2,1 раза. По сравнению с сердцевиной во всех сталях микротвердость поверхностного слоя увеличивается в 3,1-3,6 раза. Для стали с феррито-перлитной структурой (40Х) износостойкость после закалки ДР, по сравнению с объемной закалкой, увеличивается максимально в 1,7 раза.

5. Определено, что закалка поверхностного слоя методом ДР конструкционных сталей 35, 40Х осуществляется при условии соблюдения следующих технологических параметров: скорость резания не менее 4м/с, подача не более 0,1мм/об. Величина подачи является основным фактором, определяющим структурную неоднородность (твердость) по ширине ребра, в то время как глубина резания практически не оказывает влияния на изменение структурного состояния поверхностного слоя.

Для высокоскоростной обработки ДР рекомендуется использовать конструкционные закаливаемые среднеуглеродистые и низколегированные стали перлитного класса.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Базалеева, К.О. Особенности фазово-структурного состояния углеродистых сталей, обработанных методом деформирующего резания / К. О. Базалеева, А. Г. Дегтярева, С. Г. Васильев, В. Н. Симонов // Металлург. – 2022. – № 3. – С. 22-27. Bazaleeva, K. O. Aspects of the Phase-Structural State of Carbon Steels

- Processed by Deformation Cutting / K. O. Bazaleeva, A. G. Degtyareva, S. G. Vasil'ev, V. N. Simonov // *Metallurgist*. – 2022. – Vol. 66, No. 3-4. – P. 255-261.
2. Жигалина, О.М. Структура поверхности стали У8 после обработки деформирующим резанием / О. М. Жигалина, А. Г. Дегтярева, Д. Н. Хмеленин, В. Н. Симонов // *Поверхность: рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. – 2020. – № 6. – С. – 88-94. Zhigalina, O.M. Surface structure of grade-u8 steel after processing by deforming cutting / O. M. Zhigalina, A. G. Degtyareva, D. N. Khmelenin V. N. Simonov // *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2020. – Vol. 14, No. 3. – P. 626-631.
 3. Жигалина, О.М. Влияние содержания углерода на структуру и микротвердость сталей при скоростном воздействии деформирующим резанием / О. М. Жигалина, А. Г. Дегтярева, Н. Н. Зубков [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2020. – № 2(776). – С. 65-71. Zhigalina, O.M. Effect of Carbon Content on the Structure and Microhardness of Steels Under Rapid Action by Deforming Cutting / O. M. Zhigalina, A. G. Degtyareva, N. N. Zubkov [et al.] // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2020. – Vol. 62, No. 1-2. – P. 168-173.
 4. Симонов, В.Н. Особенности изменения теплоемкости стали У8 после закалки деформирующим резанием при ее нагреве до 400 °С / В. Н. Симонов, Н. Н. Зубков, А. Г. Дегтярева, С. Г. Васильев // *Электрометаллургия*. – 2018. – № 7. – С. 20-25. Simonov, V.N. Changes in the Specific Heat of U8 Steel after Quenching by Deforming Cutting during its Heating to 400°C. / V. N. Simonov, N. N. Zubkov, A. G. Degtyareva, S. G. Vasiliev // *Russian Metallurgy (Metally)*. – 2019. – Vol. 2019, No. 6. – P. 624-628.
 5. Дегтярева, А.Г. Специфика структуры стали 35 после закалки деформирующим резанием / А. Г. Дегтярева, О. М. Жигалина, Д. Н. Хмеленин, В. Н. Симонов // *Кристаллография*. – 2019. – Т. 64, № 1. – С. 120-126. Degtyareva, A. G. Structural Features of Steel 35 after Quenching by Deforming Cutting / A. G. Degtyareva, O. M. Zhigalina, D. N. Khmelenin, V. N. Simonov // *Crystallography Reports*. – 2019. – Vol. 64, No. 1. – P. 122-127.
 6. Дегтярева, А. Г. Влияние предварительной термической обработки стали 40Х на структуру и свойства поверхности, упрочненной деформирующим резанием / А. Г. Дегтярева, В. Н. Симонов, Е. Ю. Бокатенко // *Инженерный вестник*. – 2017. – № 6. – С. 1-6.
 7. Дегтярева, А.Г. Влияние толщины ребра стали 35 на упрочнение при деформирующем резании / А. Г. Дегтярева, В. Н. Симонов, А. Ю. Иванова // *Электрометаллургия*. – 2017. – № 12. – С. 31-36.
 8. Дегтярева, А. Г. Формирование закаленных структур в стали 35 методом деформирующего резания / А. Г. Дегтярева, В. В. Попцов, В. Н. Симонов [и др.] // *Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э. Баумана*. – 2014. – № 9. – С. 30-44.
 9. Васильев, С.Г. Оценка триботехнических характеристик стали 40Х после закалки деформирующим резанием / С. Г. Васильев, А. Г. Дегтярева, Н. Н. Зубков [и др.] // *Инженерный журнал: наука и инновации*. – 2017. – № 11(71). – С. 6.