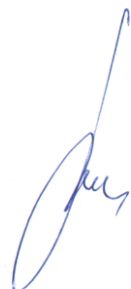


ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«НОВОСИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ»



На правах рукописи

ПОПЕЛЮХ АЛЬБЕРТ ИГОРЕВИЧ

**ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ
УДАРНО-УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ**

Специальность: 2.6.17 - Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
доктора технических наук

Научный консультант:
доктор технических наук,
профессор Батаев Анатолий Андреевич

Новосибирск - 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ (литературный обзор).....	19
1.1 Условия работы и основные причины выхода из строя машин ударного действия.....	19
1.2 Особенности разрушения материалов при нагружении по схеме многократного динамического сжатия.....	27
1.3 Влияние неметаллических включений на сопротивление сталей разрушению при ударно-циклическом нагружении.....	42
1.4 Перспективные способы повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей энерговооруженных ударных механизмов.....	48
Выводы по главе 1.....	65
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	70
2.1 Материалы исследований.....	70
2.2 Структурные исследования.....	71
2.2.1 Металлографические исследования.....	71
2.2.2 Растровая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ.....	72
2.2.3 Просвечивающая электронная микроскопия.....	73
2.2.4 Рентгеноструктурные исследования.....	73
2.2.4.1 Исследование фазового состава образцов.....	73
2.2.4.2 Определение количества остаточного аустенита.....	74
2.2.4.3 Исследование напряженного состояния образцов.....	77
2.3 Анализ топографии поверхности.....	78
2.4 Методы определения механических свойств.....	79
2.4.1 Измерение твердости и микротвердости материалов.....	79
2.4.2 Испытания на растяжение.....	80
2.4.3 Испытания на ударный изгиб.....	81
2.4.4 Испытания на контактно-усталостную выносливость.....	81
2.4.5 Исследование свойств материалов в условиях ударно-циклического нагружения.....	84
2.4.6 Определение усталостной трещиностойкости материалов при циклическом нагружении.....	101
2.4.7 Триботехнические испытания материалов.....	102
ГЛАВА 3 ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ПО СХЕМЕ СЖАТИЯ.....	105
3.1 Стадии усталостного разрушения материалов в условиях ударно-циклического сжатия.....	105
3.1.1 Стадия зарождения усталостных трещин.....	106
3.1.2 Стадия быстрого роста усталостных трещин.....	112

3.1.3 Стадии медленного роста трещин и окончательного долома образцов	113
3.2 Особенности распространения трещин в сталях, находящихся в различном структурном состоянии.....	128
3.3 Механизм роста трещин в условиях многократного динамического сжатия.....	139
Выводы по главе 3.....	145
ГЛАВА 4 МАТЕРИАЛЫ, ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ УДАРНЫХ МЕХАНИЗМОВ. ВЫБОР МЕТОДОВ И РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ УПРОЧНЕНИЯ.....	149
4.1 Конструктивная прочность материалов, используемых для изготовления тяжело нагруженных деталей машин ударного действия.....	149
4.2 Влияние температуры отпуска на сопротивление стали усталостному разрушению при многократном динамическом сжатии.....	158
4.3 Повышение конструктивной прочности деталей ударных механизмов путем термической обработки с изотермическим превращением аустенита в промежуточной области.....	162
4.4 Оценка возможности применения титановых сплавов для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных механизмов.....	174
Выводы по главе 4.....	184
ГЛАВА 5 СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ УДАРНЫХ МАШИН ПУТЕМ ФОРМИРОВАНИЯ СМЕШАННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ.....	188
5.1 Обеспечение комплекса высоких механических свойств сталей термической обработкой с образованием смешанной структуры.....	188
5.2 Повышение комплекса свойств сталей для изготовления динамически нагруженных деталей машин путем создания структуры с высоким содержанием остаточного аустенита.....	218
5.2.1 Конструктивная прочность стали со структурой нанобейнита.....	219
5.2.2 Повышение конструктивной прочности деталей ударных механизмов с использованием технологии <i>Quenching and Partitioning</i> ...	228
5.3 Термомеханическая обработка стали с мартенсито-бейнитным превращением аустенита.....	236
5.4 Влияние способа упрочнения на износостойкость деталей ударных механизмов.....	267
5.5 Рациональное применение методов термической обработки, обеспечивающих повышение надежности деталей ударных машин.....	273
Выводы по главе 5.....	277
ГЛАВА 6 ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И ДЕФЕКТНОСТИ СТАЛИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ В УСЛОВИЯХ МНОГОКРАТНОГО ДИНАМИЧЕСКОГО СЖАТИЯ.....	282
6.1 Анализ загрязненности неметаллическими включениями деталей промышленных ударных механизмов.....	282
6.2 Математическое моделирование полей напряжений вблизи	288

неметаллических включений различного типа.....	
6.3 Влияние морфологии, размера и ориентации неметаллических включений на сопротивление сталей усталостному разрушению в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия....	294
Выводы по главе 6.....	304
ГЛАВА 7 ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ДЕТАЛЕЙ ГОРНЫХ МАШИН, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО СЖАТИЯ.....	306
7.1 Влияние внешней среды на долговечность сталей в условиях циклического сжатия.....	306
7.2 Механизмы разрушения сталей в условиях циклического нагружения по схеме сжатия в присутствии жидких сред.....	317
Выводы по главе 7.....	323
ГЛАВА 8 ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	326
8.1 Повышение долговечности ударников отбойных молотков.....	326
8.2 Применение новых методов упрочнения тяжелонагруженных деталей энерговооруженных погружных пневмоударников.....	327
8.3 Применение полученных результатов в учебном процессе.....	331
Выводы по главе 8.....	332
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	333
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	340
СЛОВАРЬ ТЕРМИНОВ.....	342
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	346
Приложение А. Патент на изобретение «Способ термомеханической обработки стальных изделий».....	385
Приложение Б. Акт использования результатов диссертационной работы в АО «Томский электромеханический завод им. В.В Вахрушева»	386
Приложение В. Акт использования результатов диссертационной работы в ООО «Сибирская горная компания».....	389
Приложение Г. Акт использования результатов диссертационной работы в ООО «Алтайский завод прецизионных изделий».....	393
Приложение Д. Акт использования результатов диссертационной работы в Институте горного дела СО РАН.....	394
Приложение Е. Акт использования результатов диссертационной работы в учебном процессе.....	395

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

К числу машин и механизмов, наиболее востребованных в строительной индустрии, а также в отраслях, связанных добычей полезных ископаемых, относится оборудование погружного типа (пневмоударники, пневмопробойники, расширители скважин и т.д.), основанное на использовании ударно-вращательных способов бурения и обеспечивающее высокую производительность проходки при низких энергозатратах. Конструкции современных ударных машин характеризуются высокой скоростью приложения нагрузки ($10^6 \dots 10^8$ Н/с) и малым временем взаимодействия деталей ударной системы ($10^{-3} \dots 10^{-4}$ с). Размещаемые в ограниченном пространстве скважин погружные ударные машины должны быть максимально компактными. При этом для эффективного разрушения горной породы они должны обладать высокой удельной мощностью (энерговооруженностью) - более 0,2 кВт на один килограмм массы машины. Практика показывает, что типичной причиной выхода из строя энерговооруженных машин ударного действия является усталостное разрушение их наиболее нагруженных деталей – бойков и инструментов (например, буровых коронок). Эффективность бурения резко снижается также в результате изнашивания подвижных деталей оборудования, обусловленного их контактом с горной породой или абразивными частицами бурового шлама. Средний плановый ресурс работы серийно выпускаемых отечественных пневмоударников составляет 115 - 130 часов машинного времени. Ресурс работы новых ударных машин зарубежных компаний выше в несколько раз, но он также не превышает нескольких сотен часов. Следует отметить, что погружные ударные машины при поломке сложно извлечь на поверхность, что приводит к значительным затратам вследствие утраты бурового оборудования и невозможности дальнейшего бурения скважины.

Наиболее рациональный подход к проблеме повышения скорости проходки скважин основан на увеличении амплитуды ударных импульсов, что на практике

невозможно без использования новых материалов с более высокими показателями конструктивной прочности, под которой понимается обобщенная характеристика материала, определяющая комплекс его механических свойств в условиях, максимально приближенных к эксплуатационным. Материалы, используемые для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных механизмов, должны обладать высокой прочностью, ударной вязкостью, трещиностойкостью и износостойкостью.

Проектирование машин ударного действия представляет собой сложную техническую задачу. Значения амплитуды и форма ударного импульса в них зависят от показателей податливости и жесткости обрабатываемой породы, которые варьируются не только от скважины к скважине, но могут существенно изменяться при проходке даже одной скважины. Следует учитывать также, что расчеты конструкций ударных машин осуществляются на основе механических свойств, полученных при статических испытаниях материалов на растяжение, в то время как наиболее нагруженные детали в большинстве случаев подвержены многократному динамическому сжатию.

Стали, из которых изготавливаются детали ударных механизмов, обычно содержат дефекты различного рода – неметаллические включения, поры и др., вблизи которых при воздействии циклически повторяющихся динамических нагрузок формируются области с высоким уровнем внутренних напряжений. Отмеченные особенности являются причиной существенных различий между расчетными значениями ресурса работы технологического оборудования и реальными результатами, полученными в процессе его эксплуатации.

Таким образом, актуальность диссертационной работы обусловлена необходимостью выявления закономерностей разрушения материалов при периодическом воздействии на них ударных импульсов и определения факторов, оказывающих как положительное, так и негативное влияние на сопротивление сталей разрушению. В работе изучены особенности зарождения и развития усталостных трещин в сталях при воздействии циклической сжимающей нагрузки, проведена оценка влияния дефектности материалов на их

сопротивление разрушению в условиях динамического сжатия при испытаниях в нейтральных и коррозионно-активных средах. Предложены новые технологические способы повышения конструктивной прочности сталей, основанные на формировании смешанных структур мартенсито-бейнитного и мартенсито-аустенитного типа с целью их последующего использования при производстве современных образцов энерговооруженных машин ударного действия. Работа выполнялась в сотрудничестве со специалистами лаборатории машиноведения Института горного дела СО РАН, что позволило на практике оценить эффективность разработанных способов упрочнения тяжело нагруженных деталей энерговооруженных погружных ударных машин нового поколения.

Степень разработанности темы исследования

Вопросы усталостного разрушения материалов входят в круг интересов многих научных коллективов. В большинстве работ в области механики разрушения материалов предполагается, что сжимающие напряжения, не превышающие значения предела упругости стали, не приводят к накоплению в конструкциях усталостных повреждений (О.Н. Романив, В.В. Панасюк, В.С. Иванова, Л.Р. Ботвина, Р.В. Херцберг и др.). По этой причине процессы усталостного разрушения материалов обычно изучают при циклическом воздействии на них переменной растягивающей силы, либо при знакопеременном циклическом нагружении. Несмотря на то, что первые упоминания об эффекте зарождения и роста трещин в условиях циклического сжатия датируются серединой прошлого века, разрушение в поле действия циклических сжимающих напряжений остается малоизученным процессом. Количество публикаций по данной теме мало, а их результаты противоречивы. Большинство исследователей, изучающих процессы разрушения материалов в условиях циклического сжатия, придерживаются точки зрения, что при данном типе нагружения область распространения усталостных трещин ограничена величиной зоны пластической деформации вблизи поверхностных концентраторов напряжений (*R. Habbard., S. Suresh., L. Zhonghu, A. Vasudevan, D. Holm*). На границе этой зоны трещины останавливаются и полного разрушения объекта не происходит. Однако, в ряде

научных работ (У. Lenets, В.М. Тихомиров, А.П. Шабанов) экспериментально подтверждена возможность роста усталостных трещин значительной длины в поле сжимающих напряжений. Таким образом, вопрос о возможности полного разрушения деталей в поле циклически изменяющихся сжимающих напряжений остается дискуссионным. Слабо изучены так же аспекты влияния неметаллических включений и внешней среды на сопротивление сталей усталостному разрушению при циклическом действии сжимающей силы. Вследствие противоречивости полученных результатов, проведение объективного анализа причин быстрого разрушения высоконагруженных деталей ударных машин затруднено.

Не менее актуальной является проблема разработки новых эффективных процессов упрочнения деталей ударных машин. Методы повышения конструктивной прочности материалов, основанные лишь на поверхностном упрочнении деталей, к положительным результатам обычно не приводят. Упрочненные таким образом детали во многих случаях не обладают требуемым уровнем объемной прочности и сопротивления смятию.

Наиболее перспективные способы повышения эксплуатационных свойств деталей ударных машин связаны с объемным упрочнением, результатом которого является формирование в сталях структуры смешанного типа, состоящей из высокопрочного мартенсита и обладающего повышенным уровнем трещиностойкости нижнего бейнита. Известные технологические приемы формирования в сталях высокопрочной бейнитно-мартенситной структуры обладают рядом недостатков. В большинстве своем они основаны на аустенитизации заготовок, последующем охлаждении их в расплавах солей до температуры промежуточного превращения и выдержке в этих условиях, обеспечивающей получение заданного количества бейнита. При дальнейшем охлаждении в масле оставшийся переохлажденным аустенит превращается в мартенсит. Вследствие высоких напряжений, возникающих в структуре на финальной стадии мартенситного превращения, данная технологическая схема не обеспечивает высокие показатели трещиностойкости стали. Кроме того,

количество образующегося в структуре бейнита в значительной степени зависит от времени выдержки стали при температуре промежуточного превращения, что усложняет практическую реализацию технологического процесса упрочнения. Таким образом, разработка новых технологических подходов к формированию в сталях смешанной высокопрочной структуры является актуальной задачей.

Объект исследований

Объектами исследований являются конструкционные стали, используемые при производстве динамически нагруженных деталей энерговооруженных горных машин и механизмов ударного действия.

Предмет исследований

Предметом исследований являются процессы повреждения сталей при их многократном нагружении ударными импульсами, фазовые и структурные превращения, происходящие в сталях при формировании высокопрочных структур смешанного типа.

Цель и задачи исследований

Целью исследования являлось выявление основных особенностей разрушения сталей в условиях ударно-усталостного нагружения и разработка эффективных процессов повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей ударных машин.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

- 1) разработать рациональный подход к оценке свойств и достоверному прогнозированию поведения материалов в различных условиях ударно-циклического нагружения;
- 2) с использованием методов световой и электронной микроскопии исследовать на различных масштабных уровнях особенности процесса повреждения и выявить механизм разрушения стали при многократном воздействии на нее ударных импульсов;
- 3) оценить влияние структурного состояния сталей на процессы зарождения и распространения трещин при ударно-усталостном нагружении;

4) используя методы математического моделирования и физического эксперимента выявить влияние размера, типа и морфологии неметаллических включений на сопротивление сталей усталостному разрушению в условиях циклического сжатия;

5) изучить влияние внешней среды на процессы зарождения и распространения усталостных трещин в деталях ударных машин при циклическом действии сжимающей нагрузки;

6) выработать рекомендации по рациональному применению традиционных видов термообработки для упрочнения деталей ударных машин и установить режимы, обеспечивающие высокие показатели конструктивной прочности стали в условиях ударно-усталостного нагружения;

7) разработать новые эффективные методы упрочнения, обеспечивающие высокий уровень прочности, ударной вязкости и трещиностойкости сталей при многократном нагружении ударными импульсами.

Научная новизна работы:

1. Установлено, что при ударно-усталостном нагружении по схеме сжатия в сталях зарождаются усталостные трещины, которые могут распространяться до полного разрушения объекта. Развитие усталостных трещин обеспечивается наличием незамкнутых фрагментов трещины вблизи фронта трещин, характеризующихся отсутствием смыкания противоположных берегов излома на стадии сжатия. При воздействии ударного импульса в окрестности незамкнутого фрагмента формируется область пластически деформированного материала, в которой на стадии разгрузки возникают остаточные растягивающие напряжения, приводящие к продвижению трещины.

2. Показано, что процессы накопления усталостных повреждений вблизи фронта трещин и их дальнейший рост в низкопрочных сталях развиваются под действием максимальных касательных напряжений и соответствуют сдвиговой модели деформации и разрушения материала. На изломах объектов, подвергнутых ударно-усталостному сжатию, зафиксировано формирование

поверхностного рельефа с бороздками, характерными для усталостного разрушения материалов.

3. Установлено, что при циклическом воздействии сжимающей силы, в отличие от нагружения по схеме растяжения и изгиба, скорость распространения усталостных дефектов максимальна на начальном этапе. При продвижении трещин вглубь образца их скорость уменьшается почти на порядок и стабилизируется на низком уровне. При этом теряется связь зависимости скорости от их длины и оставшегося целым поперечного сечения деформируемого объекта. Уровень растягивающих напряжений в вершине магистральной трещины, распространяющейся вдали от поверхности деформируемого объекта, длительное время остается стабильно невысоким, что обеспечивает малую площадь зоны долома, которая обычно не превышает пяти - семи процентов от номинальной площади поперечного сечения.

4. Изучены основные особенности формирования смешанной структуры в стали при термической обработке с мартенсито-бейнитным превращением аустенита. Установлено, что для тяжело нагруженных деталей ударных механизмов наиболее рациональным является формирование структуры, состоящей из 40 % отпущенного мартенсита и 60 % нижнего бейнита.

5. Разработан новый метод термомеханического упрочнения, при реализации которого в легированной стали 40X2H2MA формируется градиентная (полосчатая) структура из чередующихся зон отпущенного мартенсита и нижнего бейнита. Показано, что условием ее образования является незавершенность рекристаллизационных процессов в деформированном легированном аустените, развивающихся на стадии последеформационной выдержки.

6. Получены новые экспериментальные данные по влиянию внешней среды на сопротивление стали усталостному разрушению в условиях циклического сжатия. Показано, что наличие на поверхности стальных образцов жидкой среды в 2 - 5 раз ускоряет процесс разрушения материала по сравнению с испытаниями на воздухе. Установлено, что интенсификация процессов разрушения обусловлена ростом локальных напряжений в окрестности вершины усталостной трещины на

этапе сжатия материала и повышением остаточных растягивающих напряжений в этой области на этапе разгрузки из-за развития процессов фреттинг-коррозии и микрогидравлических ударов.

7. Методами математического моделирования и физического эксперимента выявлены особенности влияния морфологии, типа, размера и ориентации неметаллических включений на сопротивление сталей усталостному разрушению в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия. Основным фактором, негативно влияющим на долговечность стали, является тип включений. Показано, что наименее опасными являются твердые высокопрочные включения, вблизи которых уровень локальных напряжений, возникающих на этапе сжатия ниже среднего значения в стали. Установлено, что наличие в стали низкопрочных неметаллических включений является фактором, существенно увеличивающим риск зарождения усталостных трещин при отсутствии механических концентраторов напряжений.

Теоретическая и практическая значимость работы

Теоретическая значимость полученных в работе данных заключается в расширении знаний об особенностях процессов разрушения сталей в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия на воздухе, в коррозионно-активных и инертных жидких средах; изучении влияния структуры и дефектного состояния сталей на их сопротивление ударно-усталостному разрушению. Полученные данные свидетельствуют о проявлении не изученного ранее механизма роста усталостных трещин при многократном воздействии на материал ударных импульсов сжатия.

Практическая значимость работы определяется предложенными техническими решениями по повышению степени безотказности и долговечности энерговооруженных ударных механизмов. При выполнении работы разработано и изготовлено новое экспериментальное оборудование для оценки усталостных свойств материалов в условиях многократного динамического нагружения по схемам сжатия и изгиба. На основании проведенных исследований сформулированы рекомендации по выбору сталей и режимов их термического

упрочнения для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных машин. Предложен и защищен патентом Российской Федерации на изобретение способ термомеханической обработки сталей с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, обеспечивающий высокие значения прочности стальных деталей и сопротивления ударно-усталостному разрушению.

Методология и методы исследования

В качестве материалов исследования использовали среднеуглеродистые легированные стали российского и зарубежного производства, применяемые для изготовления деталей ударных машин. Операцию предварительной вырезки проб и исследуемых образцов из исходных заготовок выполняли на специализированных отрезных станках *Discotom-65*, *Exotom-150*, а также на проволочно-вырезном электроэрозионном станке *Sodic AG 600L*. Химический состав исследуемых в работе материалов оценивали на оптико-эмиссионном спектрометре *ARL 3460*. Металлографические исследования структуры исходного проката, заготовок и образцов после термической и термомеханической обработки проводили на микроскопах *Carl Zeiss Axio Observer Z1m* и *Nikon eclipse MA 100*. Полученные снимки обрабатывали, используя программный пакет для графических изображений *Axio Vision 4.8*.

Измерения твердости сталей и микротвердости отдельных структурных составляющих после различных видов обработки проводили с использованием стандартных методик на твердомерах *Wolpert Group 600MRD* и *Wolpert Group 402MVD*. Испытания на растяжение с определением характеристик прочности и пластичности материалов выполняли на универсальных измерительных комплексах *Instron 300DX* и *Instron 3369*. Для проведения испытаний на ударный изгиб использовали маятниковые копры *MetroCom 06103300* и *Instron CEAST 9050*. Процессы ударной усталости материалов исследовали на оригинальном испытательном комплексе, спроектированном и изготовленном на кафедре материаловедения в машиностроении НГТУ. Усталостные испытания при циклическом нагружении проводили на универсальной сервогидравлической

системе *Instron 8801*, оснащенной программным модулем сбора и обработки информации *WaveMatrix*.

Износостойкость материалов в условиях трения скольжения по схеме «диск - плоскость» оценивали на машине трения ИИ 5018. Фактографический анализ процессов объемного и поверхностного разрушения материалов осуществляли на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO50XV*. Тонкую структуру сталей, формирующихся при использовании различных технологических процессов термообработки, изучали на просвечивающем микроскопе *Tecnai G2 20 TWIN*. Фазовый анализ полученных в результате термической обработки структур и анализ напряженного состояния материалов выполняли с использованием дифрактометра *ARL X'TRA*. Качественный и количественный фазовый состав определяли на основании данных профильного анализа, выполненного в программном пакете *WinXRD*. Кристаллические фазы в материалах идентифицировали методом сравнения с применением базы данных *ICDD PDF*. При изучении процессов пластической деформации в окрестности распространяющейся трещины при различных условиях нагружения и особенностей разрушения материалов при изнашивании использовали комплекс по исследованию топографии поверхности *Zygo NewView 7300*.

Положения, выносимые на защиту:

1. Рост трещин в стальных изделиях при их ударно-усталостном нагружении по схеме сжатия связан с формированием растягивающих напряжений у вершины дефекта по окончании разгрузки материала, причиной формирования которых является наличие незамкнутого фрагмента трещины вблизи ее фронта и отсутствие смыкания противоположных берегов излома на стадии сжатия деформируемого объекта.

2. В отличие от усталостного нагружения по схеме растяжения или изгиба процесс распространения трещин при циклическом воздействии сжимающей нагрузки наиболее интенсивен на начальных этапах деформации и затухает с увеличением размеров дефекта, результатом чего является потеря

зависимости скорости продвижения трещины от ее длины и оставшегося целым поперечного сечения деформируемого объекта.

3. Термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита обеспечивает высокие значения прочностных свойств сталей в сочетании с сопротивлением усталостному разрушению. При изготовлении тяжело нагруженных деталей ударных механизмов оптимальна структура, состоящая из 40 % отпущенного мартенсита и 60 % нижнего бейнита.

4. Формирование наноструктурированного бейнита является эффективным решением, обеспечивающим высокий комплекс свойств сталей, используемых для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных машин.

5. Предложенный в работе способ термопластического упрочнения с формированием смешанной структуры мартенсито-бейнитного типа является эффективным техническим решением, способствующим повышению уровня конструктивной прочности сталей, предназначенных для изготовления деталей, эксплуатирующихся в условиях ударно-усталостного нагружения.

6. Разрушение циклически сжимаемых стальных деталей в присутствии жидких сред интенсифицируется процессами фреттинг-коррозии, и микрогидравлическими ударами, в результате чего выход изделий из строя происходит быстрее, чем при эксплуатации в воздушной среде

7. Фактором, препятствующим разрушению сталей в процессе их ударно-усталостного нагружения по схеме сжатия, является снижение степени загрязненности стали неметаллическими включениями. С позиции сопротивления разрушению пластически недеформируемые включения предпочтительны перед пластичными низкопрочными частицами.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов работы определяется использованием современных методов оценки свойств, структуры и фазового состава материалов, применением методов статистической обработки полученных результатов, привлечением современных теорий упрочнения металлических материалов и представлений о природе их разрушения, а также отсутствием противоречий

между результатами исследований и данных, имеющихся в литературных источниках.

Результаты работы были представлены и обсуждены на четвертой международной конференции «Прочность и пластичность материалов в условиях внешних энергетических воздействий» (г. Новокузнецк) в 1995 г.; международной научно-технической конференции «Пластическая и термическая обработка современных металлических материалов» (г. Санкт-Петербург) в 1995 г.; третьем Российско-Корейском международном симпозиуме науки и технологий «*Korus 99*» (г. Томск) в 1999 г., третьем международном форуме стратегических технологий «*IFOST*» (г. Новосибирск) в 2008 г.; седьмой всероссийской научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе» (г. Новосибирск) в 2009 г.; конференциях с участием иностранных ученых «Фундаментальные проблемы формирования техногенной геосреды», (г. Новосибирск) в 2010 и 2012 г.; всероссийской конференции «Деформирование и разрушение структурно-неоднородных сред и конструкций» (г. Новосибирск) в 2011 и 2014 г.; международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы в машиностроении» (г. Новосибирск) в 2014 г.; международной конференции «*International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems*» (г. Томск) в 2015 г., международной конференции «*Earth and Environmental Science. Geodynamics and Stress State of the Earth's Interior*» (г. Новосибирск) в 2017 г.

Личный вклад автора

Диссертационная работа обобщает результаты исследований, проведенных непосредственно автором и в сотрудничестве с коллегами в период с 1986 по 2019 гг. Личный вклад автора заключается в постановке целей и задач исследований, участии в планировании и проведении экспериментов, анализе полученных закономерностей, обработке и обобщении результатов, формулировании выводов и подготовке рукописей публикаций.

Тема и содержание диссертационной работы соответствуют паспорту специальности 05.16.09. – Материаловедение (в машиностроении) (в соответствии с новой номенклатурой научных специальностей: 2.6.17 - Материаловедение) в части пунктов:

1) «теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности материалов и изделий» (п. 1);

2) «разработка научных основ выбора материалов с заданными свойствами применительно к конкретным условиям изготовления и эксплуатации изделий и конструкций» (п. 3);

3) «установление закономерностей и критериев оценки разрушения материалов от действия механических нагрузок и внешней среды» (п. 5);

4) «разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-механических и эксплуатационных свойств материалов на образцах и изделиях» (п. 6).

Публикации

Результаты диссертационного исследования опубликованы в 33 работах, из них 17 статей в рецензируемых научных изданиях входящих в перечень ВАК, в том числе в журналах индексируемых в базах Web of Science и Scopus, и 14 статей в прочих изданиях.

Диссертант является соавтором 1 монографии и 1 патента полученного на изобретение в РФ.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, 8 глав, заключения, списка сокращений и условных обозначений, словаря терминов, списка литературы из 326 наименований и 6 приложений. Общий объем работы составляет 395 страниц, включая 189 рисунков и 31 таблицу.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Выражаю благодарность

- ✓ моему научному консультанту д. т. н. А.А. Батаеву за помощь в постановке задач, планировании экспериментов и обсуждении результатов данной работы;
- ✓ моим коллегам, сотрудникам кафедры материаловедения в машиностроении НГТУ, принимавшим участие в данной работе на различных ее этапах;
- ✓ сотрудникам Института горного дела СО РАН к.т.н. В.В. Тимонину, к.т.н. А.С. Смоленцеву, к.т.н. А.А. Репину и С.Е. Алексееву за ценные замечания и помощь в практическом опробовании результатов экспериментальных исследований;
- ✓ сотруднику Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН д.т.н. М.А. Легану и сотрудникам Сибирского государственного университета путей сообщения к.т.н. А.П. Шабанову и д.т.н. В. М. Тихомирову за ценные замечания и рекомендации по выполнению работы.

ГЛАВА 1

РАЗРУШЕНИЕ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ. ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ

(литературный обзор)

1.1 Условия работы и основные причины выхода из строя машин ударного действия

В настоящее время в строительной индустрии, а также в отраслях, связанных с разведкой месторождений и добычей полезных ископаемых, востребовано оборудование погружного типа, основанное на использовании ударно-вращательных способов бурения и обеспечивающее высокую производительность проходки при низких энергозатратах. Примерами устройств такого рода являются пневмоударники, пневмопробойники, расширители скважин и др. [1]. Размещаемые в ограниченном пространстве скважин погружные ударные машины должны быть максимально компактными. Эффективное разрушение горной породы обеспечивается оборудованием, обладающим высокой удельной мощностью (энерговооруженностью) - более 0,2 кВт на один килограмм массы машины [2-5]. Конструкции современных ударных машин характеризуются высокой скоростью приложения нагрузки ($10^6 \dots 10^8$ Н/с) и малым временем взаимодействия деталей ударной системы ($10^{-3} \dots 10^{-4}$ с) [6, 7].

Выход ударных машин из строя определяется уровнем действующих нагрузок, а также негативным влиянием абразивных частиц и водной среды. Средний плановый ресурс работы серийно выпускаемых отечественных пневмоударников составляет 115-130 часов машинного времени. Ресурс работы зарубежного оборудования в несколько раз выше, но также не превышает нескольких сотен часов [1]. Практика показывает, что типичной причиной выхода из строя энерговооруженных машин ударного действия является усталостное разрушение наиболее нагруженных деталей – бойков и инструментов (буровых

коронки). Эффективность бурения резко снижается также в результате изнашивания подвижных деталей оборудования, обусловленного их контактом с горной породой или абразивными частицами бурового шлама.

Проектирование машин ударного действия представляет собой сложную техническую задачу. Значения амплитуды и форма ударного импульса в них зависят от показателей податливости и жесткости обрабатываемой породы, которые варьируются не только от скважины к скважине, но могут существенно изменяться при проходке даже одной скважины [7-10]. Следует учитывать также, что расчеты конструкций ударных машин осуществляются на основе механических свойств, полученных при статических испытаниях металлических материалов на растяжение, в то время как наиболее нагруженные детали в большинстве случаев подвержены многократному динамическому сжатию.

Стали, из которых изготовлены детали ударных механизмов, обычно содержат дефекты различного рода – неметаллические включения, поры и др., в окрестности которых при воздействии циклически повторяющихся динамических нагрузок формируются области с высоким уровнем внутренних напряжений. Отмеченные особенности являются причиной существенных различий между расчетными значениями ресурса работы технологического оборудования и реальными результатами, полученными в процессе его эксплуатации.

Номенклатура современных ударных механизмов достаточно обширна, однако большинство из них использует одинаковый принцип работы. В общем случае он может быть описан следующим образом (рисунок 1.1). Рабочая среда-энергоноситель (сжатый воздух или жидкость) подается в переднюю камеру и ускоряет боек (ударник) 2. В конце рабочего хода боек сталкивается с поверхностью инструмента 3 (буровой коронкой, штангой и т.п.), что приводит к возникновению и распространению ударной волны P_2 , под действием которой инструмент внедряется в породу 5, деформирует и разрушает ее. Ударная волна P_1 , возникшая в момент удара в бойке, распространяется в противоположном от инструмента направлении. На разрушение породы расходуется лишь часть энергии удара P_c , другая его часть преобразуется в отраженную волну P_3 . На

финальной стадии цикла под действием сжатого воздуха, подаваемого в заднюю камеру, боек возвращается в исходное положение.

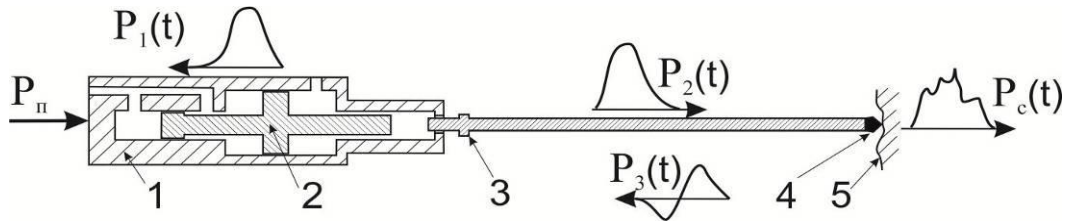


Рисунок 1.1 – Схема работы ударного механизма. 1 – корпус, 2 – боек, 3, 4 – буровая коронка с твердосплавным наконечником, 5 – разрушаемая порода. P_1 – ударная волна, сформированная при ударе в бойке, P_2 – волна, возникшая при ударе в инструменте, P_3 – обратная волна в инструменте, отраженная от породы, P_c – ударный импульс, передаваемый в породе, $P_п$ – усилие подачи, обеспечивающее поступательное движение ударной машины при внедрении инструмента

Таким образом, при работе ударных механизмов реализуются два процесса, связанных с динамическим взаимодействием элементов: соударение бойка и инструмента, а также динамический контакт инструмента с разрушаемой породой. Эффективное разрушение горной породы происходит в тех случаях, когда удельная величина внешнего силового воздействия на нее составляет 2800 - 4400 МПа [1]. Важнейшая задача, связанная с обеспечением долговечности ударного оборудования, заключается в необходимости минимального повреждения его наиболее нагруженных деталей. Анализ литературных данных свидетельствует о том, что максимальный уровень напряжений достигается в бойках и инструменте ударных машин. Конструкция инструмента (например, буровой коронки) обычно предусматривает возможность его оперативной замены. Замена бойка, в отличие от инструмента, требует демонтажа и разборки ударной машины и является трудоемкой операцией. При поломке бойка погружные ударные машины сложно, а порой практически невозможно извлечь на поверхность, что может привести к потере как оборудования, так и самой

скважины. Таким образом, показатели надежности и долговечности оборудования ударного типа определяются, в первую очередь, комплексом механических и эксплуатационных свойств динамически нагруженных бойков.

Традиционно выбор материалов при конструировании деталей горных машин осуществляют на основании результатов расчета напряженно-деформированного состояния с использованием аналитических методов. В большинстве расчетных формул уровень максимальных сжимающих напряжений, возникающих в элементах ударной системы, определяется жесткостью деталей, соотношением площадей их поперечного сечения и скоростью соударения [6, 11].

Несмотря на то, что при контакте бойка и инструмента формируется ударный импульс сжатия, в процессе эксплуатации этих элементов возможно появление растягивающих, изгибающих напряжений, а также напряжений сдвига. Одна из причин, объясняющая такой характер нагружения, обусловлена сложной формой контактирующих деталей. В момент удара нависающие части детали продолжают движение, формируя на короткое время в локальных областях изделий растягивающие напряжения высокого уровня. Напряжения этого типа могут возникать также при наложении прямой и отраженной волн деформации в длинномерных деталях [12].

Формирование растягивающих напряжений является крайне негативным фактором, резко снижающим надежность и долговечность деталей ударных механизмов. Для снижения вероятности появления растягивающих напряжений в бойках ударных машин им, по возможности, придают более простую форму и обеспечивают длину, не повышающую длину продольной волны деформации (не более 500 мм). При соблюдении данных условий в момент удара весь материал бойка находится в сжатом состоянии, причем влиянием волновых процессов можно пренебречь.

Изгибающие напряжения в бойке могут возникать при его несоосном контакте с инструментом. Для обеспечения условий центрального удара рабочему торцу бойка придают сферическую форму, а его посадочные места в корпусе ударной машины выполняют с высокой точностью. Следует отметить, что

придание торцу бойка сферической формы сопровождается уменьшением площади контакта с инструментом, что является причиной локализации возникающих при ударе напряжений. При высоком уровне контактных напряжений в поверхностных слоях взаимодействующих тел интенсивно развиваются процессы пластической деформации, трещинообразования и выкрашивания охрупченных объемов материала, что, в свою очередь, приводит к нарушению условий центрального удара и появлению в деталях значительных изгибающих напряжений.

Использование аналитических зависимостей, а также методов численного моделирования, разработанных на их основе, не позволяет при проектировании ударных механизмов с высокой степенью достоверности получать объективную информацию о параметрах силового взаимодействия. Характерное время взаимодействия ударника и инструмента составляет $\sim 200 \dots 300$ микросекунд. Наряду с высокой скоростью соударения бойка и инструмента эта особенность объясняет сложность экспериментального определения фактической величины возникающих в материалах напряжений. Отмечается, что значения максимальной амплитуды ударных импульсов, полученные при аналитических расчетах и использовании методов численного моделирования, могут более чем в три раза отличаться от результатов экспериментальных измерений [1].

Обычно для снижения уровня действующих напряжений в деталях машин увеличивают площадь их поперечного сечения. Однако при конструировании ударных механизмов этот путь сопровождается снижением эффективности динамического воздействия на обрабатываемую породу и повышением стоимости оборудования. Наиболее рациональный подход к проблеме повышения скорости проходки скважин основан на увеличении амплитуды ударных импульсов, что на практике невозможно без использования новых материалов с более высокими показателями конструктивной прочности.

Термин «конструктивная прочность», предложенный Я.Р. Раузиным и Е.А. Шуром [13], подразумевает обобщенную характеристику материала, определяющую комплекс его механических свойств в условиях, максимально

приближенных к эксплуатационным. Материалы, из которых изготовляют тяжело нагруженные детали ударных механизмов, должны обладать комплексом свойств, важнейшими из которых являются высокая прочность, ударная вязкость, трещиностойкость и износостойкость.

Основным типом материалов, используемых для изготовления деталей ударных механизмов, являются стали. Наиболее нагруженные детали относительно небольших размеров обычно изготовляют из низко- и среднелегированных сталей с содержанием углерода 0,4-0,6 %. К ним относятся, в частности, стали 40ХН, 45ХНМ, 40ХН2МА, 5ХВ2С, 50ХФА и др. В качестве способа их упрочнения, как правило, используют закалку с последующим низким или средним отпуском.

Применение сталей, содержащих менее 0,3 % углерода, ограничено невысоким уровнем их прочностных свойств. Использование термически упрочненных сталей с содержанием углерода, превышающим 0,8 %, также не рационально по причине их низкой трещиностойкости. В то же время крупногабаритные бойки ударных машин обычно изготовляют из низкоуглеродистых легированных сталей марок 12ХН3А, 20ХН3А, 18Х2Н4МА (и т.п.), упрочняемых по технологии цементации с последующей закалкой и низким отпуском. В общем виде технические требования к материалам, используемым для изготовления тяжело нагруженных элементов ударных механизмов, могут быть сформулированы следующим образом [1, 6, 11-16].

- Для обеспечения высоких показателей сопротивления изнашиванию требуется повышенная твердость поверхностного слоя на глубину не менее 2 мм. В противном случае при динамическом взаимодействии с инструментом возможно продавливание упрочненного слоя, сопровождающееся изменением геометрии контактующих поверхностей.

- Тяжелонагруженные детали должны обладать высоким сопротивлением ударно-усталостному разрушению. Типичным решением, обеспечивающим выполнение этого требования, является формирование в объеме изделий структуры троостита твердостью 35...40 HRC. Закалка с индукционным

нагревом без предварительной объемной термической обработки сердцевины детали не рациональна, поскольку сохранившаяся в объеме феррито-перлитная структура обладает низким сопротивлением росту усталостных трещин.

- Изготовление деталей относительно небольших размеров рационально с использованием методов термомеханической обработки (ковка, штамповка), способствующих формированию мелкозернистой структуры с повышенными характеристиками прочности и вязкости разрушения.

- Конструкция деталей ударных механизмов должна характеризоваться минимальным количеством концентраторов напряжений.

Отмеченные выше условия носят достаточно общий характер. Химический состав и структура сталей влияют на показатели конструктивной прочности деталей ударных механизмов сложным образом. Технологические решения, обеспечивающие улучшение одного из механических свойств, подлежащих контролю, например, твердости, могут существенно снижать другие показатели механического поведения стали, в частности ее трещиностойкость (рисунок 1.2). По этой причине важной научной и технологической задачей, решаемой при создании эффективных машин ударного действия, является формирование в сталях структуры, обеспечивающей рациональное сочетание комплекса механических свойств, находящихся в противоречии друг с другом.

В качестве перспективных материалов для изготовления ответственных деталей ударных механизмов отмечают высокопрочные титановые сплавы [18-20]. Стоимость титановых бойков выше, чем бойков из стали, при этом они обладают меньшим удельным весом и более высокой коррозионной стойкостью. Отмеченные обстоятельства позволяют увеличивать скорость и частоту ударного нагружения, а также использовать в качестве среды-энергоносителя воду и водные растворы. Сплавы на основе титана обладают высоким коэффициентом затухания акустических волн и эффективно гасят отраженные ударные импульсы.

Основным недостатком титановых сплавов, используемых для изготовления бойков ударных машин, является низкая износостойкость в паре трения со стальным корпусом. Повысить износостойкость титановых сплавов можно

подбором соответствующего материала сопрягаемой детали. В качестве рациональных предлагаются технические решения, основанные на использовании промежуточных элементов из медных сплавов или модифицировании поверхности бойков методами химико-термической обработки.

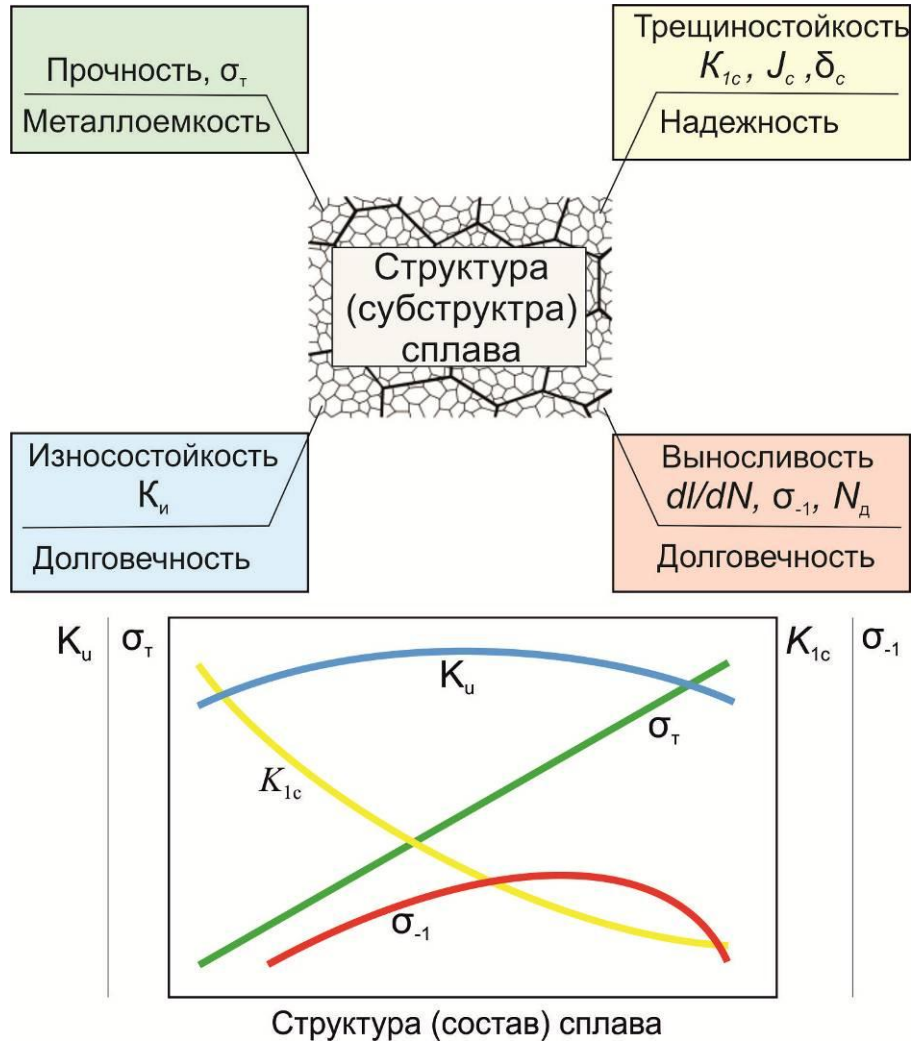


Рисунок 1.2 – Типичная зависимость основных механических свойств материала от его структуры [17]. σ_t – предел текучести, σ_{-1} – предел усталостной выносливости, K_{1c} – критическое значение коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины, δ_c – деформационный критерий трещиностойкости, J_c – энергетический критерий трещиностойкости, dl/dN – скорость распространения усталостной трещины, N_d – долговечность материала (количество циклов нагружения до разрушения), $K_{и}$ – износостойкость материала

1.2 Особенности разрушения материалов при нагружении по схеме многократного динамического сжатия

Имеющиеся в распоряжении специалистов результаты не позволяют убедительно объяснить факт быстрого разрушения деталей ударных машин, эксплуатирующихся в условиях интенсивного воздействия периодически повторяющейся динамической нагрузки. Объясняется это недостаточной изученностью поведения сталей в условиях ударного сжатия. Малая длительность ударного импульса и высокая скорость нарастания нагрузки являются основными факторами, которые существенно отличают характер пластической деформации, релаксации напряжений и локального повреждения материалов, подверженных динамическому воздействию, по сравнению с хорошо изученными процессами статического и усталостного нагружения [21-27].

Следует учитывать также, что в деталях сложной формы из-за процессов отражения и интерференции волн деформации реализуется изменяющееся во времени и в пространстве напряженное состояние, которое в значительной степени зависит от масштабного фактора и трудно поддается количественной оценке. В настоящее время оценку свойств материалов в условиях многократного динамического нагружения, как правило, проводят на образцах относительно простой формы, деформируемых по схеме растяжения или изгиба. Отмеченные выше схемы испытаний не соответствуют основным конструктивным решениям, используемым в машинах ударного действия, в которых при контакте бойков и инструментов генерируются ударные импульсы сжатия, а растягивающая или изгибающая нагрузка обусловлена сложностью формы бойков, а так же отраженными ударными импульсами.

Большинство исследователей отмечают, что переход от знакопостоянного циклического к ударно-циклическому нагружению сопровождается существенным снижением показателей усталостной прочности и долговечности металлических материалов [21-24, 26-30]. Так, в работе *T. Tanaka* с коллегами [21] было показано, что изменение характера цикла с ударного на отнулевой

синусоидальный (с аналогичным по величине максимальным напряжением цикла) привело к росту предела выносливости среднеуглеродистой стали в полтора раза. В то же время в ряде работ были получены противоположные результаты. В соответствии с данными исследований, выполненных в Томском государственном архитектурно-строительном университете, показатели выносливости при ударно-циклическом нагружении стали выше по сравнению с плавным пульсирующим нагружением [31-35].

Противоречивость экспериментальных данных может быть объяснена тем, что на результаты ударных испытаний влияние оказывает большое количество факторов: схема нагружения, размеры и форма образцов, форма и амплитуда генерируемых импульсов ударной нагрузки, точность измерения параметров, свойства используемых материалов и т.д. Так, например, данные, представленные в работе [34], свидетельствуют о том, что при ударно-циклических испытаниях увеличение диаметра образца способствует росту жесткости ударной системы и препятствует появлению в ней изгибающих напряжений, что, в свою очередь, приводит к росту сопротивления материала усталостному разрушению.

Результаты работы [36] свидетельствуют о том, что в условиях ударного сжатия и растяжения показатели циклической долговечности удлиненных образцов превышают аналогичный показатель коротких образцов. Авторы объясняют обнаруженный эффект особенностями наложения прямой и обратной волн деформации. Отмечается, что форма волны деформации зависит от длины образца и условий фиксации обоих его концов, что может приводить как к снижению, так и к росту действующих напряжений.

Большинство авторов сходятся во мнении, что в условиях ударно-усталостного нагружения повышается чувствительность материалов к дефектам их внутреннего строения и наличию концентраторов механических напряжений. Образцы с поверхностными надрезами в условиях многократного ударного нагружения имеют более низкие показатели ограниченной выносливости по сравнению с неударным нагружением (при сопоставимом уровне действующих

напряжений) [31, 33, 37]. Наиболее заметно этот эффект проявляется при испытании сталей с пределом прочности более 600 МПа.

Одним из важнейших показателей работоспособности материалов в условиях ударно-циклического нагружения является их сопротивление развитию усталостных трещин. Достоверное определение силовых параметров ударного воздействия представляет сложную задачу, поэтому работы, в которых была проведена оценка ударно-усталостной трещиностойкости материалов с построением кинетических диаграмм усталостного разрушения, немногочисленны [26-30, 37-39].

Большинство исследователей отмечают, что при ударном приложении растягивающей нагрузки существенно сокращается как этап зарождения усталостных трещин, так и время их распространения. Анализ кинетических диаграмм разрушения нелегированной стали с содержанием углерода 0,2 %, выполненный *H. Iquchi* с коллегами [37], свидетельствует о том, что в условиях ударной усталости распространение трещин происходит со скоростью в $\sim 2 \dots 2,5$ раза выше по сравнению с циклическим неударным нагружением. Причем наиболее заметно это различие проявляется в области малых значений размаха коэффициента интенсивности напряжений. В условиях ударной усталости существенно снижается также пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} .

В области критических скоростей роста усталостной трещины влияние скорости нагружения становится менее заметным. Исследования ударно-циклического разрушения малоуглеродистой стали, выполненные в работе [21], свидетельствуют о том, что на скорость распространения трещин существенное влияние оказывает не только амплитуда, но и продолжительность ударного импульса. При испытаниях на ударно-циклическое растяжение образцов из малоуглеродистой стали увеличение времени ударного импульса с 780 до 1010 микросекунд привело к росту скорости распространения трещины на 20 % и снижению показателей усталостной прочности на 15 %.

Результаты работ Л.Р. Ботвиной с коллегами [26-29] свидетельствуют о том, что при ударно-циклическом нагружении с ростом трещины может меняться механизм разрушения, что приводит к разрыву кинетических диаграмм усталостного разрушения на среднем участке.

Оценка материала в окрестности вершин трещин, выращенных при плавном и ударном приложении нагрузки и сопоставимом уровне коэффициента интенсивности напряжений, проведенная в работе [38] методом микрорентгеновской дифракции, показала, что при многократном динамическом нагружении размер зоны пластической деформации в окрестности вершины трещины меньше, чем при циклическом (неударном) приложении внешней нагрузки.

Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов, испытанных в условиях циклического и ударно-циклического нагружения, свидетельствуют о том, что при динамическом характере нагружения растет количество и размер зон с фасетками хрупкого скола [39, 40-42]. С ростом энергии ударного импульса увеличивается также размер области долома, что свидетельствует о раннем старте магистральной трещины и повышенной хрупкости материала в условиях динамического нагружения. Кроме того, возрастает различие в скорости роста усталостных трещин в приповерхностных областях и сердцевине образца, что сопровождается формированием фронта усталостной трещины в виде характерной дуги.

В работах [41, 42] было зафиксировано, что при многократном динамическом нагружении переход от вязкого к хрупкому разрушению происходит при более низком уровне размаха коэффициента интенсивности напряжений. По мнению авторов указанных работ, рост скорости динамического нагружения оказывает влияние, аналогичное снижению температуры испытаний и приводящее к хрупкому разрушению исходно вязких материалов.

Различие в скорости роста трещин при ударном и неударном нагружении возрастает с увеличением твердости стали. Эффект снижения показателей усталостной долговечности при переходе от плавного к динамическому характеру

нагружения зафиксирован не только для сталей, но также и при испытании образцов из алюминиевых сплавов [44]. В то же время для ряда материалов изменение скорости приложения внешней нагрузки существенного влияния на показатели их сопротивления усталостному разрушению не оказывает. В частности, в работе [45] было обнаружено, что у пластичных сплавов на основе меди нет существенных различий в циклической и ударно-циклической прочности (ограниченной выносливостью).

Таким образом, переход от знакопостоянного циклического к ударному нагружению, как правило, приводит к существенному снижению показателей усталостной долговечности, уменьшению времени зарождения усталостных трещин и длительности их распространения до окончательного разрушения детали. Переход к динамическому нагружению также повышает чувствительность материалов к наличию поверхностных концентраторов и внутренних дефектов и увеличивает склонность их к хрупкому разрушению. Однако полученные экспериментально зависимости не являются однозначными и в значительной степени определяются типом и прочностными свойствами исследуемых материалов, формой и геометрическими размерами изучаемых образцов, а также параметрами ударного нагружения. На основании вышеизложенного можно сделать вывод о том, что использование при расчетах ударных машин справочных данных о сопротивлении материалов усталостному разрушению, в частности предела выносливости, к достоверным результатам не приводит.

Еще более дискуссионными является вопросы, связанные с усталостным разрушением материалов при многократном воздействии на них сжимающих нагрузок. В классической механике разрушения предполагается, что в условиях сжатия усталостные трещины не распространяются, так как при воздействии внешней сжимающей нагрузки берега трещины смыкаются и нагрузка передается в соседние объемы материала. В большинстве научных исследований, проводимых в соответствии с требованиями стандарта *ASTM-E466* [46], величину сжимающей нагрузки при знакопеременном цикле не учитывают. Знакопеременный цикл нагружения в таких условиях принимают эквивалентным

пульсирующему циклу с изменением напряжений от $\sigma = 0$ до $\sigma = \sigma_{\max}$. При этом вопрос о характере и величине действующих напряжений в реальных боях ударных систем до сих пор остается не выясненным.

Проведенная в работе [33] оценка величины первоначальных и отраженных ударных импульсов в незакрепленных цилиндрических стальных образцах, моделирующих условия работы бойков ударных механизмов, показала, что величина отраженного импульса растягивающих напряжений не превышала 20 % от величины первоначального импульса сжимающей нагрузки. Проведенные измерения позволяют сделать вывод о том, что основной причиной разрушения бойков ударных систем являются процессы пластической деформации и повреждения материалов, развивающиеся на этапе сжатия.

Результаты научных исследований, выполненных в последнее время, свидетельствуют о том, что при циклическом воздействии сжимающей силы вблизи концентраторов напряжений или дефектов, находящихся в материале, могут возникать и распространяться усталостные трещины [47-54]. Впервые эффект зарождения трещин под действием циклических сжимающих напряжений обнаружен в шестидесятых годах прошлого века. Несмотря на несколько десятилетий, прошедших с этого момента, разрушение при воздействии циклических сжимающих нагрузок остается малоизученным процессом, а количество публикаций по анализируемой проблеме весьма мало.

Первые систематические исследования особенностей процесса роста трещин, развивающихся при циклическом нагружении сжатием, выполнил *R. Hubbard* [47]. Изучая разрушение образцов из алюминиевых сплавов с концентраторами напряжений, он обнаружил, что распространение усталостных трещин происходит с постепенным снижением скорости их роста вплоть до полной остановки при достижении определенной длины. Было высказано предположение о том, что усталостные трещины распространяются в поле остаточных растягивающих напряжений, возникающих в окрестности надреза на этапе разгрузки образца. На основании результатов этих исследований были

предложены первые уравнения для расчета коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины в условиях сжатия.

Исследования, проведенные в работе [48] при воздействии на компактные образцы одноосной сжимающей нагрузки, показали, что максимальная длина усталостных трещин коррелирует с расчетными значениями размеров зон пластической деформации, формирующихся в окрестности надрезов. Было обнаружено, что, в отличие от условий растяжения, при нагружении сжатием скорость роста трещины у поверхности образца, находящегося в плосконапряженном состоянии, выше, чем в центральных областях, где выполнялись условия плоской деформации.

Результаты численного моделирования и экспериментальной оценки кинетики распространения усталостных трещин в малоуглеродистой легированной стали и высокопрочных алюминиевых сплавах, выполненные *D. Holm*, с соавторами [49], показали, что при циклическом воздействии сжимающей нагрузки высокая степень пластичности материала в поверхностных слоях сопровождается повышенным уровнем остаточных растягивающих напряжений в окрестности усталостной трещины и распространением ее на большее по сравнению с центральной частью образца расстояние. Проведенные расчеты свидетельствуют о том, что в условиях плосконапряженного состояния трещина длиной 0,2 мм в течение 40 % цикла сжатия остается открытой, в то время как при плоской деформации доля этого периода не превышает 10 %. Такой характер распространения трещин с повышенной скоростью роста в поверхностных слоях значительно отличается от формы фронта усталостной трещины, развивающейся при воздействии переменных растягивающих или симметричных циклов напряжений, когда трещина быстрее распространяется в центральной части детали.

Результаты исследований *T. Christman, S. Suresh* [50, 51, 54] свидетельствуют о том, что при циклическом сжатии компактных образцов из малоуглеродистой стали на начальном этапе нагружения усталостная трещина распространяется вдоль плоскости надреза с высокой скоростью, затем она

замедляется и полностью останавливается. Процесс разрушения материалов, обусловленный циклическими сжимающими напряжениями, может быть описан следующим образом. При воздействии максимального сжимающего напряжения в окрестности надреза в пластичном материале формируется область пластически деформированного материала, названная авторами реверсивной зоной пластической деформации (*reversed flow plastic zone*). На этапе разгрузки материал, окружающий эту область и находящийся в упругодеформированном состоянии (*monotonic plastic zone*), растягивает и пластически деформирует соседние области материала. Таким образом, при циклическом сжатии в окрестности надреза формируется область, где генерируются остаточные растягивающие напряжения и материал деформируется по знакопеременному режиму. За пределами циклически формируемой пластической зоны возникают остаточные сжимающие напряжения, что обеспечивает нулевой уровень макронапряжений первого рода.

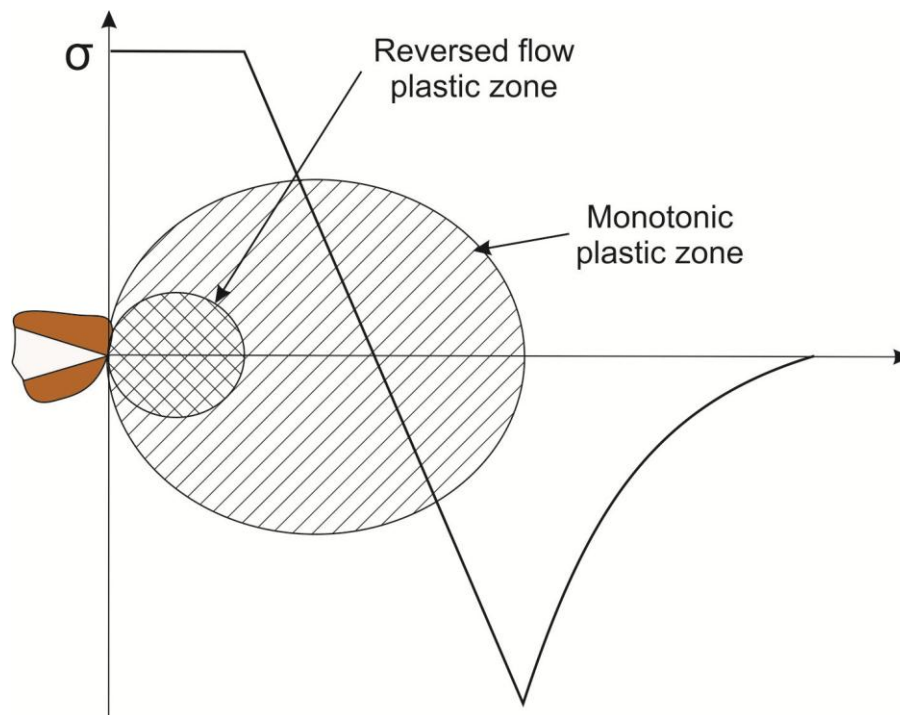


Рисунок 1.3 – Распределение напряжений в окрестности надреза [54]

Характер изменения нормального напряжения σ_y в зависимости от расстояния до вершины надреза показан на рисунке 1.3. Остаточные растягивающие напряжения в окрестности надреза определяют «движущую силу»

роста усталостной трещины в пластичных материалах при их циклическом сжатии. Размер зоны реверсивной пластической деформации r может быть рассчитан по формуле (1.1). По величине он приблизительно в четыре раза меньше, чем размер области, формируемой при растяжении с аналогичным усилием:

$$r = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_c} \right)^2, \quad (1.1)$$

где ΔK – коэффициент интенсивности напряжений при аналогичных циклических испытаниях по схеме «растяжение – растяжение»; σ_c – величина сжимающего напряжения.

Вопрос о влиянии эффекта закрытия трещин на процесс разрушения материалов при воздействии циклически повторяющейся сжимающей нагрузки остается дискуссионным. Механизм закрытия трещин обусловлен сжимающими напряжениями в окрестности растущей трещины, возникшими вследствие локальной пластической деформации и (или) фазовых превращений в материале, сращиванием продуктов коррозии на поверхностях разрушения или сцеплением выступов на них. В работах *F.S. Silva*, О.Н. Романива и других специалистов отмечалось, что при знакопеременных нагрузках отрицательная часть цикла (этап сжатия) играет значительную роль в скорости распространения трещины, причем для различных материалов влияние сжимающей нагрузки может существенно отличаться [55, 56].

Степень влияния отрицательной части цикла определяется эффектом закрытия трещин и процессами пластической деформации в вершине трещины, происходящими на этапе сжатия. Отмечается, что современные концепции, характеризующие этап закрытия трещин, недостаточно адекватно определяют рост трещины при знакопеременном цикле нагружения.

Выполненные *W. Chu* с коллегами [57] исследования усталостных трещин, растущих в высокопрочной стали от поверхностных концентраторов, свидетельствуют о том, что при одинаковом уровне максимальной нагрузки цикла

нагружения пороговый диапазон напряжения, инициирующего трещины при сжатии выше, чем при растяжении. В то же время ряд авторов утверждает, что эффекты закрытия трещин в условиях циклического сжатия не оказывают существенного влияния на процесс разрушения металлических материалов.

В работе [50] изучено поведение коротких трещин, возникших в условиях растяжения и сжатия. Под термином «короткие трещины» авторы понимают дефекты, сопоставимые с размерами структурных элементов в материале, например, с величиной зерна или размерами локальной области пластической деформации. Результаты отмеченной работы свидетельствуют о том, что такие трещины, предварительно выращенные в условиях циклического сжатия или растяжения, существенными отличиями в уровне порогового коэффициента интенсивности напряжений при дальнейшем распространении трещин под действием знакопеременных циклов нагружения не характеризуются. Полученный результат авторы объясняют малой длиной выращенных трещин (0,4-0,6 мм). Использование метода циклического сжатия при изучении кинетики роста трещин, инициированных короткими (~ 0,5 мм) и длинными (~ 12,7 мм) краевыми надрезами, показало, что полное смыкание берегов трещины в обоих случаях происходило, если ее длина составляла приблизительно 0,5 мм.

Увеличение напряжений при циклическом сжатии приводило к росту области, в которой имело место распространение усталостных трещин от десятых долей до нескольких миллиметров. При дальнейшем знакопеременном циклическом нагружении остановившиеся трещины возобновляли свой рост. Причем условия предварительного циклического сжатия и длина выращенной трещины не оказывали существенного влияния на величину порогового коэффициента интенсивности напряжений.

Рост усталостных трещин в условиях циклического сжатия возможен не только в пластичных, но также и в хрупких материалах [54]. В ряде керамических материалов, обладающих определенным запасом пластичности, например, в керамике из диоксида циркония ZrO_2 , трансформационные преобразования в окрестности растущей трещины приводят к появлению на этапе разгрузки

значительных остаточных растягивающих напряжений, что, в свою очередь, обеспечивает продвижение трещины. Аналогичная ситуация может проявляться в многокомпонентных спеченных материалах, имеющих пластичную фазу, например, в твердых сплавах, где остаточные растягивающие напряжения возникают в кобальтовой связке. В хрупких керамиках на основе Al_2O_3 с низкими показателями пластических свойств основным механизмом, обеспечивающим раскрытие берегов трещины, является процесс фрикционного разрушения ее берегов. При этом разрушение носит случайный характер и происходит в узком диапазоне сжимающих нагрузок. Повышение уровня напряжений на этапе сжатия обычно приводит к полному разрушению таких материалов по механизму хрупкого скола.

В условиях циклического сжатия на кинетику роста усталостной трещины существенное влияние оказывает не только максимальная величина сжимающих напряжений, но и уровень сжимающих напряжений, сохраняющихся в материале на этапе разгрузки. В работе [52] проведены эксперименты по оценке величины области распространения трещин при различных коэффициентах асимметрии и значениях амплитуды цикла сжатия. При отнулевом цикле нагружения длина трещины, при которой происходила ее полная остановка, зависела от максимального напряжения в цикле сжатия и увеличивалась с его ростом. Результаты численного моделирования процесса показали, что размер зоны распространения трещины соизмерим с размерами области, в которой величина поля локальных напряжений, формируемого надрезом, превышала предел текучести материала.

Условием, необходимым для появления значительных остаточных растягивающих напряжений в окрестности концентратора напряжений, является отсутствие или малый уровень напряжений сжатия на этапе разгрузки [53]. При изменении коэффициента асимметрии цикла от $R = 0$ («отнулевой» цикл сжатия, диапазон изменения интенсивности напряжений в вершине трещины $K_{\min} = 0$ МПа·м^{1/2}; $K_{\max} = -6$ МПа*м^{1/2}) до значений $R = 1,5$ ($K_{\min} = -6$ МПа*м^{1/2}; $K_{\max} = -12$ МПа· м^{1/2}) при постоянном размахе коэффициента интенсивности напряжения ΔK

= $-6 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) максимальная длина выросших усталостных трещин снижалась в 2 раза. Таким образом, постоянное воздействие на материал напряжений сжатия препятствует росту усталостных трещин, а при снижении размаха коэффициента интенсивности напряжений ниже определенной величины зарождение и распространение усталостных трещин вообще не происходит. Влияние растягивающих напряжений в окрестности надреза определяется не только параметрами внешнего силового воздействия, но может быть усилено или ослаблено действием структурных факторов, наклепом, дополнительными напряжениями, обусловленными изменением температуры или фазовыми превращениями, наличием на пути трещины дефектов в виде пор, неметаллических включений и т.д.

Проведенные в работе [58] исследования цилиндрических образцов из рельсовой стали свидетельствуют о том, что в условиях многократного динамического сжатия процессы деформационного упрочнения наиболее интенсивно развиваются в центральной части образца, при этом микротвердость приповерхностных слоев практически не изменяется. В процессе деформирования и разрушения условно выделяют три этапа: начальную стадию быстрого упрочнения, этап медленного деформационного упрочнения, а также стадию зарождения и роста микротрещин. Местами преимущественного зарождения усталостных трещин являются дефекты в центральной части образца и межфазные границы ферритных и цементитных пластин.

Хотя большинство авторов придерживается мнения, что в условиях циклического сжатия повреждение деталей не носит катастрофического характера, в ряде работ зафиксирован непрерывный рост усталостных трещин значительной длины. Эксперименты по циклическому сжатию образцов с надрезом из алюминиевого сплава в различных средах, отраженные в работе [59], показали, что размеры областей, в которых происходит распространение усталостных трещин от поверхностных дефектов, определяются не только силовыми условиями нагружения и свойствами деформируемого материала, но также и влиянием окружающей среды. При испытаниях алюминиевого сплава в

3,5 %-ном водном растворе *NaCl* был зафиксирован непрерывный рост усталостных трещин, в том числе за пределами области пластической деформации, возникшей вблизи надреза. В то же время в минеральном масле и на воздухе усталостные трещины прекращали свой рост, достигнув границы области пластической деформации у концентратора напряжений.

По мнению автора статьи [59] в условиях циклического сжатия рост усталостных трещин в алюминиевых сплавах, обусловлен притуплением вершины трещины вследствие анодного растворения материала в ее вершине. Такая трещина ведет себя как незакрывающийся надрез, препятствуя смыканию берегов на этапе сжатия и генерируя при этом остаточные растягивающие напряжения. Это может вызвать катастрофическое разрушение деталей машин, эксплуатирующихся в поле циклически изменяющихся сжимающих напряжений. Результаты исследования подтверждают предположение о том, что если у вершины растущей трещины генерируются значительные по величине растягивающие напряжения, трещина продолжит свой рост.

Расчеты, выполненные В.М. Тихомировым [60, 61], показывают, что коэффициент интенсивности напряжений (КИН) при сжатии тела с трещиной, характеризующейся постоянным раскрытием берегов Δ в точке ее зарождения, может быть определен в соответствии с зависимостями (формулы 1.2-1.6):

- для краевых трещин в условиях плоского напряженного состояния:

$$K_{1C} = \frac{E\Delta}{4} \sqrt{\frac{\pi}{l}}, \quad (1.2)$$

- для внутренних трещин в условиях плоского напряженного состояния:

$$K_{1C} = \frac{E\Delta}{3} \sqrt{\frac{\pi}{2l}}, \quad (1.3)$$

- для краевых трещин в условиях плоского деформированного состояния:

$$K_{1C} = \frac{E\Delta}{4(1-\nu^2)} \sqrt{\frac{\pi}{2l}}, \quad (1.4)$$

- для внутренних трещин в условиях плоского деформированного состояния:

$$K_{1C} = \frac{E\Delta}{3(1-\nu^2)} \sqrt{\frac{\pi}{2l}}, \quad (1.5)$$

где E – модуль упругости, ν – коэффициент Пуассона, l – длина трещины.

Полученные зависимости отличаются от расчетов КИН при растяжении, в соответствии с которыми:

$$K_1 = Y\sigma\sqrt{\pi l}, \quad (1.6)$$

где l – длина трещины, σ – величина напряжений на удалении от дефекта, Y – коэффициент формы тела.

Выполненные расчеты свидетельствуют о том, что по мере увеличения длины трещины в условиях сжатия значения КИН уменьшаются и для продвижения дефекта необходимо обеспечить постоянный рост раскрытия берегов трещины.

В работах А.П. Шабанова предложен механизм распространения трещин в поле циклически изменяющихся сжимающих напряжений при отсутствии растягивающей компоненты [62-64]. В основе этого механизма лежат следующие предположения.

- Вследствие того, что в металлических материалах в вершине трещины интенсивно протекают процессы пластической деформации, трещина затупляется с образованием в ее вершине участка со значительным радиусом кривизны. Если средняя величина сжимающих напряжений не превышает предел пропорциональности и основная часть материала конструкции работает упруго, трещина не закрывается не на всю длину. Вблизи вершины остается область (названная А.П. Шабановым «незамкнутым фрагментом»), в которой контакта противоположных берегов трещины не происходит (рисунок 1.4). В этом случае трещина ведет себя подобно концентратору с постоянным раскрытием берегов.

- В поле сжимающих напряжений в окрестности незамкнутого фрагмента формируется зона локальной пластической деформации, в которой при разгрузке возникают растягивающие напряжения. В результате в вершине трещины реализуется знакопеременный цикл нагружения, близкий по форме к симметричному. Постепенное накопление повреждений в области, примыкающей к вершине трещины, приводит к разрушению материала по механизму нормального отрыва. Причем усталостная трещина распространяется по траектории, ориентированной перпендикулярно направлению действия максимальных сжимающих напряжений.

- Степень повреждения материала определяется уровнем пластической деформации в вершине трещины, который, в свою очередь, зависит от величины сжимающих напряжений. Чем больше значение $\sigma_{сж}$ по модулю, тем с большей скоростью развивается процесс разрушения материала. Степень пластической деформации определяется, прежде всего, размером незамкнутого фрагмента, который не зависит от общей длины трещины, поэтому и скорость роста трещины не зависит от этого параметра. По мнению А.П. Шабанова существует некоторое пороговое значение сжимающих напряжений σ_0 или амплитуды цикла нагружения, ниже которого трещина не развивается.

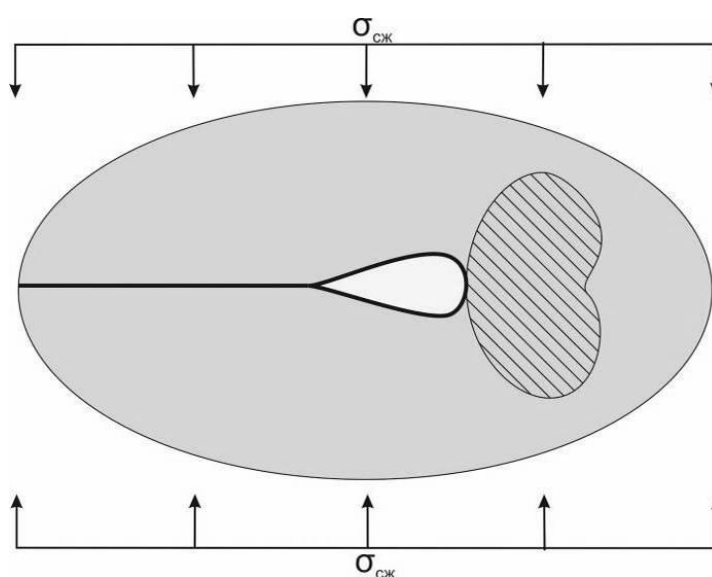


Рисунок 1.4 – Незамкнутый фрагмент и область пластической деформации в вершине трещины [62]

Предложенная А.П. Шабановым схема предполагает рост трещин по механизму нормального отрыва. В ряде работ показано, что зарождение и распространение коротких усталостных трещин происходит в плоскостях сдвига в направлении действия максимальных касательных напряжений (рисунок 1.5) [65].

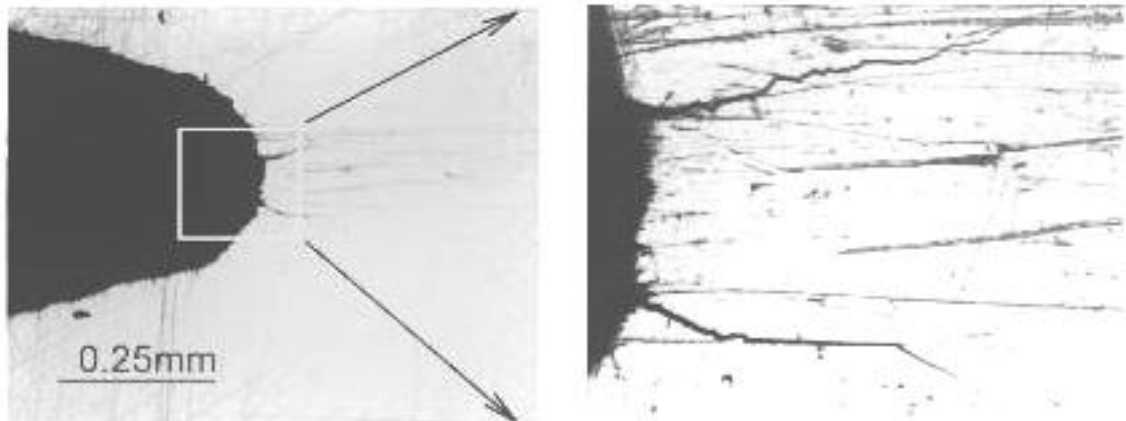


Рисунок 1.5 – Множественное зарождение усталостных трещин и их рост при циклическом сжатии в компактных образцах из алюминиевого сплава 70750-Т7451 [65]

Таким образом, в настоящее время экспериментально доказана возможность роста усталостных трещин в поле циклически изменяющихся сжимающих напряжений даже при отсутствии растягивающей компоненты в цикле внешнего силового воздействия. Однако, несмотря на большую практическую значимость анализируемых явлений, можно констатировать, что разрушение материалов под действием циклических сжимающих напряжений остается плохо изученным процессом.

1.3 Влияние неметаллических включений на сопротивление сталей разрушению при ударно- циклическом нагружении

Не вызывает сомнения, что загрязненность стали неметаллическими включениями оказывает значительное влияние на ресурс работы деталей ударных машин [66-77]. В работах [78, 79], связанных с изучением механизмов

инициирования трещин в высокопрочных сталях, установлено, что в области многоциклового усталости (выше 10^7 циклов) более 70 % образцов разрушаются от трещин, возникших на внутренних дефектах, в то время как инициирования трещин поверхностными дефектами практически не наблюдается. Однако в массовом производстве деталей горных машин применение высокочистых сталей, характеризующихся высокой стоимостью, во многих случаях экономически нерационально. Наиболее целесообразным предполагается использовать стали с включениями допустимого типа, размера и морфологии, в минимальной степени влияющими на их технологические и эксплуатационные свойства.

Представления специалистов о влиянии неметаллических включений на процессы разрушения сталей весьма разнообразны и противоречивы. Некоторые из них считают, что преобладающим фактором, оказывающим влияние на процессы разрушения, является тип включений [80]. В соответствии с другой точкой зрения наиболее значимое влияние на свойства сталей оказывает морфология и распределение включений, тогда как тип включений играет второстепенную роль. При этом полагают, что существует некоторый предельный размер включений, превышение которого сопровождается существенным влиянием на свойства сталей [81-84]. В ряде работ отмечается, что включения могут повышать сопротивление сталей усталостному разрушению, тормозя распространение трещин [85]. Полагают, что мелкодисперсные неметаллические включения могут служить препятствиями на пути движущихся дислокаций, способствуя повышению предела текучести материала [86]. В некоторых публикациях утверждается, что дисперсные включения, являясь центрами рекристаллизации материала, способствует формированию мелкозернистой структуры, обеспечивающей высокий уровень механических свойств сплавов [87].

Столь разные точки зрения о влиянии неметаллических включений объясняются разнообразием факторов, определяющих сопротивление сталей разрушению (прочность и пластичность исходного материала, геометрические размеры изделий, тип и морфология включений, особенности их распределения в

матрице, характер адгезионного взаимодействия включений и матричного материала, характер напряженного состояния материала, вид действующей нагрузки и др.). В условиях статического растяжения неметаллические включения относительно слабо влияют на предел текучести стали, снижая при этом ее предел прочности и пластические свойства [78, 79]. Доминирует мнение о том, что загрязненность неметаллическими включениями различного типа снижает сопротивление сталей усталостному разрушению [66-69, 81, 82, 87, 89]. Ускоренное зарождение и распространение трещин вблизи включений объясняется концентрацией напряжений в их окрестности, изменением химического состава и свойств сталей, обусловленным развитием диффузионных процессов в граничных областях, фазовым наклепом и значительным уровнем термических напряжений на границах типа «включение – матрица».

Одним из наиболее существенных факторов, влияющих на усталостные свойства сталей, является повышенный уровень напряжений, возникающих вблизи неметаллических включений. Экспериментальное определение этого показателя вблизи неметаллических включений проблематично, однако расчетные модели показывают, что уровень локальных напряжений, обусловленных присутствием анализируемых структурных дефектов, может быть на 800 - 900 МПа выше по сравнению со средней величиной напряжений, возникающих в матрице [90-93]. Релаксация напряжений вблизи включений, находящихся в низкопрочных пластичных материалах, происходит по механизмам пластического деформирования. При этом в высокопрочных сталях, применяемых для изготовления деталей ударных механизмов, высокий уровень локальных напряжений приводит к образованию микротрещин. В зарубежной литературе концентрацию напряжений вблизи поверхностных (*surface*) и внутренних (*internal*) включений обычно рассчитывают с использованием формул (1.7, 1.8), предложенных *Y. Murakami* [94]:

$$\Delta K_{surface} = 0,65\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{S}}, \quad (1.7)$$

$$\Delta K_{internal} = 0,5\Delta\sigma\sqrt{\pi\sqrt{S}}, \quad (1.8)$$

где ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений, возникающих в окрестности включения, $\Delta\sigma$ – диапазон изменения внешних напряжений, S – площадь включения в сечении, перпендикулярном действию внешней нагрузки.

Расчетная модель *Y. Murakami* основана на постулате, в соответствии с которым адгезионная прочность граничного слоя «включение – матричный материал» не высока. Поэтому поле напряжений, формируемых включением, аналогично напряжениям, создаваемым порой (пустотой) таких же размеров и формы. Расчетные модели показывают, что концентрация напряжений вблизи поверхностных включений больше, чем вблизи дефектов, расположенных в глубине деформируемого материала.

Негативное влияние поверхностных включений еще более возрастает при нагружении объекта по схеме изгиба или кручения, поскольку интенсивность поля напряжений максимальна в поверхностных слоях материала и уменьшается к центру. Следует отметить, что полученные аналитическими методами показатели сопротивления усталостному разрушению сталей, характеризующихся различной степенью загрязненности неметаллическими включениями, могут значительно отличаться от фактически полученных результатов. Объясняется это тем, что размер и концентрация включений, найденных в зонах инициирования усталостных трещин, зачастую больше по сравнению с включениями, зафиксированными металлографическим методом и используемыми в расчетах при моделировании [95]. Следует отметить, что основными инициаторами усталостных микротрещин при многоцикловом нагружении чаще всего являются неметаллические включения, вблизи которых проявляется химическая неоднородность материала и наблюдаются пониженные прочностные характеристики [96-104].

Рост концентрации напряжений, характерный для знакопеременного цикла нагружения, может быть обусловлен также различием в упругих свойствах включений и матричного материала. Твердые, трудно деформируемые частицы способствуют появлению микротрещин на границах раздела с матрицей и развитию из этой области магистральной усталостной трещины. Усталостные

трещины могут быть инициированы также самим включением в процессе его разрушения. При наличии в материале твердых включений одного и того же состава склонность к зарождению трещин возрастает с увеличением их размера [94].

Рост внутренних напряжений в окрестности локализованных частиц может быть обусловлен различием коэффициентов теплового расширения включений и основного материала. Наиболее значительные остаточные растягивающие напряжения формируются на этапе охлаждения после термической или термомеханической обработки стали в тех случаях, когда коэффициент теплового линейного расширения включений существенно выше по сравнению с матрицей. С этой точки зрения включения оксидов являются особо опасными, так как в их присутствии генерируются остаточные растягивающие напряжения высокого уровня. В работе [105] в качестве частиц, оказывающих наиболее негативное влияние на поведение сталей, отмечены включения алюмината кальция. Включения с малым коэффициентом термического расширения, например, частицы сульфидного типа, являются менее опасными.

Ряд специалистов полагает, что включения с размером менее некоторого критического значения существенного влияния на сопротивление сталей усталостному разрушению не оказывают. Однако глубокий анализ литературных данных позволяет сделать вывод о их противоречивости. В работе [106] было установлено, что включения Al_2O_3 размером менее 10 мкм усталостную прочность стали не снижают. В исследованиях [107], выполненных на мартенситных сталях прочностью 700-1300 МПа с различной степенью загрязненности неметаллическими включениями, показано, что критический размер частиц составляет около 45 мкм. Анализ поверхностей разрушения цилиндрических образцов из подшипниковых сталей, испытанных в условиях изгиба с вращением, свидетельствует о том, что критический размер включений нитрида титана и оксида алюминия составляет 3 мкм и 17 мкм соответственно [108].

Кроме химического состава и размера включений существенное влияние на сопротивление сталей усталостному разрушению оказывает также их

морфология. Включения неправильной формой с острыми краями инициируют усталостные трещины чаще, чем включения округлой формы, приводя к более низким показателям усталостной прочности сталей [109, 110]. Сталь с включениями строчечного типа разрушается значительно быстрее стали с глобулярными частицами, причем степень влияния строчечных включений зависит как от их ориентировки, так и прочности стали [94].

Наиболее неблагоприятное влияние на свойства сталей, находящихся в высокопрочном состоянии, оказывают включения, ориентированные перпендикулярно растягивающей нагрузке. Если действие внешней силы совпадает с направлением выделенных в виде строчек неметаллических включений, то трещины в матрице обычно формируются в направлении максимальных касательных напряжений. Для низкопрочных сталей ориентация включений относительно направления действия внешней нагрузки менее критична. Усталостные трещины в этих материалах инициируются не только включениями, но во многих случаях и границами зерен.

Следует отметить, что на основании литературных данных прогноз ресурса работы ударных механизмов, изготовленных из сталей, содержащих неметаллические включения, представляет сложную, зачастую не решаемую задачу. Обусловлено это тем, что влияние неметаллических включений на усталостные свойства сталей традиционно изучают при циклическом воздействии растягивающей силы, либо при знакопеременном циклическом нагружении. При этом следует иметь в виду, что наиболее нагруженные детали ударных машин работают в условия многократного динамического сжатия. В классической механике разрушения предполагается, что сжимающие напряжения величиной ниже предела упругости к накоплению усталостных повреждений и разрушению материалов не приводят. В современной технической литературе анализ влияния неметаллических включений на свойства сталей в условиях ударно-усталостного сжатия представляет собой слабо изученную область.

При воздействии растягивающей нагрузки применение принципа эквивалентности неметаллических включений и дефектов в виде полостей

аналогичной формы можно считать вполне правомерным. Однако этот принцип не может быть использован в случае анализа влияния неметаллических включений в поле сжимающих напряжений. Даже при условии низкой прочности граничного слоя включение транслирует действие сжимающей силы в основной объем материала. Поэтому характер распределения напряжений в граничащих с включением областях существенным образом отличается от поля напряжений, создаваемых порой.

В условиях многократного динамического сжатия поведение дефектов в значительной степени определяется также фактором, связанным с их закрытием. По литературным данным наличие в цикле нагружения сжимающей компоненты препятствует раскрытию дефектов и приводит к 40 %-ному росту порогового значения коэффициента интенсивности напряжений [111-113].

Таким образом, оценка влияния типа, размеров и морфологии неметаллических включений на сопротивление стали усталостному разрушению в условиях многократного динамического сжатия является важной научной и практической задачей. Существенное влияние на процессы разрушения сталей могут так же оказывать низкопрочные структурные составляющие, склонные к пластической деформации при приложении импульсов ударной нагрузки [114].

1.4 Перспективные способы повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей энерговооруженных ударных механизмов

Тяжелонагруженные детали ударных механизмов, работающие в условиях многократного динамического сжатия, должны обладать высоким сопротивлением пластической деформации, значительным сопротивлением усталостному разрушению и высокой износостойкостью поверхностных слоев. Методы повышения конструктивной прочности материалов, основанные на использовании лишь поверхностного упрочнения деталей, во многих случаях к положительным результатам не приводят. Обработанные таким образом детали не обладают требуемым уровнем объемной прочности и сопротивления смятию.

Наиболее перспективные способы повышения конструктивной прочности деталей ударных машин связаны с объемным упрочнением, результатом которого является формирование смешанной структуры из нескольких фаз. Часть из них являются высокопрочными, а другие обладают повышенным уровнем ударной вязкости и трещиностойкости. К материалам, в которых реализован подобный подход, можно отнести стали с феррито-мартенситной, феррито-бейнитной или бейнито-мартенситной структурой, часто именуемой в технической литературе двухфазной или дуплексной [115-125].

Условный предел текучести среднеуглеродистых низколегированных сталей со структурой феррито-мартенситного типа обычно не превышает 800 МПа, что делает невозможным их применение для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных машин. С позиции обеспечения приемлемых показателей конструктивной прочности наиболее перспективными являются технологические процессы, при реализации которых в сталях формируются более прочные структурные составляющие – бейнит и мартенсит. При этом структура низкоотпущенного мартенсита обеспечивает высокий уровень прочностных характеристик среднеуглеродистых сталей, а нижний бейнит – ударную вязкость и трещиностойкость [126-128].

Перспективность структуры бейнито-мартенситного типа впервые была отмечена в 80-х годах прошлого века в работах *Y. Tomita* и *K. Okabayashi* [129-132]. Подобная обработка получила название *Short-time isothermal transformation treatment (STITT)*. Было установлено, что ударная вязкость сталей *JIS SNCM439* и *JIS SNCM440* с двухфазной бейнито-мартенситной структурой в полтора раза превосходит аналогичные показатели стали с однофазной мартенситной структурой, полученной путем закалки и последующего отпуска.

Наиболее широко применяемая схема получения бейнито-мартенситной структуры в низко- и среднеуглеродистых сталях заключается в аустенитизации заготовок, последующем их охлаждении в расплаве солей до температуры промежуточного превращения и выдержке в этих условиях до получения заданного количества бейнита (рисунок 1.6). При последующем охлаждении в

масле оставшийся переохлажденным аустенит преобразуется в мартенсит. Вследствие того, что неотпущенный мартенсит характеризуется высокой хрупкостью, стали с бейнито-мартенситной структурой следует подвергать отпуску. Эту операцию обычно проводят при выдержке стали в области промежуточного превращения (300...400 °С). Выполненный таким образом отпуск позволяет уменьшить хрупкость мартенсита при одновременном сохранении его прочностных свойств.

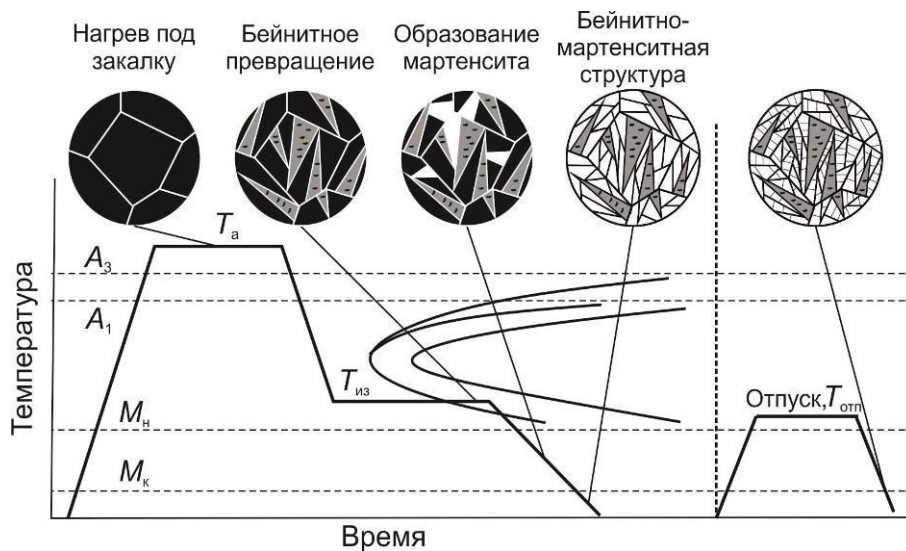


Рисунок 1.6 – Схема термической обработки с бейнито-мартенситным превращением аустенита

В заготовках из сталей с содержанием 1,5-2 % марганца структуры смешанного типа могут быть получены не только при ступенчатой закалке в расплавах солей, но и путем непрерывного охлаждения в воздушной атмосфере. По данным литературных источников [129, 133] при одинаковых показателях твердости ударная вязкость марганцовистой стали, находящейся в бейнито-мартенситном состоянии, на 60-80 % превосходит закаленные и отпущенные стали. Экспериментально показано, что показатели усталостной прочности стали с бейнито-мартенситной структурой на 10 %, а пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} на 20 % выше по сравнению с отпущенным мартенситом [134].

В работе [135] отмечается, что в бейнитной структуре марганцовистой стали, полученной при непрерывном охлаждении на воздухе, возникают прерывистые прослойки карбидов, являющиеся эффективными препятствиями на пути движущихся дислокаций. В настоящее время технология термической обработки низкоуглеродистых легированных сталей с регламентированной скоростью охлаждения используется с целью упрочнения труб большого диаметра [136, 137]. Предварительные исследования показали, что после горячей прокатки в стали формируется смешанная структура из микрообъемов нижнего бейнита и мартенсита, характеризующаяся высоким уровнем ударной вязкости, прочностных свойств и технологической пластичности. Пластическая деформация со степенью 40 % сопровождается снижением размеров зерен аустенита до 2...4 мкм, что, в свою очередь, является причиной измельчения кристаллов нижнего бейнита и реечного мартенсита. Авторы исследований утверждают, что комплекс мероприятий по оптимизации химического состава стали и режимов ее термической обработки позволяет на 30 % повысить прочность труб большого диаметра. Это дает возможность уменьшать толщину их стенок, а также увеличивать давление в магистральных нефте- и газопроводах.

Используя технологию воздушного охлаждения, авторы работы [138] получили смешанную бейнито-мартенситную структуру также в пружинно-рессорных сталях. При высоком уровне прочностных характеристик ($\sigma_b = 1900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1650$ МПа) сталь со структурой этого типа является достаточно пластичной ($\delta = 7$ %; $\varphi = 40$ %). В качестве дополнительного достоинства отмечается также высокий уровень прокаливаемости анализируемого материала.

Показатели конструктивной прочности бейнито-мартенситных сталей в значительной степени связаны с температурой промежуточного превращения, временем выдержки в данной области, а также с условиями последующего отпуска. Температура промежуточного превращения T_n определяет морфологию образующегося бейнита. В работе [139] было показано, что при уменьшении объемной доли бейнита до уровня менее 10 % происходит существенное снижение ударной вязкости стали со смешанной бейнито-мартенситной

структурой. Экспериментально установлено, что показатели сопротивления стали хрупкому разрушению в значительной степени определяются и морфологией образующегося бейнита. Наиболее благоприятное влияние на поведение стали оказывает присутствие в ее структуре нижнего бейнита. Авторы объясняют этот эффект сокращением энергетических затрат на продвижение трещины по межфазным границам карбидов и α -фазы.

Одной из возможных причин снижения механических свойств стали, в структуре которой присутствует верхний бейнит, является склонность ее к водородному охрупчиванию. В работе [140] зафиксирована повышенная концентрация водорода в α -фазе, граничащей с крупными карбидными пластинами, что является дополнительным фактором, негативно отражающимся на сопротивлении стали распространению трещин вдоль рек бейнита.

Выполненная в работе [141] оценка механических свойств образцов из высокопрочной пружинной стали со структурой типа «нижний бейнит – отпущенный мартенсит» и «верхний бейнит – отпущенный мартенсит» показала, что при сопоставимых показателях прочностных свойств вязкость разрушения стали, содержащей нижний бейнит и мартенсит, в полтора раза выше по сравнению со сталью, находящейся в закаленном и отпущенном состоянии (83 и 53 МПа $\cdot\sqrt{м}$ соответственно). Для стали с бейнито-мартенситной структурой характерным является также более высокий уровень порогового значения коэффициента интенсивности напряжений ($K_{th} = 4,1$ МПа $\cdot\sqrt{м}$) и низкая скорость роста усталостной трещины на линейном участке кинетической диаграммы усталостного разрушения.

Исследования показали, что повышение температуры изотермической закалки с 325 до 350 °С, в результате чего происходит выделение более крупных карбидных частиц, снижает величину вязкости разрушения стали с 83 до 64 МПа $\cdot\sqrt{м}$. Таким образом, усталостные свойства стали, находящейся в бейнито-мартенситном состоянии, могут быть существенно ухудшены при замене нижнего бейнита на верхний.

Значительное влияние на механические свойства сталей со смешанной структурой оказывает соотношение долей бейнитной и мартенситной составляющих. Увеличение количества нижнего бейнита в структуре стали повышает ее трещиностойкость. Результатом повышения объемной доли мартенсита является рост прочностных свойств сплавов. При этом вопрос об оптимальном соотношении структурных составляющих, обеспечивающем наиболее высокий комплекс показателей конструктивной прочности сталей, находящихся в бейнитно-мартенситном состоянии, остается дискуссионным.

В работе [142] смешанную бейнито-мартенситную структуру подшипниковой стали марки *GCr18Mo* получали путем изотермической закалки в расплаве солей при температуре 230 °С, последующего охлаждения в масле и отпуска в течение 4 часов при 200 °С. Время изотермической выдержки при температуре промежуточного превращения варьировали в диапазоне от 15 до 90 минут, что позволило сформировать структуру с различным соотношением нижнего бейнита и мартенсита. По мнению авторов отмеченной работы, наиболее рациональной является смешанная структура, объемная доля нижнего бейнита в которой составляет 37 %. По сравнению со сталью, закаленной и отпущенной при аналогичной температуре, сталь с бейнито-мартенситной структурой при сопоставимых показателях твердости (59 и 62 *HRC* соответственно) характеризуется более чем полуторакратным превосходством по уровню ударной вязкости (108 и 60 Дж/см² соответственно) и прочности при изгибе (4485 и 2805 МПа соответственно).

В работах [130, 131] было показано, что оптимальное сочетание прочности и ударной вязкости характерно для среднеуглеродистой легированной стали со смешанной бейнито-мартенситной структурой, в состав которой входит 25 % нижнего бейнита. Наиболее рациональной является термическая обработка с изотермической выдержкой при температуре, незначительно превышающей точку начала мартенситного превращения, что обеспечивает не только высокую прочность, но и ударную вязкость стали. Увеличение температуры изотермического превращения, приводящее к укрупнению карбидов,

выделяющихся по границам α -фазы, сопровождается снижением сопротивления стали разрушению.

В работе [143] предложены два способа регулирования объемной доли бейнита в высокоуглеродистой подшипниковой стали (0,98 % C; 0,24 % Si; 0,36 % Mn; 1,49 % Cr). Технологически проще изменение объемной доли бейнитной составляющей путем варьирования температуры превращения при регламентированном времени выдержки. Однако более высокие показатели конструктивной прочности обеспечивает технология неполной изотермической закалки стали, при реализации которой доля нижнего бейнита определяется временем выдержки при постоянной температуре превращения, равной 300 °C.

Результаты исследований, представленных в работе [143], свидетельствуют о том, что показатели ударной вязкости стали с бейнито-мартенситной структурой (10 % бейнита) не отличаются от свойств стали, упрочненной по традиционной технологии закалки с последующим отпуском. При формировании смешанной структуры, в состав которой входит 30 % бейнита, ударная вязкость высокоуглеродистой подшипниковой стали возрастает в 1,6 раза (с 15 до 25 Дж/см²). Увеличение доли нижнего бейнита до 45 % сопровождается снижением твердости стали с 64 до 58 HRC и ростом ударной вязкости более чем в три раза (до 55 Дж/см²).

Представленные в работе [144] исследования свидетельствуют о том, что термическая обработка, приводящая к формированию бейнито-мартенситной структуры, рациональна также для упрочнения пружинных сталей. Она обеспечивает высокие показатели их усталостной прочности, долговечности и ударной вязкости, превосходящие свойства стали со структурой отпущенного мартенсита.

В работе [145] описана неполная изотермическая закалка стали 20X1MФА, заключающаяся в аустенитизации, охлаждении до 400 °C в расплаве солей и выдержке при этой температуре в течение 9 минут с последующей закалкой в масло. Приведенные результаты показывают, что описанный выше процесс практически не изменяет прочностные характеристики и пластичность стали по

сравнению с традиционной технологией закалки, обеспечивая при этом полуторакратное преимущество по уровню ударной вязкости. По мнению авторов работы, предлагаемая обработка эффективна для упрочнения трубопроводов и сосудов высокого давления. Экспериментально установлено, что по сравнению со временем изотермической обработки температура промежуточного превращения низколегированной стали является более эффективным технологическим параметром, определяющим объемную долю бейнита в смешанной структуре.

В ряде научных исследований [145-147], ориентированных на формирование бейнито-мартенситной структуры сталей, отмечается аномальный эффект увеличения прочности материалов, уровень которого не соответствует правилу фаз. Согласно отмеченному правилу прочностные характеристики двухфазной стали определяются прочностью входящих в нее фаз (σ_1 и σ_2) и соотношением их объемных долей (V_1 и V_2):

$$\sigma = \sigma_1 V_1 + \sigma_2 V_2 . \quad (1.9)$$

Таким образом, прочностные показатели стали со смешанной структурой должны быть ниже, чем свойства закаленной и отпущенной при аналогичной температуре стали со структурой более прочного мартенсита. Однако в определенных условиях стали с бейнито-мартенситным строением по показателям прочности и твердости не только не уступают закаленным и отпущенным сталям, но и превосходят их. Анализ влияния объемной доли нижнего бейнита на механические свойства среднеуглеродистой бейнито-мартенситной стали *D6AC* (0,47 % *C*, 0,26 % *Si*, 0,76 % *Mn*, 0,99 % *Cr*, 0,93 % *Mo*, 0,54 % *Ni*) показал, что при содержании в сплаве 12 % нижнего бейнита наблюдается 5 %-ный рост значений предела прочности и предела текучести по сравнению со сталью, находящейся в мартенситном состоянии [147]. Увеличение объемной доли нижнего бейнита до значений более 12 % сопровождается снижением прочностных свойств анализируемой стали.

Аномальный эффект увеличения прочности бейнито-мартенситной стали объясняют тем, что кристаллы нижнего бейнита, образующиеся на стадии

предварительного охлаждения, делят на части зерна переохлажденного аустенита, что в конечном итоге приводит к формированию мартенситных кристаллов меньшей длины, чем при традиционной закалке с отпуском. Так как процессы пластической деформации стали локализованы в кристаллах α -фазы и связаны с перемещением и размножением дислокаций, создание дополнительных препятствий в виде границ зерен является эффективным способом упрочнения в соответствии уравнением Холла - Петча:

$$\sigma_T = \sigma_o + Kd^{-1/2}, \quad (1.10)$$

где σ_o – напряжение, необходимое для инициирования скольжения дислокаций в монокристалле, K – индивидуальная константа материала, d – диаметр зерна.

Уменьшение длины пакетов мартенсита, формирующегося на финальной стадии охлаждения, сопровождается ростом протяженности границ и увеличением прочности стали. Кроме того, мартенситное превращение, сопровождающееся увеличением объема материала и фазовым наклепом α -твердого раствора, приводит и к повышению прочностных характеристик бейнита. Важной особенностью сталей со смешанной структурой является их пониженная склонность к разрушению [148]. Даже при проявлении эффекта отпускной хрупкости первого рода ударная вязкость стали с бейнито-мартенситной структурой на 15-30 % выше по сравнению со сталью, упрочненной по технологии закалки с отпуском [129, 149]. Следует отметить, что эффект повышенной прочности смешанной структуры характерен лишь для определенных типов сталей и температурных диапазонов термической обработки. Проявляется он в тех случаях, когда диффузионные процессы, приводящие к укрупнению структуры, развиваются с малой интенсивностью.

Температура отпуска, выполняемого на завершающей стадии термической обработки (рисунок 1.7), оказывает неоднозначное влияние на механические свойства сталей. Например, повышение температуры отпуска стали $20CrMnSiMoVA$ от 200 до 400 °С сопровождается незначительным падением временного сопротивления разрыву, тогда как величина условного предела

текучести практически не изменяется [148]. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 500 °С приводит к резкому снижению прочностных свойств как стали с бейнито-мартенситной структурой, так и стали, упрочненной по традиционной технологии закалки с отпуском.

При увеличении температуры отпуска от 200 до 300 °С ударная вязкость стали с бейнито-мартенситной структурой практически не меняется, а при отпуске в диапазоне температур 300 - 500 °С в зависимости от чувствительности стали к отпускной хрупкости первого рода показатели ударной вязкости могут как увеличиваться, так и уменьшаться.

Результаты экспериментальных исследований позволяют сделать вывод о том, что на величину порогового значения коэффициента интенсивности напряжений ΔK_{th} , являющегося одним из важных критериев циклической трещиностойкости, температура отпуска оказывает незначительное влияние [149]. Следует отметить, что в условиях многоциклового усталости сталь с бейнито-мартенситной структурой менее чувствительна к загрязнению неметаллическими включениями по сравнению со структурой отпущенного мартенсита [150]. Объяснения этому эффекту авторы отмеченной работы не дают. По нашему мнению при формировании смешанной структуры вблизи неметаллических включений на этапе предварительного охлаждения происходит преимущественное выделение кристаллов нижнего бейнита, обладающих повышенным сопротивлением зарождению и росту усталостных трещин по сравнению с мартенситной структурой. Таким образом, термическая обработка, приводящая к образованию смешанной бейнито-мартенситной структуры, является рациональным технологическим подходом к решению проблемы повышения свойств деталей, изготовленных из рядовых сталей, загрязненных неметаллическими включениями [71].

Одно из перспективных направлений, связанных с повышением конструктивной прочности высокопрочных гетерофазных сталей, основано на сохранении в их структуре определенного количества остаточного аустенита. Для стабилизации переохлажденного аустенита стали дополнительно легируют

кремнием и алюминием. После их термической обработки аустенит фиксируется при комнатной температуре в виде тонких слоев вдоль границ кристаллов мартенсита и бейнитных реек [151, 152]. В процессе нагружения материала микрообъемы вязкого остаточного аустенита выполняют функцию эффективных препятствий на пути распространяющихся трещин. Вторым фактором, благоприятно отражающимся на трещиностойкости сталей, содержащих остаточный аустенит, связан с дополнительными затратами энергии, расходуемой в процессе аустенито-мартенситного преобразования.

Результаты работы [153] свидетельствуют о том, что дополнительное легирование среднеуглеродистой стали кремнием и марганцем в количестве 1,65 % и 0,8 % соответственно позволяет сформировать в ней бейнито-аустенитную структуру, содержание остаточного аустенита в которой достигает 18 %. При этом прочностные характеристики стали снижаются на 20 %, а затраты энергии на разрушение по сравнению с нелегированной сталью, находящейся в бейнитном состоянии, возрастают в 2 раза. Рост ударной вязкости стали авторы объясняют трансформационным превращением остаточного аустенита в процессе разрушения.

Аналогичные исследования представлены в работе [154]. Вблизи крупных карбидных частиц, выделившихся в α -фазе, была зафиксирована повышенная концентрация водорода, являющегося одной из причин охрупчивания материала. Зафиксированный экспериментально эффект увеличения вязкости разрушения стали авторы анализируемой работы объясняют тем, что, помимо высоких релаксационных свойств и склонности к трансформационному превращению аустенит способен «вытягивать» избыточный водород из α -фазы, повышая ее трещиностойкость.

Большинство исследователей сходятся во мнении, что присутствие в бейнито-мартенситных сталях остаточного аустенита благоприятным образом отражается на показателях их ударной вязкости. При этом на сопротивление сталей усталостному разрушению микрообъемы γ -фазы влияют сложным образом. Прослойки остаточного аустенита способствуют релаксации напряжений

вблизи вершины распространяющейся трещины, что приводит к изменению траектории ее движения, ветвлению либо торможению. Однако низкая прочность остаточного аустенита одновременно является причиной локализации процессов пластической деформации и сокращения этапа зарождения микротрещин.

В исследованиях, выполненных авторами работ [155, 156], явной зависимости усталостной долговечности сталей от количества остаточного аустенита не зафиксировано. При этом отмечается, что в условиях многоциклового нагружения остаточный аустенит в структуре гетерофазной стали оказывает благоприятное влияние на ее сопротивление усталостному разрушению.

Одним из перспективных материалов, предназначенных для изготовления тяжело нагруженных деталей машин, являются стали со структурой наноструктурированного бейнита (нанобейнита). За рубежом эти материалы известны под названиями *nanobain steel* или *nanostucture bainitic steel*. Структуру, формируемую в результате соответствующей термической обработки, именуют различным образом: *cold-bainite* (низкотемпературный бейнит) из-за низкой температуры его образования, *hard-bainite* (твердый бейнит) или *strong-bainite* (высокопрочный бейнит) из-за высоких показателей твердости и прочности сталей с подобной структурой. В ряде статей используют термин *superbainite* [157]. По данным зарубежных литературных источников, создание в сталях структуры нанобейнита обеспечивает возможность повышения показателей предела прочности (до 2300 МПа) в сочетании со значительной вязкостью разрушения K_{IC} (до 30 МПа $\cdot\sqrt{м}$) и относительным удлинением (до 20 %) [157-171].

Наноструктурированные бейнитные стали, как правило, являются высокоуглеродистыми (0,8...1,2 %). Кремний содержится в количестве 1,5...2 %, марганец - 1,5...2 %, хром - 1,5...2 %. Возможно дополнительное легирование молибденом, кобальтом, ванадием, алюминием и другими элементами.

Процесс термической обработки сталей подобного класса заключается в нагреве до температуры аустенитного превращения с последующим ускоренным

охлаждением в расплаве солей до температуры, которая на 5...10 градусов превышает температуру мартенситного превращения. Заключительной стадией процесса термической обработки стали является изотермическая выдержка заготовки при этой же температуре длительностью в диапазоне от десятков часов до нескольких суток (обычно в камерной печи).

Вследствие низкой температуры бейнитного превращения диффузионные преобразования в стали развиваются с малой скоростью. При этом процесс формирования бейнитных кристаллов сопровождается интенсивным фазовым наклепом переохлажденного аустенита, что позволяет получить дисперсную бейнито-аустенитную структуру. Остаточный аустенит имеет форму прослоек толщиной менее 1 мкм, расположенных между бейнитными кристаллами. В структуре нанобейнита отсутствуют включения цементита, являющиеся источниками возникновения усталостных трещин в высокопрочной стали [160, 161, 167-170]. Пластины альфа-фазы имеют малую толщину, что обеспечивает высокие прочностные свойства стали. Распределенные между пластинами α -фазы бейнита пластичные прослойки аустенита увеличивают работу разрушения стали, а трансформационное превращение остаточного аустенита в мартенсит в поле напряжений распространяющейся трещины дополнительно повышает трещиностойкость материала [172].

Несмотря на удорожание технологического процесса термической обработки по сравнению с традиционной технологией закалки и отпуска важным его преимуществом является повышенная устойчивость переохлажденного аустенита, что позволяет формировать структуру нанобейнита на глубине до 200 мм. Коробление деталей при этом будет минимальным, а вероятность образования закалочных трещин достаточно низкой. Сокращение времени термической обработки при температуре промежуточного превращения (которое обычно составляет несколько суток) может быть осуществлено за счет увеличения температуры изотермической выдержки, дополнительного легирования стали алюминием и кобальтом в количестве более 2 % (вес.) или

предварительного измельчения исходного аустенитного зерна в стали деформацией в горячем состоянии [173].

Следует отметить, что анализируемое научно-технологическое направление появилось сравнительно недавно, фактические данные о свойствах сталей с нанобейнитной структурой немногочисленны. Большинство научных исследований свидетельствует о высоких свойствах нанобейнитных сталей. Однако в ряде работ утверждается, что ударная вязкость и вязкость разрушения такого рода материалов невысока, а усталостные трещины могут с высокой скоростью распространяться по границам бейнитных колоний [174, 175].

Еще один перспективный технологический процесс формирования в сталях структуры смешанного типа, обладающей при высоких показателях прочности значительным сопротивлением усталостному разрушению, был предложен в начале нашего столетия и получил название «*Quenching and Partitioning*» (*Q&P*) [176]. Данная обработка позволяет сформировать микроструктуру в виде прочных мартенситных кристаллов и дисперсных пластин остаточного аустенита, расположенных по их границам. В процессе нагружения остаточный аустенит, претерпевает деформационное мартенситное превращение, что приводит к росту прочности при одновременном увеличении пластичности и трещиностойкости стали.

В отличие от технологических процессов формирования нанобейнитной структуры, требующих применения сталей с особым химическим составом, *Q&P*-технология может эффективно использоваться для упрочнения относительно недорогих и широко распространенных низколегированных сталей. Стали, подверженные *Q&P*-обработке, обычно содержат повышенное количество марганца и кремния, которые стабилизируют структуру переохлажденного аустенита, увеличивают прокаливаемость материала, а также препятствуют выделению из него цементита [177, 178]. Дополнительный рост конструктивной прочности происходит при микролегировании стали ниобием и ванадием. Механизм благоприятного влияния этих элементов основан на формировании в

структуре сталей высокодисперсных карбидов и измельчении зеренной структуры [179].

Процесс *Q&P*-обработки состоит из нескольких этапов и включает нагрев до температуры аустенитизации, неполную закалку в области температур мартенситного превращения (этап *Initial Quenching*), при которой в стали образуется заданный объем мартенсита, с последующим кратковременным нагревом в течение нескольких десятков секунд (этап *Partitioning*). На данной стадии из возникшего мартенсита углерод диффундирует в γ -фазу, в результате чего переохлажденный аустенит обогащается углеродом, что приводит к его стабилизации (рисунок 1.7). При увеличении продолжительности данного этапа концентрация углерода в остаточном аустените выравнивается. При более длительных выдержках возможно промежуточное превращение с появлением бейнита в структуре стали.

На финальной стадии в процессе высокоскоростного охлаждения (этап *Final Quenching*) формируется структура, в которой наряду с отпущенным мартенситом и неотпущенным мартенситом закалки сохраняется значительная доля остаточного аустенита в виде пластин или блоков [180]. При увеличении продолжительности данного этапа концентрация углерода в остаточном аустените выравнивается. При более длительных выдержках возможно промежуточное превращение с появлением бейнита в структуре стали.

Варьируя параметрами предварительной закалки, а также температурой и длительностью этапа «*Partitioning*», можно в широких пределах регулировать механические свойства стали. При этом имеется возможность не только менять количество остаточного аустенита в стали и улучшать показатели его стабильности, но и влиять соответствующим образом на кинетику его превращения в процессе последующей деформации. Структура мартенсита в анализируемых сталях обеспечивает высокий уровень их прочности, а наличие мелких микрообъемов вязкого остаточного аустенита – сопротивление зарождению и росту трещин и высокую пластичность материала [181-183].

К наиболее существенным недостаткам *Q&P*-технологии относятся необходимость применения печей-ванн с расплавами солей и сложность реализации процесса при упрочнении деталей большого поперечного сечения. При обработке крупногабаритных изделий неодинаковость процессов структурообразования на различной глубине от поверхности приводит к значительному градиенту механических свойств по сечению изделий.

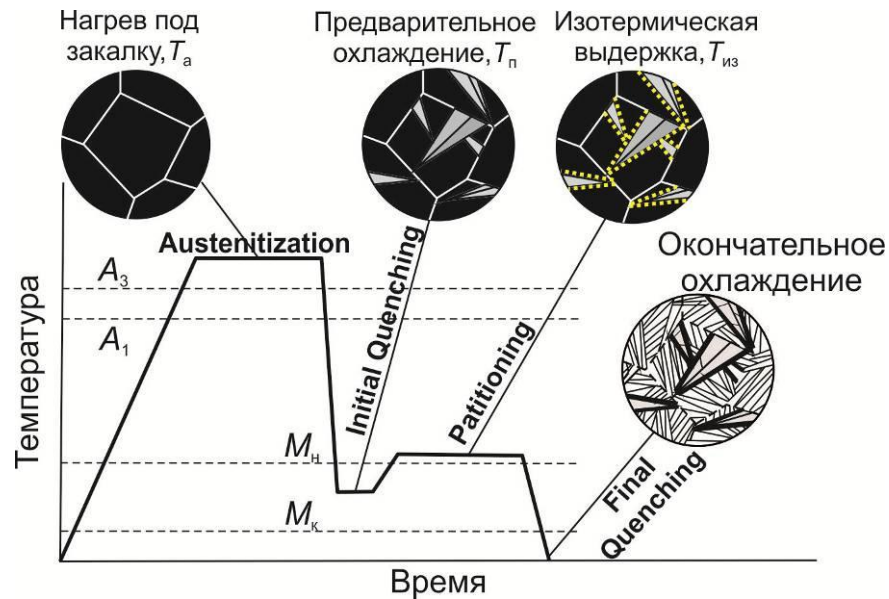


Рисунок 1.7 – Схема термической обработки сталей на основе *Q&P*-принципа [172]

Дополнительный рост показателей конструктивной прочности сталей со структурой смешанного типа может быть обеспечен при реализации технологических процессов, основанных на совмещении термического упрочнения и деформационного воздействия. Исследования, выполненные в различных научных коллективах, свидетельствуют о том, что высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) позволяет на 200 - 300 МПа повысить прочностные характеристики высокопрочных среднелегированных сталей по сравнению с традиционным технологическим процессом закалки с отпуском без уменьшения показателей пластичности. Положительным эффектом ВТМО является также полутора-двукратный рост сопротивления сталей усталостному разрушению [184-187].

О целесообразности горячей прокатки сталей перед формированием в них смешанной бейнито-мартенситной структуры впервые упоминается в работе [131]. Для определения такого процесса авторами был предложен термин *HRRT-STITT steel (combining the hot-rolling reduction treatment with short-time isothermal transformation treatment)*. Экспериментально установлено, что деформация в горячем состоянии приводит к уменьшению размеров аустенитных зерен, что способствует формированию на стадии охлаждения развитой субструктуры α -твердого раствора и измельчению мартенсита и бейнита. В итоге формируется мелкодисперсная смешанная структура, состоящая из микрообъемов нижнего бейнита и продуктов отпуска мартенсита, обеспечивающая повышенную ударную вязкость, усталостную долговечность и трещиностойкость стали при сохранении ее высокой прочности. Следует, однако, отметить, что в анализируемой работе не указаны численные данные, свидетельствующие об изменении механических свойств сталей по сравнению с традиционной закалкой с отпуском.

Выполнение термомеханической обработки, результатом которой является образование рациональной по составу смешанной структуры, предполагает необходимость дополнительных исследований. Основные задачи при этом связаны с оптимизацией технологических режимов. Известно, что результатом горячей деформации стали является изменение температурного диапазона и скорости мартенситного превращения, что меняет как соотношение долей мартенсита и бейнита в смешанной структуре, так и морфологию структурных составляющих.

Результаты работы [188], в которой изучалось влияние размера зерна аустенита на механические свойства среднеуглеродистой низколегированной стали со смешанной структурой свидетельствуют о том, что уменьшение размеров зерен переохлажденного аустенита сопровождается увеличением объемной доли бейнита и скорости его роста, а, следовательно, снижением количества мартенсита. В анализируемой работе был зафиксирован аномальный эффект увеличения прочности, не соответствующий правилу смесей, выполняющемуся в гетерофазных сплавах. Отмечается, что формирование

структуры, состоящей из 60 % бейнита и 40 % мартенсита (без проведения последующего отпуска), привело к 25 %-ному росту прочности стали при одновременном двукратном увеличении относительного удлинения по сравнению с закаленным состоянием. Таким образом, термомеханическая обработка, результатом которой является гетерофазная, сложная по строению структура смешанного типа, является перспективным способом упрочнения деталей машин ответственного назначения.

Выводы по главе 1

Анализ литературных данных позволяет сделать следующие выводы.

1. При динамическом нагружении в результате взаимодействия прямых и отраженных импульсов в тяжело нагруженных деталях энерговооруженных машин ударного действия возникает поле напряжений, характеризующееся сложным характером. Применение известных технологических процессов упрочнения не обеспечивает требуемый ресурс их работы, в связи с чем необходима разработка новых технологий упрочнения, результатом которых является повышение прочности, трещиностойкости и износостойкости сталей.

2. Численные расчеты напряженно-деформированного состояния изделий, широко применяющиеся при конструировании новых машин, не объясняют факт преждевременного разрушения тяжело нагруженных деталей ударных механизмов. Значения амплитуды ударного импульса, выявленные на основании аналитических зависимостей и в результате экспериментальных измерений, могут отличаться более чем в три раза. Целесообразно проведение дополнительных исследований для определения факторов, оказывающее наиболее существенное влияние на характер разрушения материалов при ударно-циклическом нагружении.

3. Испытания материалов в условиях многократного динамического нагружения, как правило, проводят по схемам растяжения или изгиба, что не соответствует основным эксплуатационным схемам, используемым в машинах

ударного действия, в которых при контакте бойка и инструмента генерируются ударные импульсы сжатия. В настоящее время не сформирован общепринятый подход к проведению испытаний материалов в условиях многократного динамического нагружения, что является причиной существенных противоречий между результатами исследований, выполненных в различных научных коллективах. Для оценки сопротивления материалов разрушению в условиях ударно-циклического нагружения целесообразна разработка нового испытательного оборудования и методик проведения исследований, максимально приближенных к условиям эксплуатации деталей ударного оборудования и обеспечивающих реализацию различных схем испытаний в широком диапазоне частот и скоростей удара.

4. При расчете конструкций деталей ударных машин обычно используют показатели механических свойств материалов, полученных в условиях циклических или статических испытаний, и не учитывают динамический характер нагружения. Переход от знакопостоянного циклического к ударному нагружению, как правило, приводит к существенному снижению показателей усталостной долговечности, уменьшению времени зарождения усталостных трещин и периода их распространения. При динамическом нагружении возрастает чувствительность материалов к наличию поверхностных концентраторов и внутренних дефектов, а также повышается их склонность к хрупкому разрушению. Полученные данные в значительной степени зависят от исходных свойств исследуемых материалов, формы и размеров анализируемых образцов, а также от схемы и параметров ударного нагружения. Это обстоятельство не позволяет сделать однозначные выводы о влиянии динамического характера нагружения на сопротивление стали усталостному разрушению.

5. В настоящее время экспериментально установлен факт зарождения и роста усталостных трещин от поверхностных концентраторов в поле циклически изменяющихся сжимающих напряжений. При этом механизм разрушения материалов детально не изучен. При циклическом сжатии рост усталостной трещины происходит под влиянием поля остаточных растягивающих напряжений,

формирующихся у концентратора (надреза) на этапе снятия внешней нагрузки. Распространение усталостной трещины происходит с постепенным снижением скорости ее роста вплоть до полной остановки при достижении границы зоны пластической деформации, формируемой в окрестности надреза. Полученные экспериментальные результаты не позволяют объяснить факт быстрого выхода из строя деталей ударных машин, работающих в условиях интенсивного воздействия ударных импульсов сжатия.

6. На усталостные свойства сталей в значительной степени оказывают влияние содержащиеся в их структуре дефекты и неметаллические включения. Прогнозировать эксплуатационные свойства деталей ударных машин в зависимости от степени чистоты используемой стали не представляется возможным, так как влияние типа, формы, размера и морфологии неметаллических включений обычно оценивают при циклическом воздействии растягивающих или знакопеременных напряжений. Не ясно, в какой мере тип, форма, размер и морфология включений влияют на сопротивление стали усталостному разрушению при многократном воздействии сжимающих напряжений.

7. Коррозионная среда при знакопеременном нагружении может, как снижать циклическую трещиностойкость стали за счет процессов водородного охрупчивания и коррозионного растрескивания, так и увеличивать сопротивление разрушению по механизму закрытия трещины и затупления ее вершины. В отличие от гармонического нагружения, при воздействии циклической сжимающей ударной нагрузки распространение трещины происходит на этапе разгрузки материала под действием поля остаточных растягивающих напряжений, формируемого в окрестности ее вершины. На этапе сжатия наличие в полости трещины жидкой среды может приводить к возникновению гидравлических ударов и интенсифицировать процессы разрушения деформируемых объектов.

8. Наиболее перспективные способы повышения конструктивной прочности деталей ударных машин связаны с созданием в сталях смешанной структуры, одни из составляющих которой обладают высокой прочностью, другие

обеспечивают требуемый уровень трещиностойкости. Формирование бейнито-мартенситной структуры с различным уровнем свойств составляющих способствует интенсификации процессов ветвления трещин и росту энергетических затрат на разрушение стали. Возникшие бейнитные кристаллы дробят зерна переохлажденного аустенита, вследствие чего в стали формируется структура дисперсного мартенсита. Увеличение температуры изотермического превращения приводит к выделению крупных карбидов по границам α -фазы и уменьшению энергетических затрат, необходимых для продвижения трещин по межфазным границам карбидов и α -фазы. Наиболее рациональное сочетание прочности и трещиностойкости соответствует объемной доле бейнита в диапазоне 25...50 %.

9. Для упрочнения тяжело нагруженных деталей ударных механизмов, эксплуатирующихся в условиях многократного динамического сжатия, рационально использовать схему термической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита.

10. Одно из перспективных направлений повышения конструктивной прочности основано на создании в сталях смешанной структуры, состоящей из прочных и твердых мартенситных кристаллов или реек нижнего бейнита, и высокодисперсных (наноразмерных) слоев остаточного аустенита, расположенных по границам кристаллов высокопрочной α -фазы и обеспечивающих сопротивление материала разрушению в условиях динамического и циклического нагружения. Присутствие дисперсного остаточного аустенита в структуре стали обусловлено процессами фазового наклепа, имеющими место при низких температурах промежуточного превращения, а также легированием стали марганцем и кремнием, способствующим стабилизации структуры переохлажденного аустенита.

11. Материалами, перспективными для изготовления бойков ударных механизмов, являются высокопрочные титановые сплавы. Стоимость изготовленных из них бойков выше, чем из стали, однако титановые бойки обладают меньшим удельным весом и высокой коррозионной стойкостью, что

позволяет увеличить скорость и частоту ударного нагружения, а также использовать в качестве среды-энергоносителя воду и водные растворы. Основным недостатком титановых сплавов является низкая износостойкость в паре трения со сталью, увеличить которую можно рационально выбирая материал сопрягаемой детали или модифицируя вступающие в контакт поверхности. Титановые сплавы обладают высоким коэффициентом затухания акустических волн и эффективно гасят отраженные ударные импульсы, что положительно сказывается на долговечности деталей ударных машин.

Таким образом, актуальность работы обусловлена необходимостью выявления основных закономерностей разрушения материалов при воздействии на них ударных импульсов и определения факторов, оказывающих влияние на сопротивление сталей разрушению.

ГЛАВА 2

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Материалы исследований

Объектами исследований являлись конструкционные стали, используемые российскими предприятиями и ведущими зарубежными компаниями при производстве нагруженных деталей энерговооруженных горных машин и механизмов ударного действия (таблица 2.1). В качестве модельных материалов при проведении ряда экспериментов использовали нелегированные стали и армко-железо. Химический состав используемых в работе сплавов определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 18895-97 [189] на оптико-эмиссионном спектрометре *ARL 3460* с погрешностью не более 0,01 %. Исследования каждого образца выполняли в трех различных зонах с последующим расчетом средней концентрации элементов.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание химических элементов, % (основа – Fe)									
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	W	Cu
5XB2C	0,51	0,27	0,97	0,011	0,021	0,33	1,14	0,11	2,135	0,12
У8	0,77	0,36	0,18	0,011	0,025	0,06	0,05	-	0,001	0,13
40X	0,42	0,59	0,26	0,010	0,025	0,11	0,94	0,01	0,007	0,05
40XH	0,39	0,63	0,27	0,012	0,004	1,01	0,54	0,07	0,001	0,04
SCM 445H (Япония)	0,44	0,66	0,27	0,010	0,016	0,03	0,89	0,01	-	0,05
45	0,47	0,63	0,27	0,027	0,033	0,03	0,02	0,01	0,001	0,04
40X2H2MA	0,38	0,42	0,20	0,002	0,013	1,49	1,41	0,24	0,001	0,01
12XH3A (плавка 1)	0,14	0,42	0,27	0,011	0,007	3,06	0,79	0,01	0,001	0,07
12XH3A (плавка 2)	0,12	0,42	0,26	0,011	0,027	3,09	0,84	0,02	0,001	0,13
20	0,20	0,51	0,27	0,010	0,013	0,13	0,18	0,03	0,002	0,08
30XГСА	0,29	0,91	1,13	0,021	0,017	0,09	0,99	0,22	0,011	0,27

Основными процессами обработки исследуемых в работе сталей являлись закалка с последующим отпуском в диапазоне температур от 100 до 600 °С, закалка в расплаве солей при температурах промежуточного превращения, а также различные технологии термического и термомеханического упрочнения, обеспечивающие формирование смешанной структуры мартенсито-бейнитного типа.

Образцы из исходных заготовок получали в соответствии с требованиями ГОСТ 7564-97 [190] на специализированных отрезных станках *Discotom-65*, *Exotom-150*, а также на проволочно-вырезном электроэрозионном станке *Sodic AG 600L*. Режимы обработки исключали возможность структурных изменений материалов при подготовке образцов для электронномикроскопических, металлографических, рентгеноструктурных исследований и механических испытаний.

2.2 Структурные исследования

2.2.1 Металлографические исследования

Металлографический анализ исходного проката, заготовок и образцов после термической и термомеханической обработки проводили с использованием микроскопов *Carl Zeiss Axio Observer Z1m* и *Nikon eclipse MA 100*. Исследования осуществляли в диапазоне увеличений от 25 до 1000 крат. Объектами анализа являлись металлографические шлифы, для подготовки которых использовали пресс *SimpliMet 1000* и шлифовально-полировальные установки типа *Struers LaboPol-5* и *Buehler Auto Met 300*. Грубое шлифование выполняли на абразивных кругах зернистостью 110 и 22 мкм, тонкое шлифование и полирование – на суконных кругах с применением алмазных суспензий, содержащих частицы размерами от 9 до 0,5 мкм.

Структуру сталей выявляли химическим методом путем смачивания исследуемой поверхности реактивом в течение ~ 2...10 секунд. В качестве травителя применяли пятипроцентный раствор азотной кислоты в этиловом

спирте. Идентификацию структурных составляющих осуществляли в соответствии с ГОСТ 8233-56 [191]. Размеры зерен определяли по ГОСТ 5639-82 [192] методом случайных секущих. Результаты количественных измерений обрабатывали с использованием статистических методов.

Важным показателем качества, оказывающим существенное влияние на механические свойства сталей, является загрязненность их неметаллическими включениями. Оценку неметаллических включений проводили на нетравленных микрошлифах в соответствии с ГОСТ 1778-70 [193] по методу Ш. Химический состав присутствующих в стали неметаллических включений изучали на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO 50 XVP* методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием энергодисперсионного анализатора *INCA X-ACT (Oxford Instruments)*. Изучение сталей, имеющих одинаковый химический состав, но отличающихся степенью загрязненности неметаллическими включениями, позволило оценить влияние дефектов этого типа на прочностные и усталостные свойства стали при различных условиях нагружения.

2.2.2 Растровая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ

Фактографические исследования процессов объемного и поверхностного разрушения материалов выполняли на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO50XVP* в диапазоне увеличений от 50 до 30000 крат. Для определения химического состава локальных зон исследуемых объектов и находящихся в них неметаллических включений применяли микрорентгеноспектральный анализатор типа *INCA X-ACT (Oxford Instruments)*, оснащенный кристалл-детектором кремний-дрейфового типа. Максимальное разрешение детектора по *Mn* *K α* составляло 133 эВ. Объектами исследования являлись разрушенные детали и образцы, нетравленные и химически травленные микрошлифы, подготовленные по

стандартной технологии. Идентификацию изломов проводили с учетом рекомендаций, представленных в работах [194-198].

2.2.3 Просвечивающая электронная микроскопия

Тонкую структуру сталей, формирующуюся при реализации различных технологических процессов термообработки, изучали на микроскопе *Tecnai G2 20 TWIN* при ускоряющем напряжении 200 кВ. Из образцов на специализированной установке прецизионной резки *Struers Minitom* вырезали пластины размерами 5x5x0,4 мм, после чего осуществляли их механическое шлифование до толщины ~ 100 мкм. Затем из тонких пластин вырезали диски диаметром 3 мм, в центре которых с применением алмазной пасты вышлифовывали углубления со сферической поверхностью на установке *Gatan Dimple Grinder 656*. Поверхность каждой полученной лунки полировали с использованием тонкодисперсной суспензии оксида алюминия (размер абразивных частиц – 0,05 мкм). При достижении толщины материала в центре лунки около 5...7 мкм полирование прекращали и на установке *GATAN 691 (PIPS)* производили ионное утонение объекта до получения в середине отверстия диаметром 0,2...0,4 мм. При этом толщина материала по краям отверстия составляла 50...100 нм, что обеспечивало сквозное прохождение пучка электронов, формируемого в электронной пушке микроскопа. Вся обработка происходила на малых скоростях резания при непрерывной подаче охлаждающей жидкости, что исключало структурные изменения в металле.

2.2.4 Рентгеноструктурные исследования

2.2.4.1 Исследование фазового состава образцов

Фазовый анализ термически и термопластически обработанных материалов, в том числе определение остаточного аустенита, выполняли на дифрактометре

ARL X'TRA (Thermo Fisher Scientific). В качестве источника рентгеновского излучения использовали медную рентгеновскую трубку. Излучение не монохроматизировалось. Среднее значение длины волны рентгеновского излучения λ составляло 0,15418 нм. Первичный пучок, облучающий исследуемый образец, имел прямоугольное поперечное сечение. Геометрические параметры пучка изменяли посредством щелей и коллиматора Соллера. Размер облучаемой области на образце составлял $\approx 10 \times 15$ мм. Дифрактограммы фиксировали энергодисперсионным *Si(Li)* детектором, настроенным на регистрацию $CuK_{\alpha 1/\alpha 2}$ длин волн. Дифракционные картины регистрировали в шаговом режиме с временем накопления $\tau = 5 - 25$ с и шагом $2\theta = 0,02 - 0,05^\circ$.

Качественный и количественный фазовый состав определяли на основании данных профильного анализа, выполненного в программном пакете *WinXRD (Thermo Fisher Scientific)*. Идентификацию кристаллических фаз производили методом сравнения с применением базы данных *ICDD PDF-4* (версия 2020 года).

2.2.4.2 Определение количества остаточного аустенита

Объемная доля остаточного аустенита, является одним из факторов, которые в значительной степени определяют прочностные свойства и трещиностойкость сталей с гетерофазной структурой. Количество остаточного аустенита в структуре стали находили в соответствии с рекомендациями стандарта *ASTM E975-13* [199]. Методика расчета основана на сравнении экспериментальных данных интегральных интенсивностей дифракционных пиков феррита (мартенсита, бейнита) и аустенита с теоретическими значениями. В сталях со случайной пространственной кристаллографической ориентацией фаз интегральная интенсивность каждого дифракционного пика на рентгенограмме пропорциональна объемной доле соответствующей фазы и может быть описана уравнением:

$$I^{hkl} = \frac{kR^{hkl}V}{2\mu}, \quad (2.1)$$

где I^{hkl} – интегральная интенсивность пика (hkl);

V – объемная доля фазы;

μ – коэффициент поглощения сталью рентгеновского излучения;

k – коэффициент, зависящий от параметров прибора и излучения, но независимый от характеристик образца;

R^{hkl} – параметр, пропорциональный теоретической интегральной интенсивности, определяемый по формуле:

$$R^{hkl} = \frac{|F|^2 pLPT}{\vartheta^2}, \quad (2.2)$$

где $|F|^2$ – структурный фактор:

$$|F|^2 = \left[\sum f \cos 2\pi(hx + ky + lz) \right]^2 + \left[\sum f \sin 2\pi(hx + ky + lz) \right]^2, \quad (2.3)$$

f – фактор атомного рассеяния рентгеновского излучения, зависящий от типа атома и значения $\sin\theta/\lambda$ выбранного рефлекса;

θ – угловая позиция рефлекса;

λ – длина волны излучения;

x, y, z – координаты атомов, входящих в базис элементарной ячейки фазы;

p – фактор повторяемости;

ϑ – объем элементарной ячейки.

LP – коэффициент, учитывающий поляризацию излучения и фактор Лоренца; для дифрактометра без монохроматора он может быть рассчитан по формуле:

$$LP = \frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \quad (2.4)$$

T – температурный фактор Дебая – Уоллера, рассчитываемый по формуле:

$$T = e^{-\frac{2B \sin^2 \theta}{\lambda^2}}, \quad (2.5)$$

где $2B = 0,71$.

Согласно [199] для любой пары пиков аустенита (γ -фаза) и феррита (α -фаза) справедлива зависимость:

$$\frac{I_{\alpha}^{hkl}}{I_{\gamma}^{hkl}} = \frac{R_{\alpha}^{hkl} V_{\alpha}}{R_{\gamma}^{hkl} V_{\gamma}} \quad (2.6)$$

При наличии в стали только α - и γ -фаз:

$$V_{\alpha} + V_{\gamma} = 1 \quad (2.7)$$

Тогда объемную долю аустенита можно определить в соответствии с зависимостью:

$$V_{\gamma} = \frac{\frac{I_{\gamma}^{hkl}}{R_{\gamma}^{hkl}}}{\frac{I_{\alpha}^{hkl}}{R_{\alpha}^{hkl}} + \frac{I_{\gamma}^{hkl}}{R_{\gamma}^{hkl}}} \quad (2.8)$$

Для нескольких ферритных m и аустенитных n пиков выражение имеет вид [200]:

$$V_{\gamma} = \frac{\frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{\gamma}^{hkl}}{R_{\gamma}^{hkl}}}{\frac{1}{m} \sum_1^m \frac{I_{\alpha}^{hkl}}{R_{\alpha}^{hkl}} + \frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_{\gamma}^{hkl}}{R_{\gamma}^{hkl}}} \quad (2.9)$$

Анализ текстуры α -фазы проводили по соотношению интегральных интенсивностей пиков (211) и (200). При аналогичном исследовании γ -фазы анализировали пики (220) и (200), а при низкой интенсивности или отсутствии рефлекса (220) его заменяли соответствующим семейству плоскостей (111). При отсутствии в сплавах текстуры соотношения интенсивностей пиков при медном излучении должны находиться в пределах 1,45 - 2,18 и 0,43 - 0,63 (1,93 - 2,38 при использовании рефлекса (111)) для α - и γ -фаз соответственно.

2.2.4.3 Исследование напряженного состояния образцов

Анализ напряженного состояния локальных зон материала проводили на рентгеновском дифрактометре *ARL X'TRA* с дополнительной гониометрической приставкой позиционирования образца и точечным коллиматором, установленном на пути первичного пучка рентгеновского излучения. При этом особое внимание уделяли подготовке поверхностных слоев образцов. После механического шлифования и полирования с целью удаления с анализируемых поверхностей предварительно наклепанных слоев проводили электрополирование заготовок на глубину 400-500 мкм.

Уровень напряжений в анализируемых материалах определяли с использованием метода $\sin^2\psi$, описание которого приведено в работах [201, 202]. Съемку рентгенограмм выполняли с использованием псевдопараллельного излучения, создаваемого точечным коллиматором, представляющим собой цилиндр длиной 50 мм и внутренним отверстием для прохождения излучения диаметром 1,5 мм. Так как методика определения напряжений 1-го рода предполагает наклон и поворот анализируемой плоскости образца относительно оси гониометра, для учета вероятности изменения угловой позиции рефлексов вследствие смещения анализируемой области от оси гониометра на исследуемую поверхность наносили эталонный материал, обеспечивающий реперный рефлекс на рентгенограмме. В качестве такого материала использовали отожденное сусальное золото, которое с целью исключения остаточных напряжений подвергали отжигу. Съемку рентгенограмм выполняли с использованием точечного излучения рентгеновской трубки с хромовым анодом (излучение $CrK_{\alpha1/\alpha2}$) при напряжении 40 кВ и токе 30 мА. Регистрацию дифрагированного излучения производили энергодисперсионным *Si(Li)* детектором, настроенным на регистрацию $CrK_{\alpha1/\alpha2}$ волн.

Углы наклона анализируемых поверхностей ψ составили 0°, 10°, 15°, 20°, 30°, 35°, 40°, 45° и 50,8°. Образцы устанавливали таким образом, чтобы обеспечить измерение напряжений вдоль оси приложения нагрузки.

Рентгенограммы, полученные при всех углах ψ , позволили определить знак и величину главных нормальных напряжений в плоскости образца. Дифракционные картины регистрировали в шаговом режиме со временем накопления $\tau = 60$ с и шагом $2\theta = 0,05^\circ$. Угловой диапазон съемки рентгенограммы 2θ составлял $150 - 162^\circ$ и обеспечивал регистрацию рефлексов семейств плоскостей (211) α -железа и (222) золота. Анализируемая область на образце представляла собой круг диаметром до 5 мм в непосредственной близости от исследуемого дефекта

При расчете напряжений в образцах использовали модули упругости, характеризующие анализируемые семейства плоскостей в монокристалле α -железа. Модуль Юнга E , модуль сдвига G и коэффициент Пуассона, характеризующие соответственно направления параллельные и перпендикулярные семейству плоскостей (211), определяли по формулам и упругим константам монокристалла α -железа, представленным в [203]. Согласно выполненным расчетам $E_{(211)} = 222,73$ ГПа, $G_{(211)} = 69,06$ ГПа, $\mu = 0,61$.

2.3 Анализ топографии поверхности

Особенности пластического течения сталей в окрестностях распространяющихся трещин и характерные детали процессов разрушения материалов при их изнашивании выявляли на комплексе по исследованию топографии поверхности *Zygo NewView 7300*. Основой комплекса является сканирующий интерференционный микроскоп, позволяющий осуществлять трёхмерный анализ поверхности объектов.

Принцип действия прибора основан на интерференции световых лучей, отраженных от опорного зеркала и поверхности объекта. При вертикальном перемещении оптической системы во всем диапазоне высот определяется максимальный интерференционный контраст для каждой области образца (для каждого пикселя камеры) и фиксируется положение оптической системы, что позволяет определить высоту микронеровностей и построить трехмерную картину поверхности с точностью измерения высоты более 0,5 %. Позиционирование

объекта в поле зрения микроскопа осуществлялось на двухкоординатном предметном столе посредством шаговых двигателей, управляемых компьютером. Область сканирования определялась типом используемых объективов ($\times 5$, $\times 10$, $\times 20$, $\times 50$). Полученные экспериментально данные обрабатывались в программном пакете *MetroPro*.

Объектами топографических исследований являлись полированные образцы с выращенными на них усталостными трещинами, а также образцы с лунками изнашивания, выработанными в процессе триботехнических испытаний. Перед началом испытаний с применением эталона проводили предварительную калибровку измерительной системы. Информацию о топографии объектов снимали в виде цветных трехмерных изображений поверхности. Оценивали интегральные и локальные характеристики шероховатости, волнистости, а также степень дефектности анализируемых поверхностных слоев.

2.4 Методы определения механических свойств

2.4.1 Измерение твердости и микротвердости материалов

Одним из показателей качества термической обработки деталей, динамически взаимодействующих с высокопрочными контртелами, является уровень твердости материалов. При выполнении экспериментальных исследований использовали различные методы оценки этой величины. Для измерения твердости методом Роквелла в соответствии с требованиями ГОСТ 9013-59 [204] использовали прибор *Wolpert Group 600MRD*. Индентором являлся алмазный конус с углом при вершине равным 120° . Общая нагрузка на индентор составляла 150 кгс (шкала С). При исследовании каждого образца проводили не менее 5 замеров, по результатам которых рассчитывали средний уровень твердости.

Твердость низкопрочных материалов определяли методом Бринелля на твердомере ТШ-2 по ГОСТ 9012-59 [205]. Максимальная нагрузка на индентор

(шарик диаметром 10 мм) составляла 3000 кгс. Диаметр отпечатка контролировали измерительным микроскопом *Nikon MM-400/LM*. Измерения проводили с точностью до 0,05 мм в двух взаимно перпендикулярных направлениях. На основании полученных данных определяли среднюю величину твердости.

Микротвердость отдельных структурных составляющих и локально упрочненных областей измеряли в соответствии с ГОСТ 9450-76 [206] на металлографических шлифах с применением микротвердомера *Wolpert Group 402MVD*. Твердость материалов определяли путем вдавливания в анализируемый образец четырехгранной алмазной пирамиды при нагрузке 0,1 кгс. Диагонали полученных отпечатков измеряли на экране монитора с точностью 0,01 мм. Количество уколов, начальный отступ и интервал между отпечатками задавали в автоматическом режиме. Исследовали образцы, вырезанные из прокатанных заготовок как в продольном, так и в поперечном направлении. На каждом образце наносили не менее пяти отпечатков с последующей статистической обработкой результатов измерений.

2.4.2 Испытания на растяжение

Статическое одноосное растяжение является наиболее распространенным видом испытаний, позволяющим определять уровень важнейших механических свойств материалов конструкционного назначения. Речь идет о показателях прочности и пластичности. Для испытаний на растяжение в работе использовали плоские гантелеобразные образцы с рабочей частью прямоугольного сечения (плоские пропорциональные образцы типа I).

Испытания проводили на измерительных комплексах *Instron 300DX* и *Instron 3369* в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение» [207]. Измерительные системы *Instron* оснащены программными модулями сбора и обработки информации *Bluehill*, позволяющими с высокой точностью определять основные механические свойства исследуемых

материалов – условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ и временное сопротивление разрыву σ_b . В качестве основной характеристики пластичности использовали величину относительного удлинения материала δ .

2.4.3 Испытания на ударный изгиб

Для определения сопротивления материалов разрушению при однократном динамическом воздействии использовали метод испытаний на ударный изгиб с определением величины ударной вязкости. Испытания проводили в соответствии с ГОСТ 9454-78[208] на маятниковом копре *MetroCom* 06103300, характеризующемся максимальным значением энергии удара на уровне 300 Дж.

При исследовании влияния режимов объемного упрочнения на механические свойства сталей использовали образцы с концентраторами *V*-образного и *U*-образного типа глубиной 2 мм. Полученные экспериментально данные позволяли не только определить сопротивление материалов динамическому разрушению, но и оценить их чувствительность к концентрации напряжений. Надрезы, выполнявшие функцию концентраторов напряжений, наносили на проволочном электроэрозионном станке *Sodic AG 600L*. Измерения образцов, глубины и формы надрезов выполняли на микроскопе *Nikon MM-400/LM* с точностью 0,01 мм. На каждый режим обработки было подготовлено не менее 6 образцов.

2.4.4 Испытания на контактно-усталостную выносливость

Одна из причин выхода из строя деталей ударных машин связана с разрушением поверхностных слоев металла под действием высоких контактных нагрузок. Результатом контактной усталости является образование на поверхности деталей ямок выкрашивания (питтингов) с последующим появлением и развитием до критических размеров усталостных трещин. Применительно к элементам ударной системы «боек - инструмент» процессы

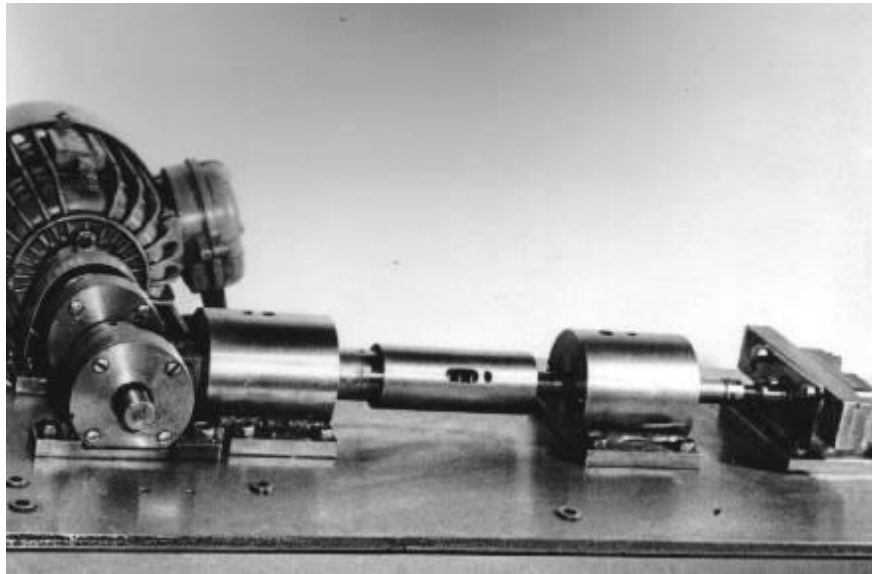
питтингообразования следует считать особо опасными, поскольку их результатом является изменение геометрии поверхности соударяющихся тел и отклонение от условий центрального (соосного) удара.

Возникающие в процессе контактно-усталостного нагружения дефекты пластического течения, одним из результатов которых являются изгибающие напряжения, приводят к ускорению процессов усталостного разрушения. В представленной диссертационной работе испытания на контактно-усталостную выносливость проводили в соответствии рекомендациями Р 50-54-30-87 на установке, реализующей схему пульсирующего контакта [209].

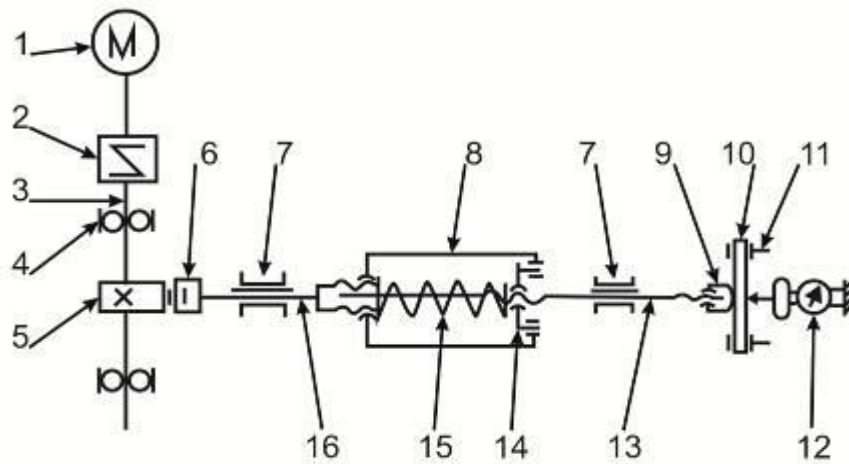
Внешний вид и принципиальная схема испытательной установки представлены на рисунке 2.1. Принцип работы оборудования заключается в следующем. Крутящий момент от электродвигателя 1 через муфту 2 передается на вал 3, установленный в опорах с подшипниками 4. На валу зафиксирован эксцентрик 5, движение от которого через толкатель 6 подается на шток 7, установленный в подшипниках скольжения 8. На штоке закреплена нагружающая пружина 11, усилие сжатия которой регулируется стаканом 9 и перемещением гайки 12. Через индентор 13 усилие передается на образец 14. Рамка 15 с закрепленным образцом фиксируется в одном из шести различных положений, что позволяет проводить испытания образца в шести его локальных зонах. Усилие сжатия пружины регистрировали поверенным динамометром.

Исследуемые образцы с предварительно полированной рабочей поверхностью имели размеры $100 \times 20 \times 3$ мм. В качестве индентора применяли закаленный шарик из стали ШХ15 диаметром 5 мм. Нагружение поверхностных слоев осуществляли с частотой 1500 циклов в минуту с максимальным прижимающим усилием 600 Н. В процессе испытаний с использованием микроскопа *Nikon MM-400/LM* периодически измеряли диаметр пятна контакта и строили его зависимость от количества циклов нагружения. В качестве критерия стойкости материала в условиях контактно-усталостного нагружения использовали число циклов нагружения N до начала процесса интенсивного

питтингообразования, сопровождающегося резким увеличением размера пятна контакта D (рисунок 2.2, область III).



а



б

Рисунок 2.1 – Общий вид (а) и кинематическая схема (б) установки для испытаний материалов на контактно-усталостную выносливость.

1 – электродвигатель, 2 – муфта, 3 – вал, 4 – опора, 5 – эксцентрик, 6 – толкатель, 7 – опора, 8 – стакан, 9 – индентор, 10 – образец, 11 – рамка, 12 – динамометр, 13 – шток, 14 – гайка, 15 – пружина, 16 – шток

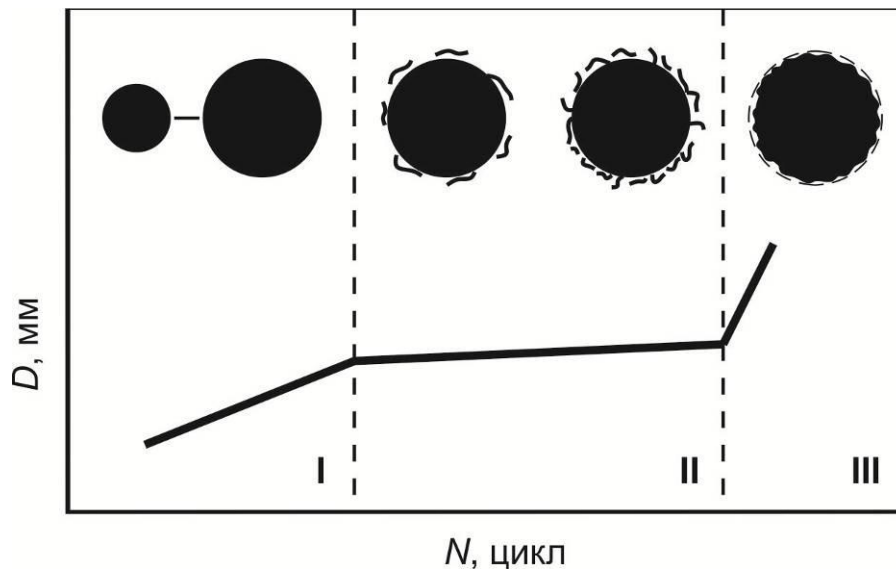


Рисунок 2.2 – Схема разрушения материала в процессе контактно-усталостного нагружения

2.4.5 Исследование свойств материалов в условиях ударно-циклического нагружения

Несмотря на то, что на практике используется широкая номенклатура машин ударно-циклического действия, до настоящего времени проведение испытаний материалов в условиях многократного динамического нагружения не регламентировано какими-либо отечественными или зарубежными стандартами или руководящими документами. В общем виде анализируемые здесь испытания могут быть выполнены в условиях стационарного режима с постоянной амплитудой импульса ударной нагрузки либо в нестационарных условиях, когда амплитуда ударного импульса изменяется от цикла к циклу.

Как правило, ударные импульсы в испытательном оборудовании генерируются при непосредственном столкновении бойка с образцом. Наиболее распространены три схемы испытаний – схема центрального удара, при реализации которой в бойке и образце в процессе соударения возникают импульсы сжатия, схема внецентренного удара, в соответствии с которой в бойке формируются импульсы сжатия, а образец подвергается растяжению, и схема многократного консольного изгиба образцов, в том числе с надрезами различной

формы (рисунок. 2.3) [210]. Менее распространенной является схема испытаний торсионных элементов на кручение с ударным приложением крутящего момента [211].

Проводить сравнение результатов, полученных с использованием различных по размерам и геометрии образцов, схем и условий нагружения не корректно, так как передача и отражение ударных импульсов носит сложный характер и зависит от множества параметров контактного взаимодействия. Поэтому условия испытаний должны быть максимально приближены к особенностям эксплуатации конкретных деталей ударных механизмов.

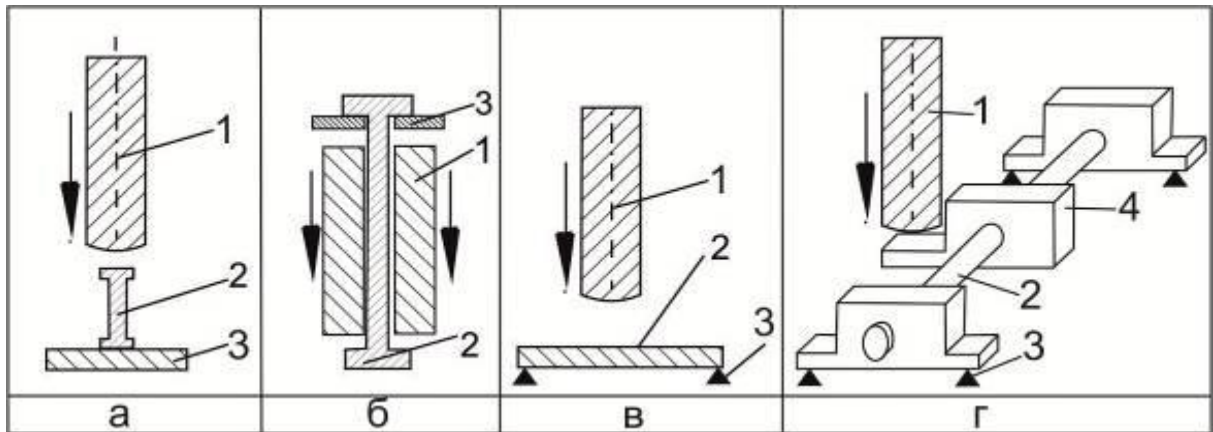


Рисунок 2.3 – Схемы испытаний на ударное сжатие (а), растяжение (б), изгиб (в) и кручение (г). 1 – боек, 2 – образец, 3 – опорное основание, 4 – подвижный рычаг

Для проведения испытаний материалов на ударную усталость наиболее широко используются копры вертикального или маятникового типа с механическим приводом (рисунок 2.4). Перемещение рабочего органа в исходное положение в механизмах такого типа чаще всего осуществляется эксцентриком, а движение в рабочем цикле происходит под действием собственного веса молота, или же он дополнительно ускоряется за счет упругих элементов. Для предотвращения отскока образца его обычно жестко закрепляют в захватах. Измерение силы удара производят датчиками тензометрического типа, закрепленными на образце, или акселерометрами, измеряющими интенсивность

торможения подвижных элементов испытательного оборудования в момент удара.

Машины с падающим молотом		Маятниковые копры	
со свободным падением	с дополнительным ускорением	со свободным падением	с дополнительным ускорением
1 - ударник, 2 - стальной стержень, 3 - образец, 4 - наковальня, 5 - пружина		1 - ударник, 2 - образец, 3 - кулачок, 4 - пружина	

Рисунок 2.4 – Принципиальные схемы устройства наиболее распространенных установок для испытаний на ударную усталость

Основными недостатками копров с механическим приводом являются низкая частота (не более 600 ударов в минуту) и малая энергия ударника (до 150 Дж), обусловленные инерционностью и малой скоростью элементов ударной системы. Следует отметить также низкие значения надежности и ресурса работы этого оборудования. Отмеченные обстоятельства являются причиной того, что процессы ударно-усталостного разрушения на копрах многократного удара, как правило, исследуют в области малоциклового усталости с продолжительностью, не превышающей 10^5 циклов.

Наиболее типичные схемы нагружения материалов, используемые большинством специалистов, основаны на ударном растяжении плоских или цилиндрических образцов, а также на многократном ударном изгибе образцов с надрезами [20-44, 47-54, 57-60]. Некоторые типы испытательных машин

оснащены устройствами поворота или перемещения образцов, что позволяет моделировать условия работы вращающихся или движущихся поступательно деталей, периодически подвергающихся ударному нагружению [212].

В некоторых случаях используют молотковые копры ротационного действия, в которых процесс ударного нагружения осуществляется подвижными бойками, шарнирно закрепленными на вращающемся элементе [213]. Отечественными специалистами было разработано большое количество конструкций установок для проведения ударно-усталостных испытаний [214-228]. Однако данные об эффективности их применения не позволяют сделать однозначные выводы.

Большинство исследований процессов разрушения материалов в условиях ударной усталости было выполнено с использованием серийно выпускавшегося копра многократного удара ДСВО-150, позволявшего проводить испытания с энергией удара до 150 Дж и скоростью нагружения до 1,5 м/с [229, 26-29]. Большой объем научных исследований выполнен на оригинальной установке, разработанной в Томском государственном архитектурно-строительном университете (ранее Томский инженерно-строительный институт) [25, 31-35, 230].

Более перспективный тип ударного испытательного оборудования представляют гидравлические установки, позволяющие нагружать объекты с высокой частотой и энергией ударных импульсов. Возможность изменять в широких пределах энергию удара позволяет проводить испытания с построением кинетических диаграмм усталостного разрушения. Основным недостатком установок гидравлического типа является сложность конструкций и высокая стоимость оборудования [231, 232].

По сравнению с оборудованием, имеющим механический привод, установки электромагнитного типа обладают рядом достоинств. Как правило, они имеют простую регулировку параметров ударного нагружения, состоят из минимального количества подвижных узлов и деталей, что обеспечивает высокие показатели надежности оборудования. Малая инерционность электромагнитных систем позволяет обеспечивать высокую частоту нагружения (до 3000 уд/мин), что дает

возможность изучать свойства материалов в условиях многоциклового нагружения (более 10^5 циклов). Наиболее существенным недостатком электромагнитных ударных установок является сложность обеспечения высокой энергии ударных импульсов. К особой группе испытательного оборудования можно отнести стенды, созданные на базе серийно выпускаемых машин ударного действия. Устройства такого типа предназначены для оценки эффективности эксплуатации реальных деталей и узлов [1, 233].

Учитывая отмеченные выше обстоятельства, можно сделать вывод о целесообразности разработки нового испытательного оборудования и методик проведения исследований, максимально приближенных к условиям эксплуатации деталей ударного оборудования и обеспечивающих реализацию различных схем ударно-усталостных испытаний в широком диапазоне частот и скоростей нагружения. Одна из задач, решаемых в данной работе, заключалась в разработке метода и средств механических испытаний, позволяющих с высокой степенью достоверности прогнозировать поведение материалов при различных режимах и условиях ударно-циклического нагружения.

Исследование процесса ударной усталости материалов осуществлялось с использованием спроектированного и изготовленного в Новосибирском государственном техническом университете испытательного комплекса (рисунок 2.5), состоящего из пяти установок электромагнитного типа и измерительной системы. Испытательный комплекс позволяет выполнять сравнительный анализ усталостных характеристик различных материалов, проводить оценку эффективности способов их упрочнения, а также изучать влияние параметров внешнего силового воздействия на процесс ударно-усталостного разрушения сталей [234, 235]

По сравнению с оборудованием, оснащенным пневматическим и механическим приводом, установки электромагнитного типа отличаются рядом важных преимуществ. Они характеризуются высокой надежностью, компактностью, широким диапазоном изменения параметров нагружения, возможностью быстротой переналадки и легкостью управления. Минимальное

количество подвижных частей обеспечивает их более длительный ресурс эксплуатации при сохранении стабильных рабочих параметров.

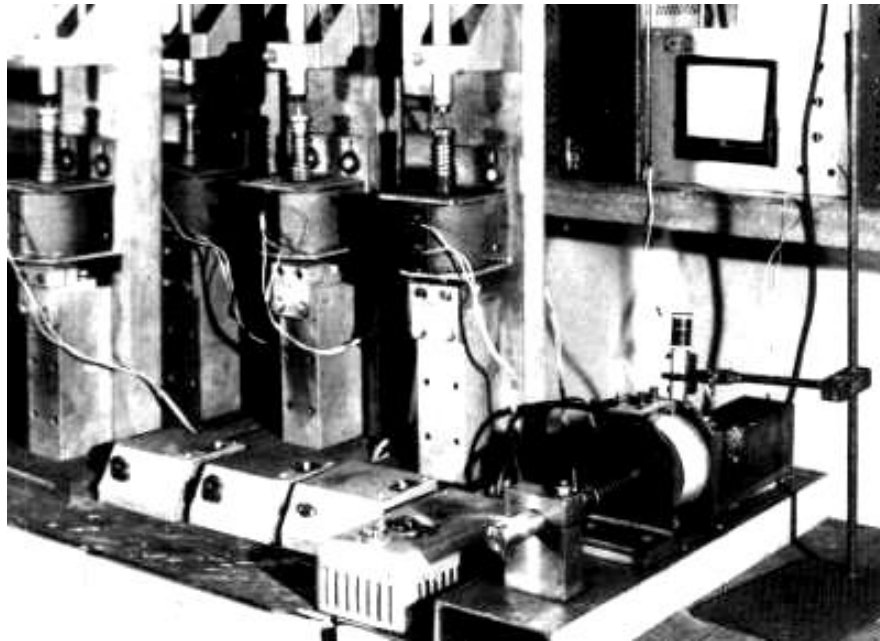
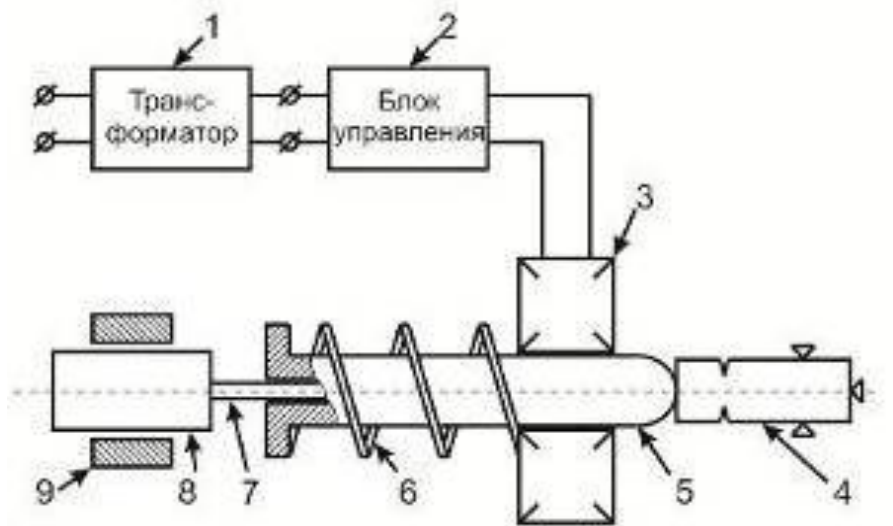


Рисунок 2.5 – Общий вид испытательного комплекса

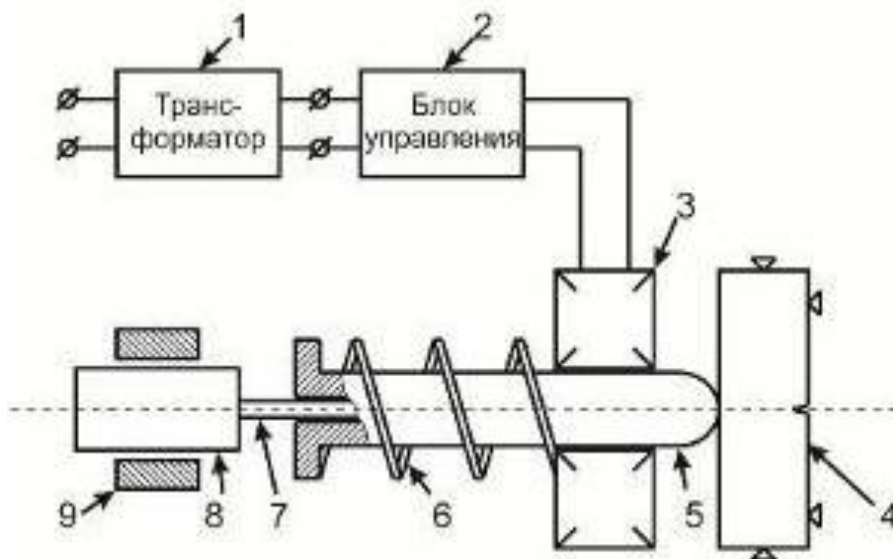
Каждая установка позволяет реализовать схемы ударно-циклического сжатия и изгиба (рисунки 2.6, 2.7) и состоит из следующих узлов: трансформатора 1, блока управления 2, электромагнитной катушки 3, образца 4, бойка 5, возвратной пружины 6, направляющей оси 7, подвижного заднего упора 8, механизма фиксации 9.

Принцип работы установки заключается в следующем. Питающее напряжение через трансформатор 1 и блок управления 2 подается на электромагнитную катушку 3, которая втягивает в себя сердечник (боек) 5, наносящий удар по образцу 4. При снятии с катушки электрического питания боек под действием возвратной пружины 6 возвращается в исходное положение. Направляющая ось 7 центрирует положение бойка в катушке, что позволяет уменьшить износ ее внутренних поверхностей. Блок управления, представляющий тиристорный преобразователь частоты, дает возможность испытывать материалы с частотой нагружения от 10 до 600 ударов в минуту.

Важнейшей характеристикой анализируемой установки является энергия удара. Варьирование этого параметра может осуществляться изменением питающего напряжения, изменением исходного положения бойка в катушке посредством осевого перемещения подвижного заднего упора 8, а также применением катушек с различными параметрами провода, и стальных сердечников различного диаметра.



а



б

Рисунок 2.6 – Схемы установок для проведения испытаний на ударно-циклическое сжатие (а) и изгиб (б). 1 - трансформатор, 2 - блок управления, 3 - электромагнитная катушка, 4 - образец, 5 - боек, 6 - возвратная пружина, 7 - направляющая ось, 8 - подвижный задний упор, 9 - механизм фиксации упора



Рисунок 2.7 – Внешний вид установки с держателем образцов, используемым при испытаниях на ударно-циклическое сжатие

Для испытаний на сжатие использовали стальной боек диаметром 26 мм и весом 570 граммов. Испытания проводили на образцах размером 35x10x3 мм (рисунок 2.8), на боковых поверхностях которых на электроэрозионном станке *Sodic AG 600L* были нанесены концентраторы напряжений глубиной 1,5 мм и шириной 0,2 мм. Рабочие поверхности образцов, обращенные к исследователю, были предварительно механически отполированы, что позволяло следить за процессом распространения трещин.

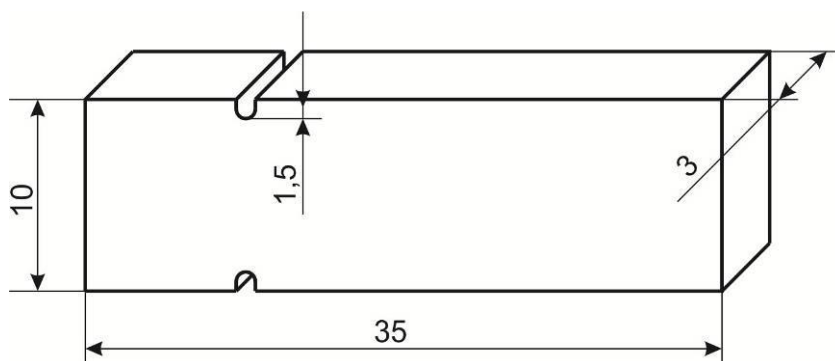


Рисунок 2.8 – Образец для испытаний по схеме ударно-циклического сжатия

Испытания по схеме трехточечного изгиба проводили на плоских образцах размером $100 \times 20 \times 3,5$ мм (рисунок 2.9). Диаметр стального бойка составлял 14 мм, вес - 140 граммов. Как и в случае испытаний на сжатие, образцы имели концентраторы напряжения и полированные рабочие поверхности. Небольшие размеры и простая форма образцов позволяли минимизировать влияние волновых процессов при передаче ударного импульса.

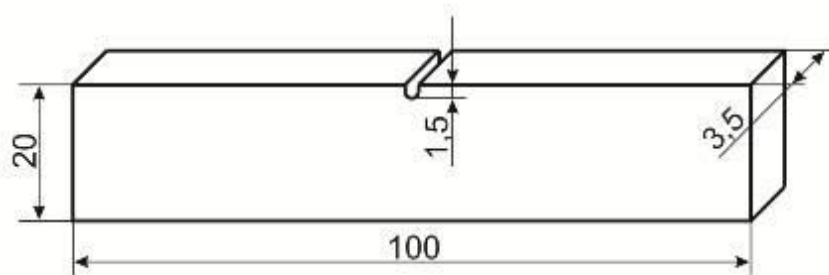


Рисунок 2.9 – Образец для испытаний по схеме ударно-циклического изгиба

Одной из наиболее важных характеристик ударно-усталостного нагружения является энергия удара. В работе этот параметр определяли с помощью измерительного комплекса, состоящего из экспериментальной установки, запоминающего осциллографа С8-14, источника постоянного напряжения и контактного датчика конструкции Института горного дела СО РАН (рисунок 2.10) [236]. Контактный датчик состоит из корпуса 1, возвратной пружины 2, подвижного штока 3 и пластины 4. При касании движущимся бойком 7 штока 3 измерительная цепь замыкается. Размыкание происходит в тот момент, когда шток утапливается в корпус 1 и между ним и пластиной 4 образуется зазор. Повторно цепь замыкается при воздействии бойка на пластину. В процессе измерений на экране осциллографа формируются два импульса. Расстояние L между ними соответствует времени t , за которое боек проходит путь S перед ударом. Так как расстояние S сравнительно невелико (5 мм), можно полагать, что непосредственно перед ударом скорость бойка V постоянна и может быть определена по формуле:

$$V = \frac{S}{t} \quad (2.10)$$

Зная массу ударника m , энергию удара E можно рассчитать в соответствии с зависимостью:

$$E = \frac{mV^2}{2} \quad .. \quad (2.11)$$

Проведенные в работе измерения показали, что при нагружении образцов по схеме сжатия с частотой 500 ударов в минуту энергия единичного удара составляла 7,2 Дж. В условиях испытаний по схеме трехточечного изгиба расчетное значение энергии было равным 1,8 Дж. Приведенные выше показатели соответствуют условиям эксплуатации многих типов ручных ударных механизмов [1, 236, 237]

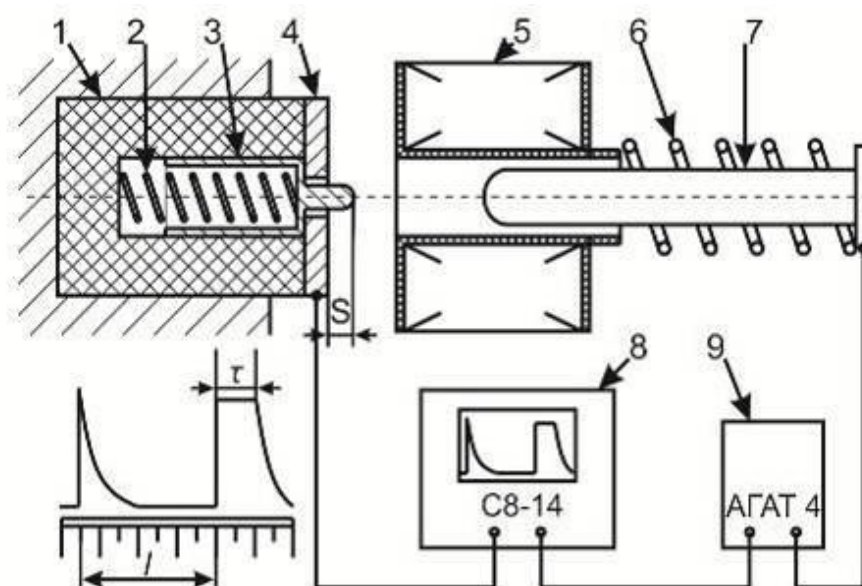


Рисунок 2.10 – Схема определения энергии удара. 1 – корпус, 2 – возвратная пружина контактного датчика, 3 – подвижный шток, 4 – контактная пластина, 5 – электромагнитная катушка, 6 – возвратная пружина, 7 – боек, 8 – запоминающий осциллограф С8-14, 9 – источник постоянного напряжения

Определение силы удара представляет собой сложную техническую задачу. Связано это с малым временем контакта и большим разбросом результатов

измерений, обусловленным деформацией элементов, входящих в ударную систему. Для определения силы удара в работе использовали два метода. Один из них - акселерометрический метод основан на измерении ускорения торможения бойка при его взаимодействии с образцом. Второй - тензометрический метод предполагает необходимость измерения упругих деформаций в образце. Ускорение, с которым происходит торможение бойка при контакте с образцом, фиксировали высокочастотным пьезоэлектрическим акселерометром ABC 027-01, закрепленным на бойке электромагнитной установки. В зависимости от ускорения, возникающего при ударе, акселерометр выдает электрический сигнал, который фиксируется запоминающим осциллографом С8-14. Схема измерения силы удара акселерометрическим методом приведена на рисунке 2.11.

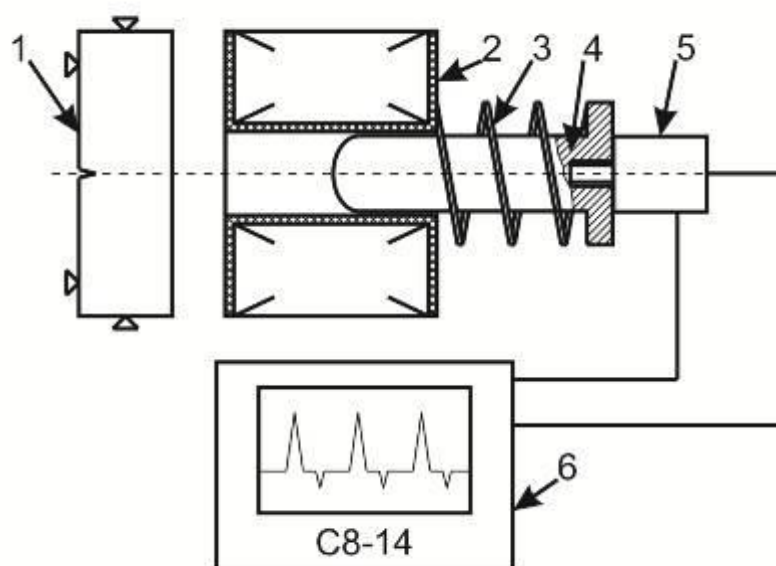


Рисунок 2.11 – Схема определения силы удара акселерометрическим методом. 1 – образец, 2 – электромагнитная катушка, 3 – возвратная пружина, 4 – боек, 5 – акселерометр ABC 027-01, 6 – запоминающий осциллограф С8-14

Определение силы удара на различных режимах работы установки осуществлялось следующим образом. Боек с закрепленным на нем акселерометром сбрасывался с высоты один метр на массивную стальную пластину. При этом фиксировалась величина генерируемого акселерометром

сигнала. Расчетную силу удара определяли по закону контактного взаимодействия Герца [237]:

$$F = K_r \cdot \alpha_m^{3/2}, \quad (2.12)$$

где K_r – коэффициент, зависящий от геометрии и материалов соударяющихся тел, α_m – общая контактная деформация.

Коэффициент K_r рассчитывали по формулам:

$$K_r = \frac{4E_0\sqrt{R_0}}{3}, \quad (2.13)$$

$$E_0 = \frac{E_1 \cdot E_2}{(1 - \mu_1^2)E_1 + (1 - \mu_2^2)E_2}, \quad (2.14)$$

$$R_0 = \frac{R_1 \cdot R_2}{R_1 + R_2}, \quad (2.15)$$

где E_1, E_2 и μ_1, μ_2 – модули Юнга и коэффициенты Пуассона соударяющихся тел с радиусами закругления торцов R_1 и R_2 . В случае соударения бойка с радиусом закругления R_1 о плоскость $R_0 = R_1$.

Общую контактную деформацию α_m рассчитывали в соответствии с зависимостью (2.16):

$$\alpha_m = \left(\frac{5V_0^2 M}{4K_r} \right)^{2/5}, \quad (2.16)$$

где M – масса ударника, V_0 – скорость ударника в момент контакта (2.17)

$$V_0 = \sqrt{2gh}, \quad (2.17)$$

где h – высота подъема ударника.

В результате выполненных измерений и проведенных расчетов получали две базовые характеристики – силу удара $F_{\text{баз}}$ и соответствующую ей величину сигнала $L_{\text{баз}}$, фиксируемую акселерометром. Таким образом был найден масштабный коэффициент $K_{\text{баз}}$, позволивший производить пересчет данных,

фиксируемых осциллографом, в величину силы удара для каждого режима испытаний (2.18).

$$K_{\text{баз}} = \frac{F_{\text{баз}}}{L_{\text{баз}}} \quad (2.18)$$

При смене ударника процесс определения масштабного коэффициента $K_{\text{баз}}$ повторялся. В условиях ударно-усталостного нагружения по схеме сжатия с частотой 500 ударов в минуту сила удара бойка по образцу, определенная акселерометрическим методом, составляла 9890 Н, а при трехточечном изгибе - 1962 Н.

Акселерометрический метод измерения силы удара с креплением датчика ускорения на бойке дает информацию о величине внешнего силового воздействия на образец, однако не позволяет ответить на вопрос о возможности появления и величине растягивающих напряжений в образце, возникающих на этапе разгрузки. По этой причине, используя метод тензометрии, были проведены дополнительные исследования по определению амплитуды, продолжительности и характера ударных импульсов, возникающих в образце. При выполнении работы были применены фольговые тензометрические датчики сопротивления типа ФКПА-5-50 с номинальным сопротивлением 50 Ом.

Трудности, характерные для измерения деформации тензорезистивными преобразователями, определяются малым диапазоном изменения сопротивления тензорезистора в условиях внешнего воздействия. Для преобразования малых изменений сопротивления в выходные сигналы напряжения измерительного прибора использовали мостовую схему [238]. Мост Уитстона с питанием от источника постоянного напряжения состоял из трех функциональных частей - источника напряжения, четырех резисторов, образующих мост, и измерительной аппаратуры. Для измерения сигналов использовали тензометрическую станцию *Zet A17-T8* с программным обеспечением *ZetLab*. В упрощенном виде измерительная схема представлена на рисунке 2.12. Внешний вид измерительного комплекса показан на рисунке 2.13.

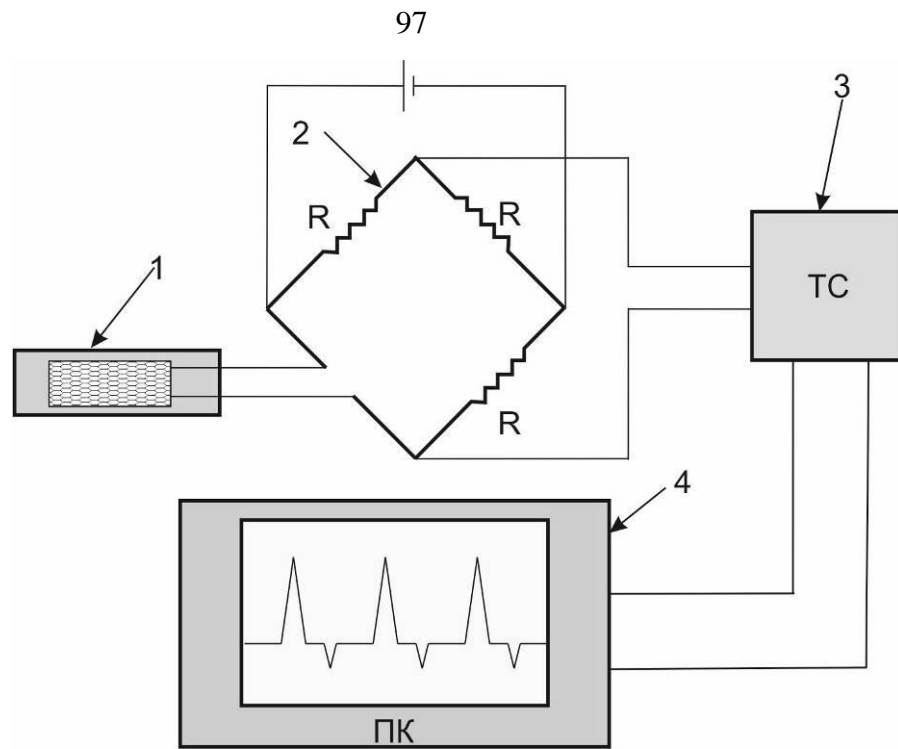


Рисунок 2.12 – Упрощенная схема измерения деформаций тензометрическим способом. 1- образец с тензодатчиком, 2 - мост Уитстона, 3 - тензостанция, 4 – компьютер

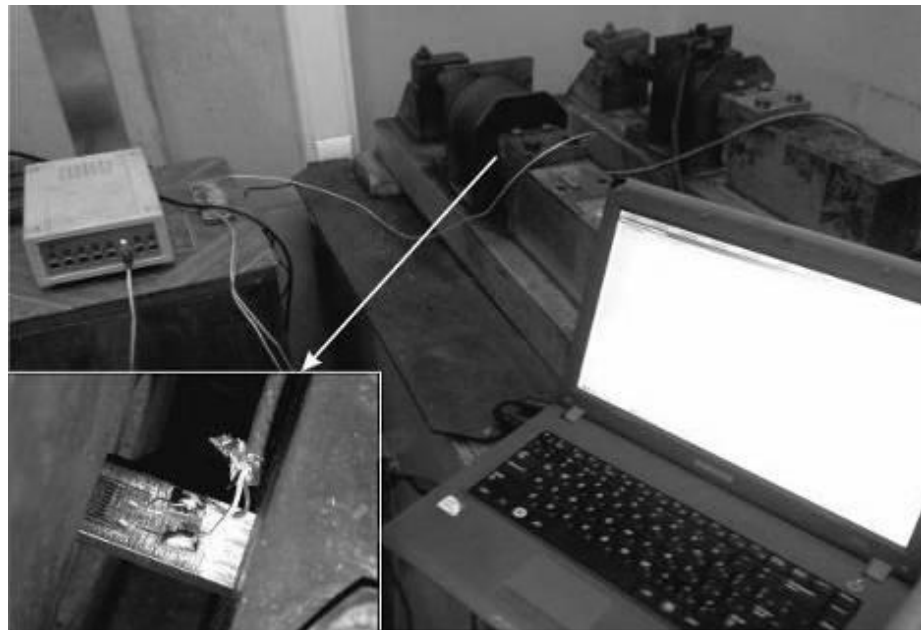


Рисунок 2.13 – Внешний вид экспериментального комплекса для измерения ударных импульсов в образце

Тензодатчики фиксировали на исследуемых образцах циакриновым клеем *Permatex 21309 Ultra Bond*. В соответствии с рекомендациями работы [239]

образцы предварительно обрабатывали до шероховатости Ra 1,6 мкм. Для калибровки измерительного тракта применяли комплекс *Instron 300DX*, позволяющий сжимать образец с записью кривой нагружения (рисунки 2.14, 2.15).

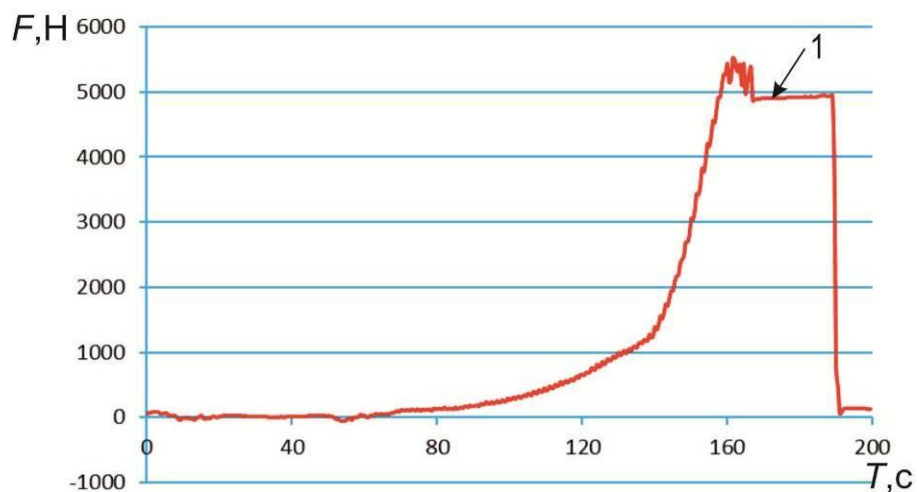


Рисунок 2.14 – Калибровочная кривая исследуемого образца



Рисунок 2.15 – Калибровка измерительной системы в условиях сжатия на комплексе *Instron 300DX*

Максимальное усилие при калибровке измерительной системы составляло 5000 Н. Для проверки надежности клеевого соединения тензорезистора с исследуемым образцом калибровка осуществлялась дважды - до и после стендовых испытаний. Расхождение полученных экспериментально данных не превышало 5 %. О надежности соединения датчика с образцом и корректной работе используемого измерительного комплекса свидетельствовало наличие горизонтального участка 1 на нагрузочной кривой.

На основании анализа амплитуды ударного импульса установлено, что при испытаниях по схеме сжатия с частотой 500 ударов в минуту максимальное усилие, с которым ударник воздействует на образец, составляет 14000 Н. Осциллограмма ударного импульса приведена на рисунке 2.16. Расчет энергии ударного импульса выполняли по формуле [239]:

$$A = \frac{c}{E \cdot S} \cdot \int_0^T F_i^2(t) dt, \quad (2.19)$$

где c – скорость распространения волны в металле, м/с;

E – модуль упругости материала испытуемого образца, Па;

S – площадь поперечного сечения образца, м².

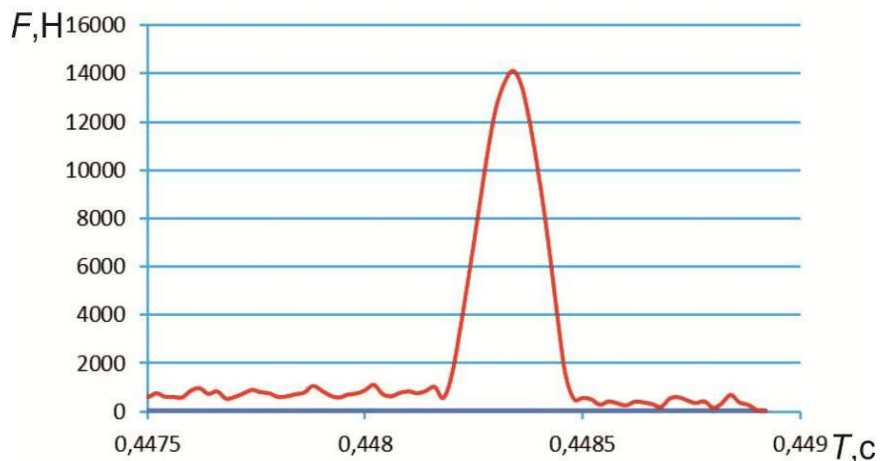


Рисунок 2.16 – Осциллограмма ударного импульса

Измерения, проведенные в соответствии с описанной выше методикой, показали, что энергия ударного импульса в образце составляла 7,8 Дж,

продолжительность ударного импульса - 3 микросекунды. Характер процессов пластической деформации, развивающихся при динамическом взаимодействии тел, соответствует результатам измерения силы удара.

К числу основных показателей, которые оценивались при исследовании материалов, относятся долговечность сталей и скорость роста усталостных трещин. При реализации схемы ударно-циклического сжатия (рисунок 2.4 а) различные марки сталей и режимы их термического упрочнения сравнивались по критерию долговечности - количеству циклов нагружения до полного разрушения образца и продолжительности стадии зарождения усталостных трещин.

При испытании материалов по схеме ударно-циклического изгиба (рисунок 2.4 б) усталостные свойства сталей сравнивались не только по уровню долговечности, но и по трещиностойкости, о характере которой судили на основании кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР), построенных в координатах «скорость роста трещины V – размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK ». При расчете величины ΔK и скорости роста усталостной трещины V были использованы рабочие формулы, предложенные для испытаний металлических материалов по схеме трехточечного изгиба в условиях циклического нагружения [56].

Расчет значений размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) проводили по формулам:

$$\Delta K = \frac{6M}{t \cdot b^2} \cdot \sqrt{S} \cdot Y, \quad (2.20)$$

Где M – изгибающий момент,

$$M = \frac{P \cdot l_1}{4}, \quad (2.21)$$

P – действующая сила (1962 Н);

l_1 – плечо действующей силы (80 мм);

$$S = \frac{l}{b}, \quad (2.22)$$

l – длина трещины с учетом концентратора напряжений;

b – ширина испытуемого образца;

t – толщина образца;

$$Y = 1.93 - 3.07 \cdot S + 14.53 \cdot S^2 - 25.11 \cdot S^3 + 25.8 \cdot S^4. \quad (2.23)$$

Полученные значения КИН ставились в соответствие скорости роста усталостной трещины, определяемой по формуле:

$$v_m = (l_{1,m} - l_{1,m}) / (N_{1,m} - N_{1,m}), \quad (2.24)$$

где l_{1m} – текущая длина трещины;

l_{1m} – длина трещины, зафиксированная в предыдущем измерении;

N_{1m} – текущее значение циклов нагружения;

N_{1m} – число циклов, зафиксированное в предыдущем измерении.

Кинетические диаграммы усталостного разрушения материалов строили при одинаковых параметрах внешнего силового воздействия. Характеристики усталостной трещиностойкости металлов оценивали на втором (линейном) участке кинетической диаграммы усталостного разрушения. Критерием качества анализируемых материалов являлась скорость роста усталостной трещины при одинаковых уровнях размаха коэффициента интенсивности напряжений.

2.4.6 Определение усталостной трещиностойкости материалов при циклическом нагружении

Для оценки усталостных свойств сталей с различной структурой были проведены сравнительные испытания образцов при пульсирующем приложении растягивающей силы. В каждом цикле нагружения внешняя растягивающая сила изменялась по синусоидальному закону в диапазоне от нуля до максимального значения, составляющего 15000 Н (рисунок 2.17). Частота колебаний составляла 5 Гц. Усталостные испытания проводились на универсальной сервогидравлической установке *Instron 8801*, оснащенной программным модулем сбора и обработки информации *WaveMatrix*.

Показатели усталостной трещиностойкости материалов оценивали на основе анализа кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР). Для накопления статистических данных испытывали серию из трех образцов размерами $100 \times 20 \times 3$ мм. На боковые поверхности образцов на проволочно-вырезном электроискровом станке *Sodick AG400L* наносили надрезы глубиной 1 мм, из которых выращивались усталостные трещины.

В ходе усталостных испытаний определяли время до зарождения трещин и величину циклической долговечности образцов. Кроме того, был использован подход, основанный на построении и анализе кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР). Для расчета величины коэффициента интенсивности напряжений и скорости роста усталостной трещины использовали формулы, представленные в п. 2.3 диссертационной работы [56]. Критерием, выбранным для сравнения исследуемых в работе материалов, служила скорость роста усталостной трещины при одинаковых уровнях коэффициента интенсивности напряжений.

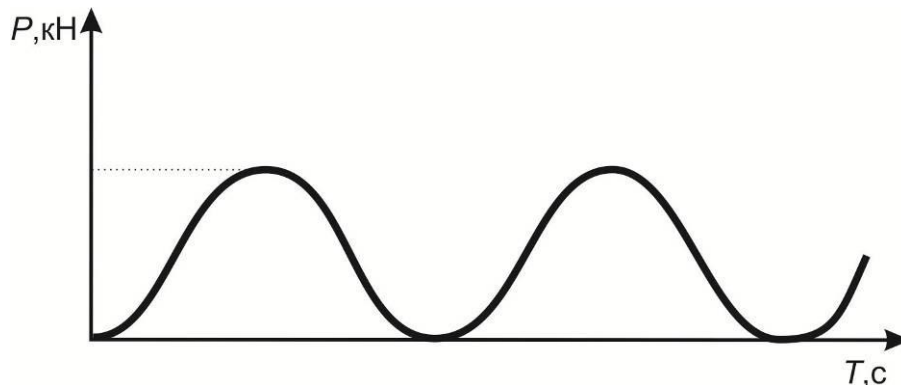


Рисунок 2.17 – Схема изменения внешней нагрузки при проведении усталостных испытаний

2.4.7 Триботехнические испытания материалов

Одним из важнейших показателей конструктивной прочности деталей ударных машин является их сопротивление изнашиванию, в том числе при наличии между трущимися поверхностями абразивных частиц разрушаемых горных пород. Износ рабочих поверхностей деталей сопровождается снижением

давления в рабочей камере ударной машины и приводит, таким образом, к снижению показателей ее ударной мощности и производительности. Для оценки эффективности технологических процессов упрочнения исследуемых в работе материалов были проведены испытания по схеме трения скольжения. Одна из особенностей эксплуатации погружных ударных механизмов в процессе бурения заключается в смене угла наклона движущихся устройств. По этой причине изменяются условия смазки трущихся элементов, становится возможной работа деталей в условиях сухого трения. Учитывая эти обстоятельства, в работе были проведены триботехнические испытания материалов в условиях трения скольжения по схеме «диск - плоскость». Испытания проводили в соответствии с ГОСТ 23.204-78 и ГОСТ 30480-97 [241, 242], а также техническим паспортом, определяющим исследование материалов на машине трения ИИ 5018.

Суть метода заключается в изнашивании цилиндрической поверхностью вращающегося индентора плоской поверхности исследуемого образца с последующим определением массы или объема изношенного материала. Схема проведения испытаний представлена на рисунке 2.18. Объектами исследований являлись плоские образцы размерами 35x10x5 мм с полированной поверхностью ($R_a = 0,32$ мкм) (рисунок 2.19). В качестве индентора использовали диск из закаленной стали 45 (50 HRC) радиусом $R = 50$ мм и толщиной $b = 8$ мм. Оценку износостойкости материалов проводили в условиях как сухого трения скольжения, так и при непрерывной подаче в зону трения минерального масла марки М8В. Скорость вращения диска составляла 300 об/мин, нагрузка на пару трения - 500 Н. В процессе испытаний через каждые пять минут фиксировали размер лунки изнашивания и измеряли коэффициент трения.

Объем изношенного материала V рассчитывали по формуле:

$$V = B \frac{\pi R^2 \arccos(1 - S^2 / 2R^2)}{360} - \frac{1}{2} S \sqrt{R^2 - S^2 / 4}, \quad (2.25)$$

где R – радиус индентора (25 мм);

B – ширина индентора (8 мм);

S – среднее арифметическое результатов измерения длины лунки изнашивания, мм.

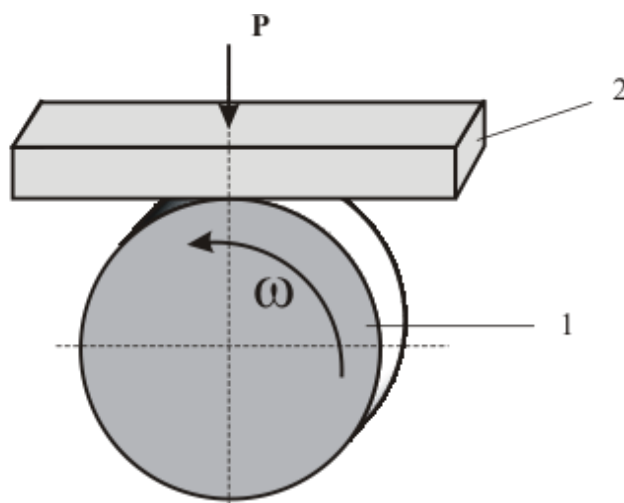


Рисунок 2.18 - Схема проведения испытаний материалов на износостойкость в паре трения «диск - плоскость»

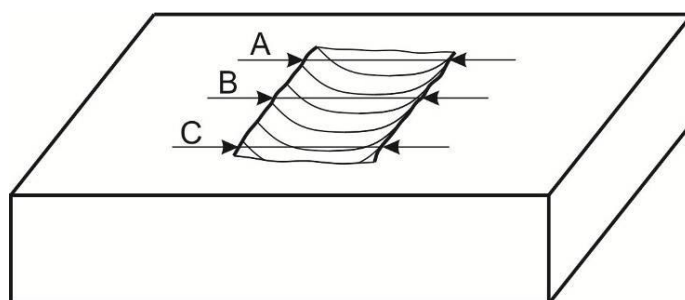


Рисунок 2.19 – Лунка изнашивания и схема ее измерения

По результатам испытаний строили графики зависимости изношенного объема от пути трения для различных сталей и видов термической и термомеханической обработки. Оценку износостойкости каждого материала выполняли на основании результатов исследований серии из трех образцов. На испытанных образцах исследовали топографию поверхностей изнашивания с определением показателей шероховатости в пяти точках. Эффективность анализируемых способов термической обработки оценивали путем сравнения со свойствами стали после закалки и отпуска.

ГЛАВА 3

ОСОБЕННОСТИ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛЯХ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ПО СХЕМЕ СЖАТИЯ

3.1 Стадии усталостного разрушения материалов в условиях ударно-циклического сжатия

Изучение процессов разрушения сталей при ударном циклическом нагружении по схеме сжатия свидетельствует о явных отличиях поведения деформируемых таким образом объектов исследования по сравнению с изгибом или растяжением [47-55, 57, 242-244]. Обычно при усталостном нагружении с постоянной амплитудой растягивающих напряжений разрушение материалов происходит с нарастающей скоростью. Такой характер поведения деформируемых объектов объясняется ростом напряжений в вершине трещины, обусловленным постепенным уменьшением площади их поперечного сечения [28, 56, 245 -254].

При многократном динамическом воздействии сжимающей нагрузки процесс разрушения материала происходит иначе. Условно он может быть разделен на четыре стадии (рисунок 3.1). На начальной стадии нагружения в окрестности концентратора или дефекта (как правило, поверхностного) происходит пластическая деформация материала, сопровождающаяся накоплением в нем усталостных повреждений и последующим зарождением трещины.

Для второй стадии характерно распространение образовавшейся трещины с высокой скоростью в поле напряжений, созданном поверхностным концентратором напряжений (рисунок 3.1, область II). На третьей стадии процессы пластической деформации локализованы в окрестности вершины развивающейся трещины. Трещина замедляет свое движение и распространяется со стабильной низкой скоростью, не зависящей существенно от ее длины и от

площади оставшегося поперечного сечения образца (рисунок 3.1, область III). Четвертая стадия соответствует долому образца. На этом стадии возможен рост скорости разрушения, обусловленный снижением жесткости деформируемого объекта и появлением в нем значительных изгибающих напряжений (рисунок 3.1, область IV).

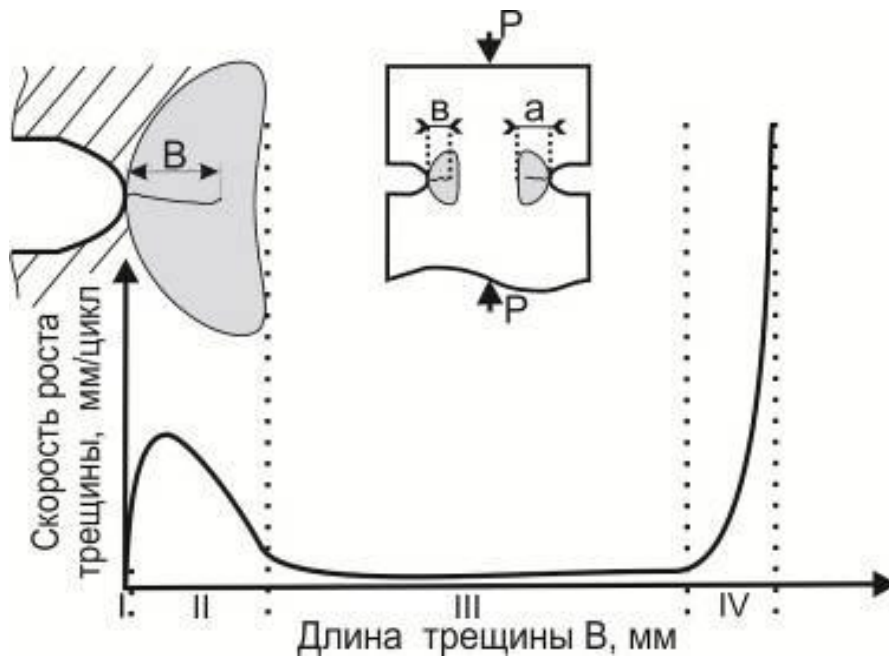


Рисунок 3.1 – Процесс распространения усталостных трещин при динамическом нагружении образца по схеме сжатия. a – локальное поле напряжений, созданное поверхностным концентратором, v – длина усталостной трещины

3.1.1 Стадия зарождения усталостных трещин

Процесс зарождения усталостных трещин сопровождается формированием в окрестности надрезов зон упругопластической деформации материала. При многократном динамическом сжатии, как и в других случаях усталостного нагружения, можно выделить три характерные зоны возникновения усталостных трещин: на полосах скольжения, на структурных границах раздела – на границах зерен, а также на границах раздела фаз и включений [56, 246, 247].

Зарождение трещин в зонах концентрации полос скольжения дислокаций является одним из наиболее универсальных механизмов, типичных для

пластичных материалов. При его реализации на полированных поверхностях стальных образцов, находящихся в разупрочненном состоянии, можно зафиксировать полосы локализованной пластической деформации, ориентированные под углом 45 градусов к направлению действия сжимающей силы (рисунки 3.2, 3.3).

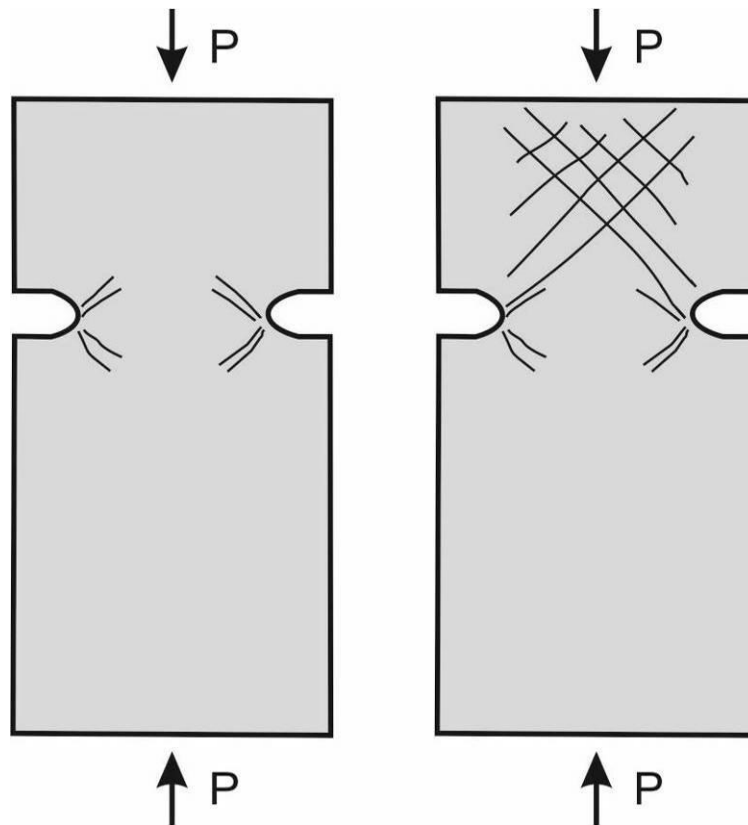


Рисунок 3.2 – Схема формирования полос локализованной пластической деформации на поверхности динамически деформируемых образцов

Формирование рельефа обусловлено развивающимися при сжатии процессами экструзии материала в направлении свободной поверхности и течением материала в противоположном направлении на этапе разгрузки (рисунок 3.4, II). Под действием сил упругости, возникших при сжатии объекта, берега надреза на этапе разгрузки раздвигаются, что обеспечивает появление растягивающих напряжений в объеме материала, пластически деформированного на этапе сжатия (рисунок 3.4, III).

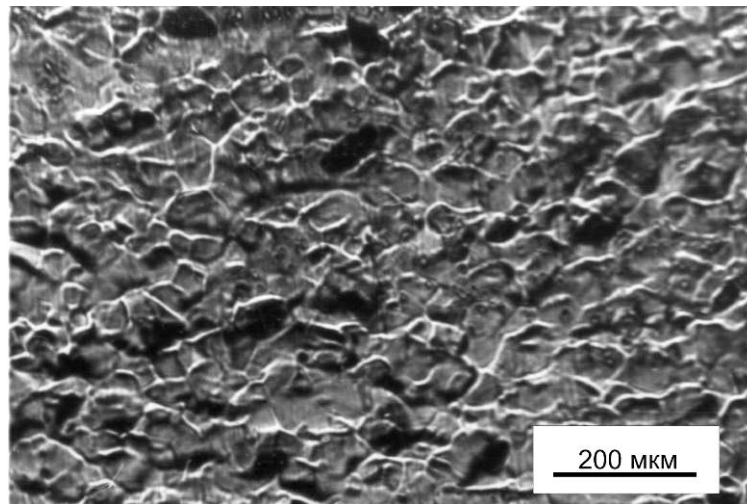


Рисунок 3.3 – Рельеф на поверхности образца из технического железа, формирующийся в окрестности надреза

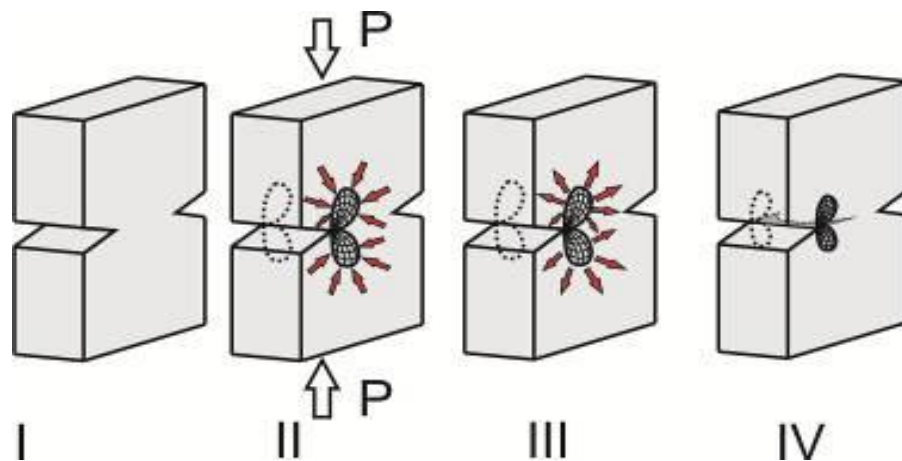


Рисунок 3.4 – Схема зарождения усталостных трещин вблизи поверхностных концентраторов в условиях многократного динамического сжатия.

I – исходное состояние; II – формирование зоны пластической деформации у надреза под действием сжимающей нагрузки; III – формирование зоны остаточных растягивающих напряжений при разгрузке образца; IV – накопление повреждений и рост трещины под действием остаточных растягивающих напряжений в вершине трещины.

На последующих циклах нагружения имеет место накопление дефектов структурного состояния в локализованной у концентратора области, приводящее в итоге к зарождению усталостных микротрещин (рисунок 3.4, IV). В отличие от усталостного разрушения под действием растягивающей или изгибающей силы

(рисунок 3.5) процессы зарождения и продвижения трещины при нагружении объектов по схеме сжатия развиваются не на стадии приложения внешней нагрузки, а на этапе их разгрузки.

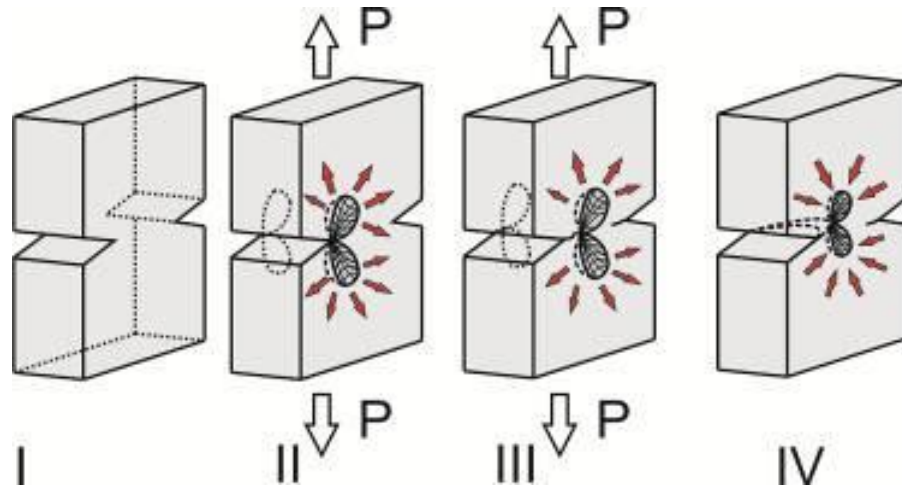


Рисунок 3.5 – Схема зарождения усталостных трещин у поверхностных концентраторов при циклическом растяжении. I – исходное состояние; II – формирование зоны пластической деформации у надреза под действием растягивающей нагрузки; III – накопление повреждений и рост трещины в цикле растяжения; IV – формирование зоны остаточных сжимающих напряжений в вершине трещины при разгрузке

Существенное различие механизмов и значений степени деформации материала при нагружении образцов по схемам сжатия и изгиба может быть проиллюстрировано методом световой микроскопии с использованием эффекта дифференциально-интерференционного контраста. Ширина зоны пластической деформации в окрестности трещин на образцах, испытанных по схеме сжатия, примерно в четыре раза меньше, чем при испытаниях по схеме изгиба. Такое поведение материалов характерно для различных марок сталей и режимов их термической обработки. На рисунке 3.6 в качестве примера приведен снимок поверхности образца, закаленной и отпущенной при 400 °С стали У8 (52 HRC) после испытания на изгиб. При испытаниях в этих условиях ширина зоны пластической деформации вблизи распространяющейся трещины достигает ~

250...300 мкм, в то время как при нагружении сжатием она не превышает 50 мкм (рисунок 3.7). Аналогичная картина наблюдается и для пластичных материалов – высокоуглеродистой стали У8 в отожженном состоянии и стали Гадфильда 110Г13Л после закалки.

В условиях циклического сжатия зарождение трещин в пластичных материалах происходит, вероятно, по сдвиговому механизму, о чем свидетельствует преимущественная ориентация микротрещин в направлении максимальных касательных напряжений (рисунок 3.8) [28, 56, 185].

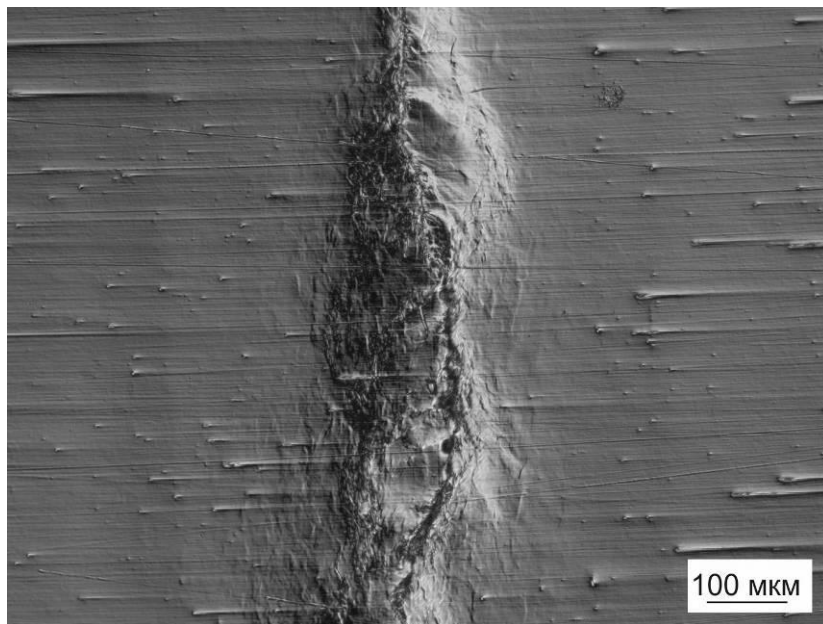


Рисунок 3.6 – Зона пластической деформации в окрестности усталостной трещины, растущей при испытании на изгиб. Сталь У8, 52 HRC

В высокопрочной закаленной стали со структурой отпущенного мартенсита или троостита зародившиеся микротрещины ориентированы перпендикулярно направлению сжимающей нагрузки и находятся в плоскости действия максимальных сжимающих напряжений. В этом случае зарождение трещин происходит, вероятно, по механизму нормального отрыва на благоприятно ориентированных структурных границах раздела (на границах двойников или выделений карбидной фазы). Зарождение трещин возможно также на внутренних дефектах, в том числе вблизи неметаллических включений. Подростшие трещины,

ставшие со временем магистральными дефектами, практически всегда ориентированы перпендикулярно направлению действия внешней сжимающей силы вне зависимости от структурного состояния стали.

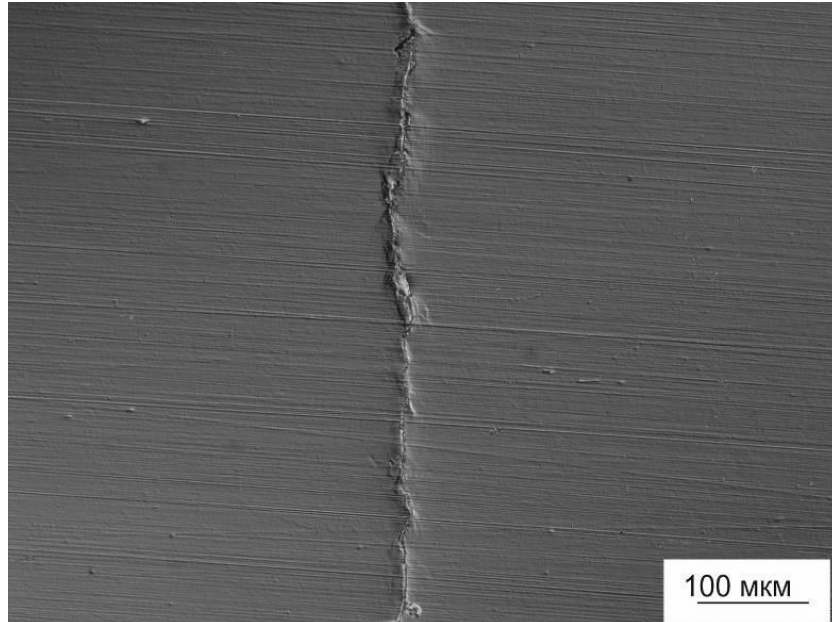


Рисунок 3.7 – Зона пластической деформации в окрестности трещины при проведении ударно-усталостных испытаний по схеме сжатия. Сталь У8, 52 HRC

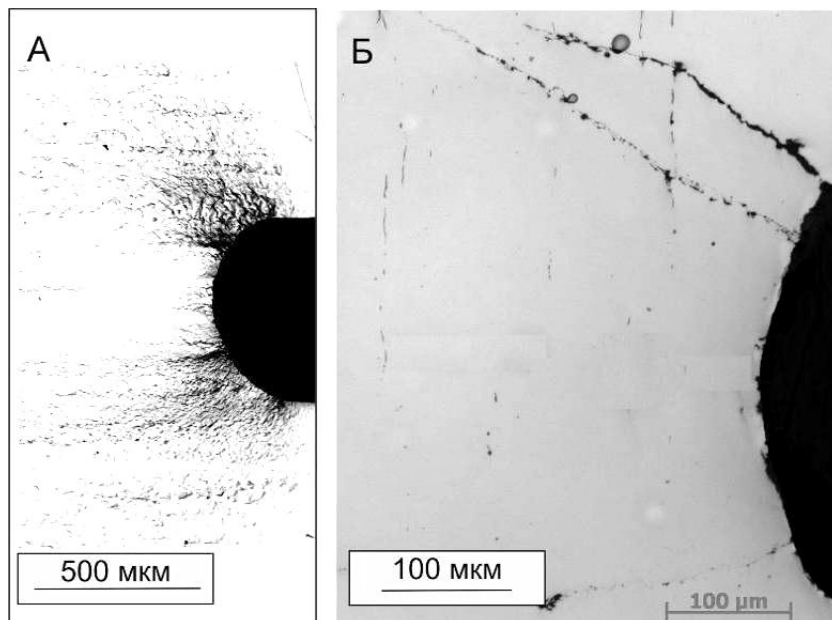


Рисунок 3.8 – Внешний вид области пластической деформации (А) и трещин в окрестности инициирующего надреза (Б) в стали 40Х после закалки и отпуска при 600 °С

3.1.2 Стадия быстрого роста усталостных трещин

Зарождение трещин является важным этапом усталостного разрушения материалов. Однако анализ поведения объектов, подвергнутых ударно-усталостному нагружению, позволяет сделать вывод о том, что ресурс работы материалов определяется не стадией зарождения трещин, а продолжительностью этапа их роста (рисунок 3.9).

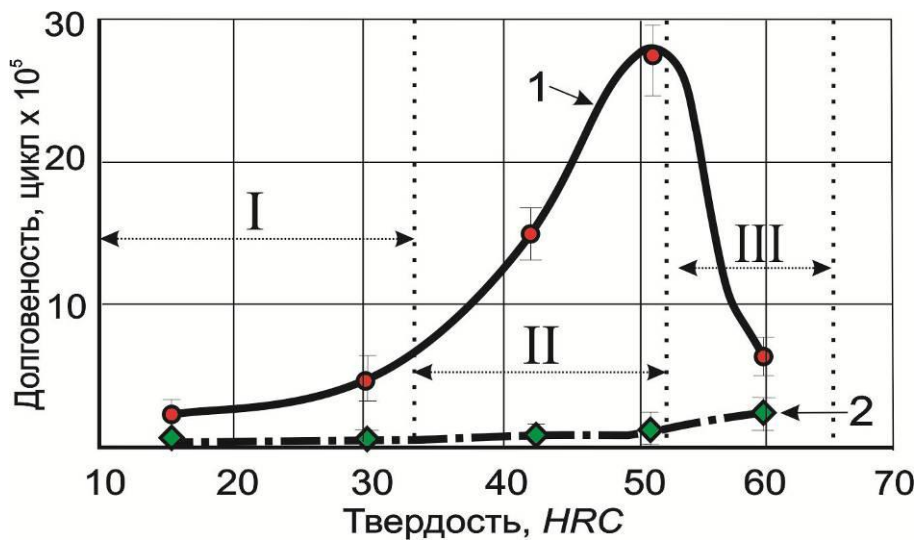


Рисунок 3.9 – Зависимость усталостной долговечности стали У8 от ее твердости.

1 – количество циклов нагружения до полного разрушения образца, 2 – продолжительность стадии зарождения усталостных трещин

Особенностью разрушения сталей при проведении испытаний по схеме циклического сжатия является высокая скорость роста микротрещин в окрестности надреза на начальном этапе разрушения, последующее их торможение при удалении от концентратора напряжений и дальнейшее распространение с низкой скоростью, практически не зависящей от текущей площади поперечного сечения образца (рисунок 3.1, область II). Размер зоны, в которой наблюдается ускоренный рост трещины, составляет 0,6 – 1,0 мм (рисунок 3.10). В технической литературе для определения такого рода трещин, длина которых не превышает максимальный размер зон пластической деформации,

формируемых в окрестности механических надрезов, часто используют термин «короткие трещины» (*short crack*) [47-52].

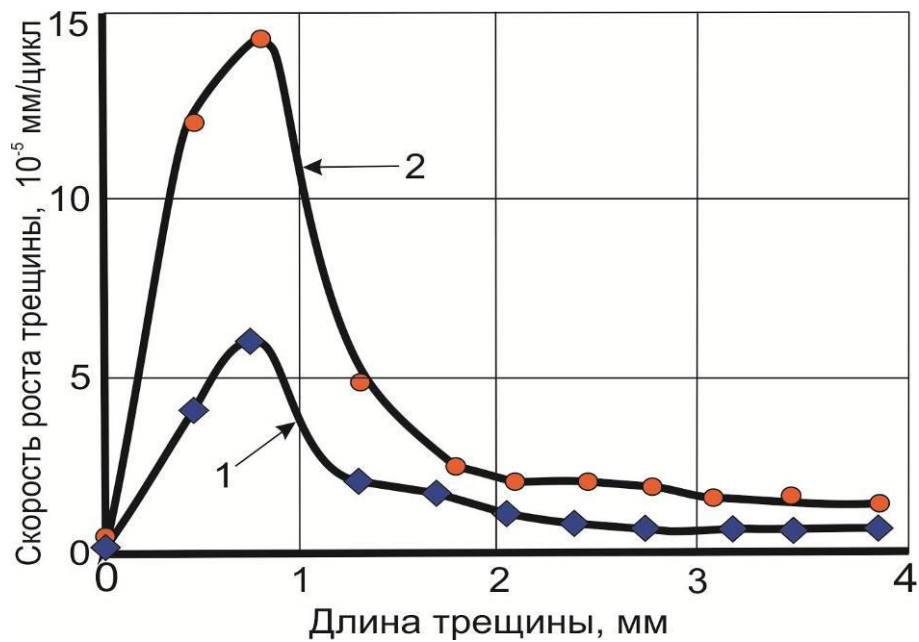


Рисунок 3.10 – Скорость роста усталостных трещин в образцах из стали У8 после закалки с последующим отпуском при 300 °С (кривая 1) и 600 °С (кривая 2)

В диссертационной работе расчет величины напряжений, возникающих в вершине надреза при циклическом воздействии внешней сжимающей силы, был выполнен с использованием программного пакета *ANSYS Workbench*. Задача решалась методом конечных элементов. Установлено, что при максимальном значении сжимающей силы размер зоны, соответствующей стадии ускоренного роста трещины, коррелирует с областью, в пределах которой максимальный уровень напряжений превышает предел текучести стали (рисунок 3.11).

3.1.3 Стадии медленного роста трещин и окончательного долома образцов

Во многих научных публикациях, связанных с исследованием процессов разрушения материалов по схеме многократного циклического сжатия, зафиксирован факт остановки «коротких» трещин на границах областей

пластической деформации, возникших у механических надрезов [47-50]. Экспериментальные исследования показали, что при динамическом сжатии стали с высокой энергией импульса усталостные трещины могут продолжать свой рост и за пределами этой области. Объяснение обнаруженного эффекта может быть связано с высокими пиковыми значениями напряжений в сочетании с кратковременностью действия ударного импульса, а также с полной разгрузкой материала после его прохождения.

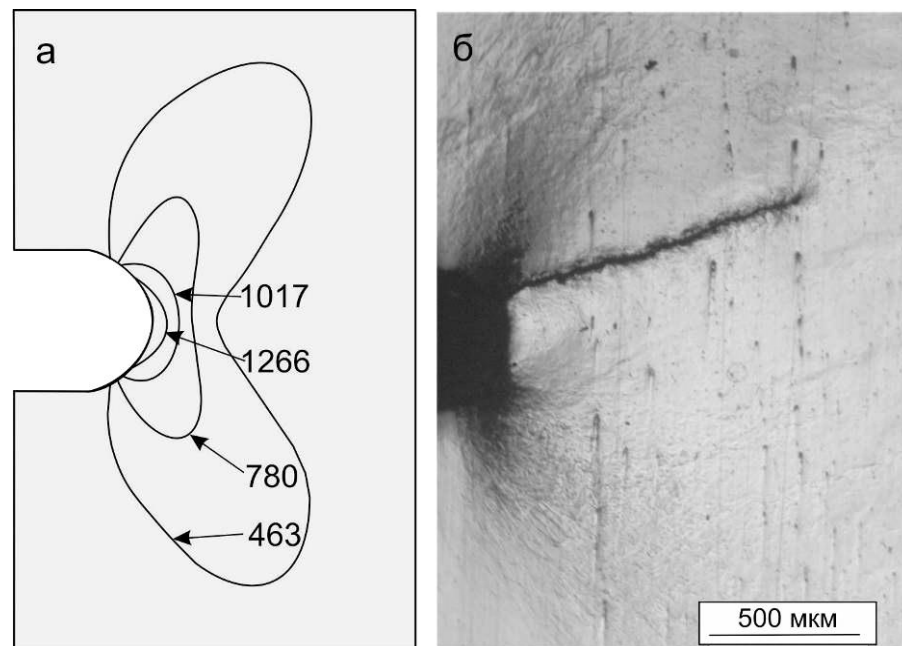


Рисунок 3.11 – Схематическое изображение поля интенсивности напряжений, значения которых отображены в мегапаскалях (а) и деформация поверхностной зоны стального образца вблизи надреза с зародившейся усталостной трещиной (б)

Анализ параметров ударного нагружения показал, что при ударно-усталостных испытаниях ударник воздействует на образец с максимальным сжимающим усилием, равным 14000 Н. Продолжительность ударного импульса составляет 3 микросекунды, при общей длительности цикла нагружения 120 микросекунд. Следует подчеркнуть, что при малой длительности ударного импульса напряжения, возникающие в окрестности вершины трещины, могут многократно превышать предел текучести стали.

По мере продвижения трещины вглубь образца скорость ее роста снижается в 10-20 раз. В закаленной и низкоотпущенной стали ее среднее значение составляет $0,4 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл (рисунок 3.10). При нагружении образцов, подвергнутых закалке в сочетании с отпуском при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, трещины растут в три раза быстрее – со средней скоростью $1,2 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл. Следует отметить, что на этой стадии развития скорость роста трещины практически не зависит от ее длины.

В процессе ударно-усталостного нагружения образцов по схеме сжатия в их различных частях могут проявляться несколько обособленных зон разрушения, что свидетельствует о многоочаговых механизмах зарождения усталостных трещин. Механизмам разрушения такого рода способствуют высокий уровень действующих напряжений, наличие в стали концентраторов механических напряжений и внутренних дефектов. Кроме того, следует отметить специфический механизм нагружения, при реализации которого распространение усталостной трещины не приводит к разгрузке материала вдоль ее берегов.

В цикле сжатия берега усталостной трещины смыкаются и напряжения перераспределяются по всему объему образца (рисунок 3.12). При этом дефектами, находящимися в материале за фронтом усталостной трещины, могут быть инициированы новые усталостные трещины. Результатом одновременного распространения нескольких микротрещин на поверхности разрушения может являться появление ступенек с формированием характерного «храпового» узора (рисунок 3.13).

Проявление многоочагового механизма процесса зарождения усталостных дефектов может привести к тому, что магистральной станет какая-либо из трещин, зародившихся в объеме материала на значительном расстоянии от механического концентратора напряжений (рисунок 3.14). Это явление особенно характерно для материалов, находящихся в высокопрочном состоянии. В условиях многократного динамического сжатия трещины в стали могут расти во встречных направлениях с несовпадением своих плоскостей (рисунок 3.15). Такой

характер разрушения сопровождается переориентацией фронта трещины и увеличением фактической площади поверхности разрушения образца.

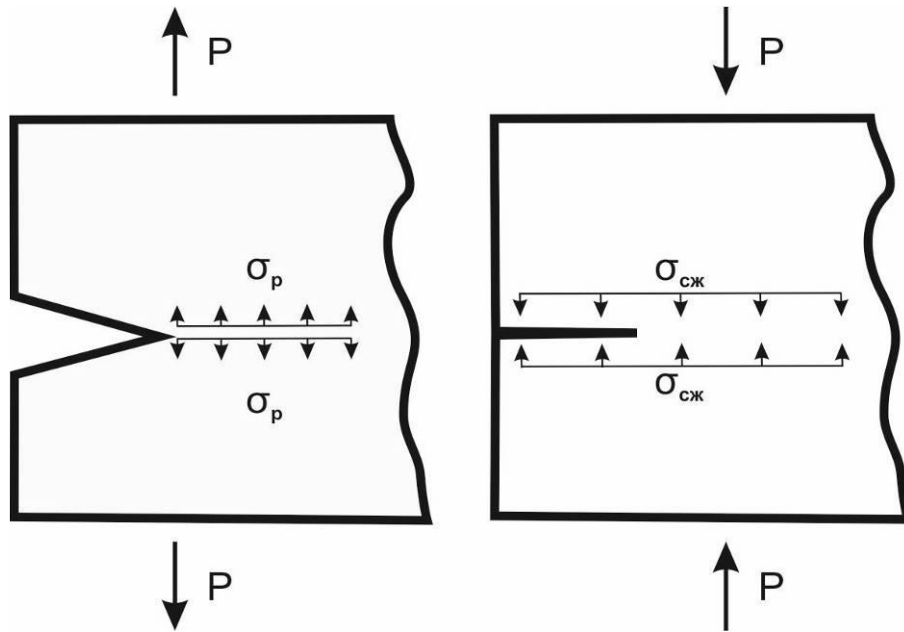


Рисунок 3.12 – Распределение напряжений в образце в циклах растяжения и сжатия

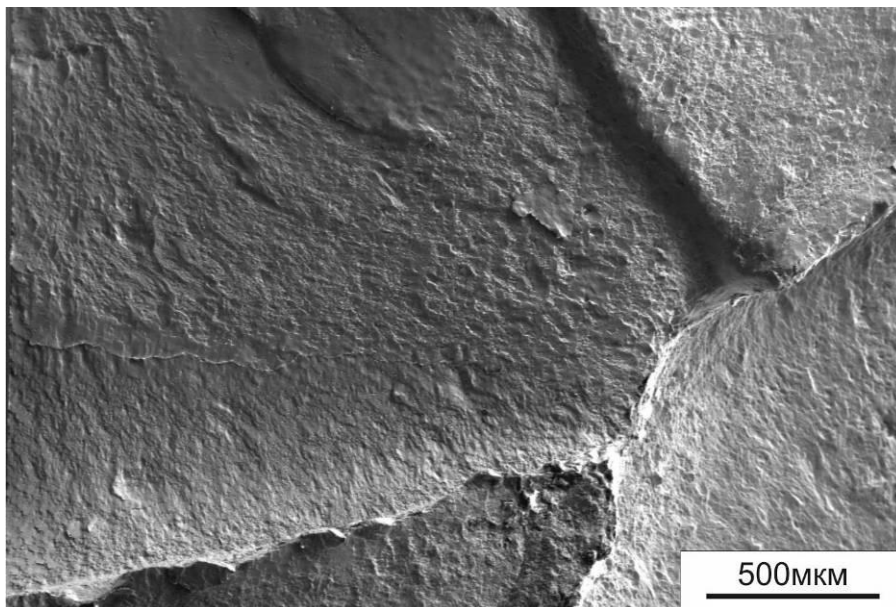


Рисунок 3.13 – Ступеньки на поверхности разрушения образца. Сталь 45, закалка и отпуск при 300 °С

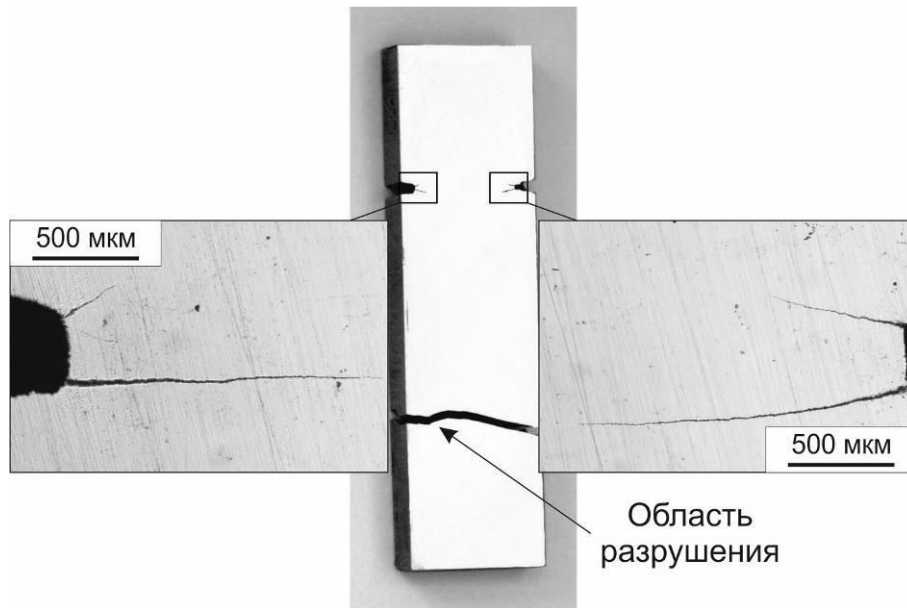


Рисунок 3.14 – Разрушение образца из стали 45 вдали от поверхностных механических концентраторов напряжений и зоны роста «длинных» усталостных трещин

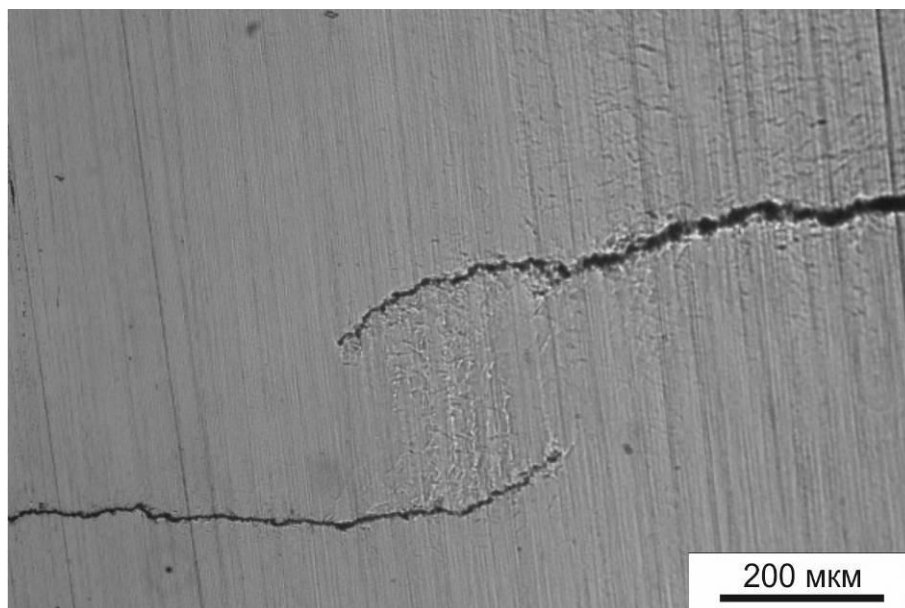


Рисунок 3.15 – Рост усталостных трещин во встречных направлениях. Сталь У8, закалка и отпуск при 400 °С

Важная особенность процесса разрушения, характерная для ударно-усталостного нагружения по схеме сжатия, связана с искривлением фронта распространяющейся трещины. Такое поведение дефекта обусловлено различиями в свойствах приповерхностных и внутренних слоев материала.

Бликие к поверхности слои находятся в плоско-напряженном состоянии, а глубинные – в более жестких условиях, для которых характерна стесненность пластической деформации. По сравнению с образцами, нагруженными по схемам растяжения или трехточечного изгиба, в объектах, испытанных на сжатие, фронт распространения трещин изогнут в противоположную сторону.

Форма усталостных линий, зафиксированных на изломах, как лабораторных образцов, так и реальных деталей горных машин (рисунки 3.16, 3.17), свидетельствует о том, что при многократном динамическом воздействии сжимающей нагрузки процесс усталостного разрушения поверхностных слоев развивается с более высокой скоростью по сравнению с внутренними объемами материала. Анализируемый эффект может быть объяснен тем, что поле остаточных растягивающих напряжений, вызывающее рост трещины в условиях многократного сжатия, в значительной степени зависит от величины пластической деформации, которая максимальна у свободной поверхности. Можно полагать, что именно этот фактор объясняет более высокую скорость роста усталостных трещин вблизи боковых поверхностей и их замедленное распространение в глубине образца, где влияние поверхностных эффектов уменьшается.

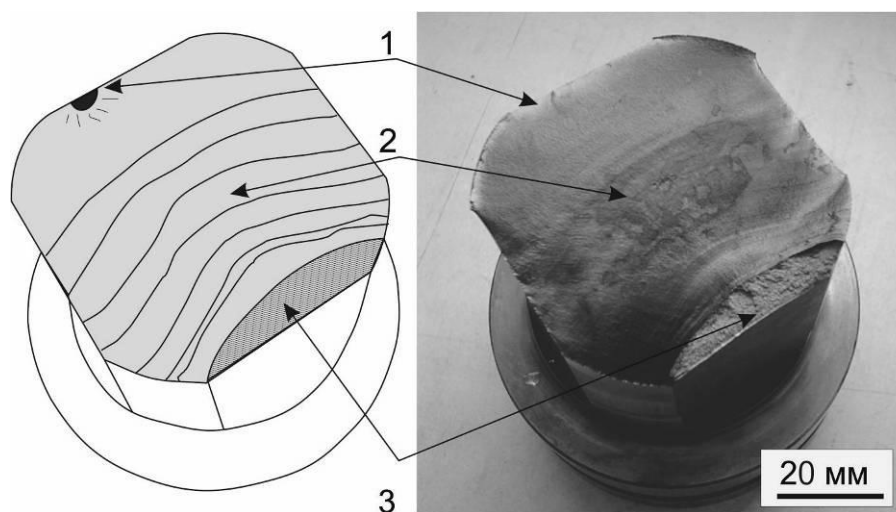


Рисунок 3.16 – Следы продвижения усталостной трещины на изломе бойка пневмоударника. 1 – очаг разрушения, 2 – зона роста усталостной трещины, 3 – зона долома объекта

Форма фронта усталостных трещин в значительной степени определяется механическими свойствами сталей. Чем ниже прочность и выше пластичность материала, тем более искривлен фронт распространяющейся трещины. В сталях, находящихся в высокопрочном состоянии, линия фронта трещины близка к прямой (рисунок 3.18).

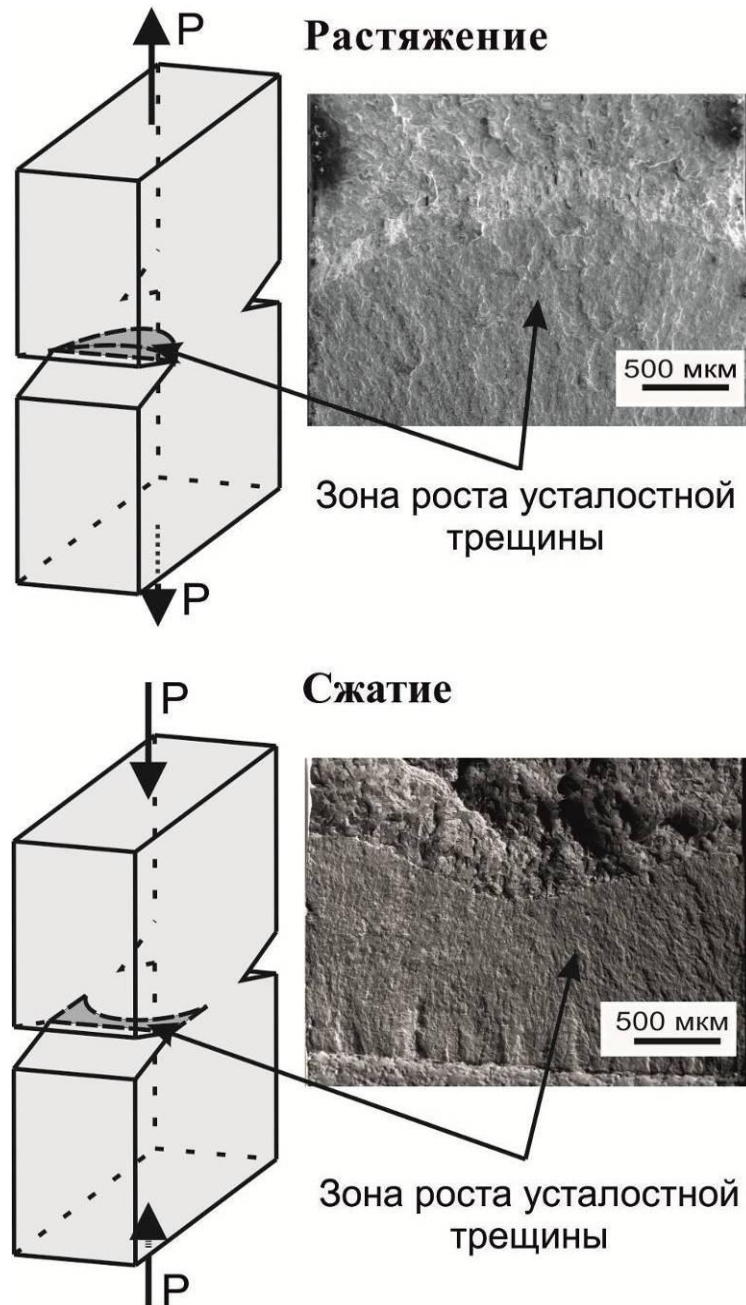


Рисунок 3.17 – Фронт распространения усталостных трещин, выращенных в условиях циклического нагружения по схемам растяжения и сжатия

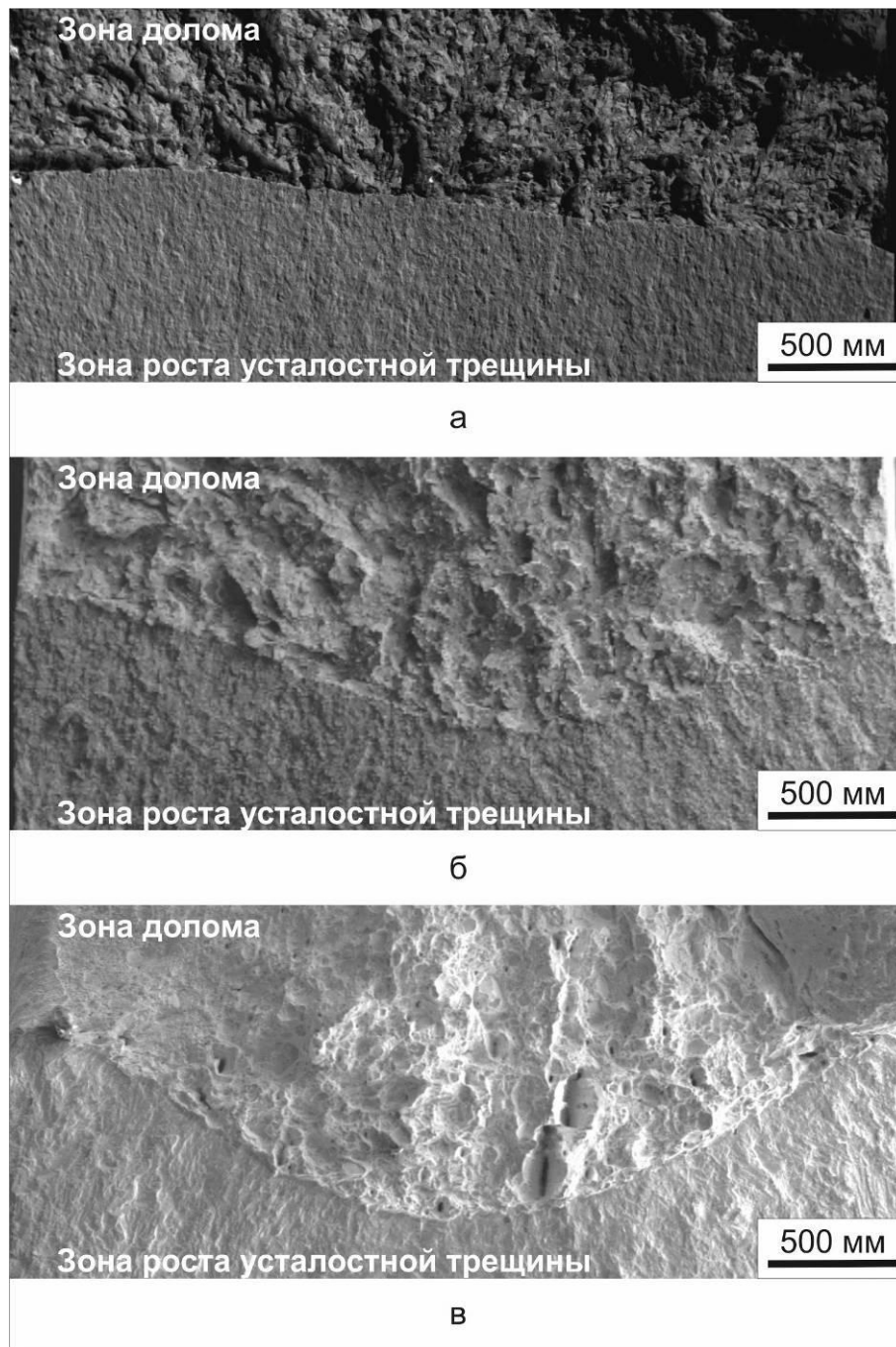


Рисунок 3.18 – Форма фронта распространения трещин в сталях с различной твердостью. а – сталь У8, закалка с отпуском при 200 °С, б – сталь У8, закалка с отпуском при 700 °С, в – сталь 20, закалка с отпуском при 300 °С

Низкая скорость распространения трещин в условиях ударно-усталостного нагружения по схеме сжатия сочетается с такой характерной особенностью разрушения сталей как малая площадь области долома, в большинстве случаев не превышающая 5 % от номинальной площади поперечного сечения деформируемого объекта (рисунок 3.19). Этот факт свидетельствует об

относительно низком и стабильном уровне растягивающих напряжений в окрестности вершины распространяющейся трещины.

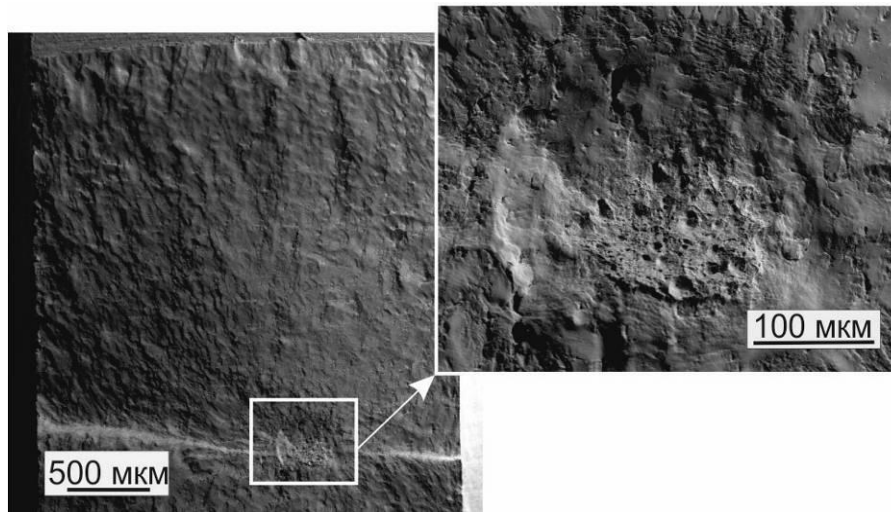


Рисунок 3.19 – Строение зоны долома образца из стали У8 (закалка с отпуском при 500 °С)

Как и в случае нагружения материалов по схеме растяжения или изгиба, при многократном ударном сжатии на изломе можно выделить очаг разрушения, зону стабильного роста усталостной трещины и зону долома [254]. При этом следует подчеркнуть, что фрактографический анализ изломов деталей, разрушенных в условиях сжатия, представляет собой сложную задачу. Проблема обусловлена многократным схлопыванием поверхностей растущей трещины, сопровождающимся интенсивной пластической деформацией материала и постепенным исчезновением тонких деталей строения излома. Однако даже в этом случае фрактографический метод исследования возникших поверхностей позволяет получить важную информацию о процессах зарождения и распространения усталостных трещин и может быть использован для оценки механизмов и кинетики разрушения материалов, сравнительного анализа их трещиностойкости.

Разрушение сталей, находящихся в низкопрочном состоянии, сопровождается формированием излома с явно выраженными усталостными бороздками. На рисунке 3.20 зафиксирован рельеф с расстоянием между

отдельными полосами, составляющим 8-12 мкм (рисунок 3.20). По мере развития процесса усталостного разрушения под воздействием внешней сжимающей нагрузки происходит смыкание берегов растущей трещины. В процессе взаимодействия противоположных поверхностей усталостной трещины и происходящей при этом пластической деформации материала постепенно изменяется рельеф усталостного излома. Таким образом, бороздки усталости на поверхности разрушения можно различать лишь вблизи фронта растущей трещины (рисунок 3.21).

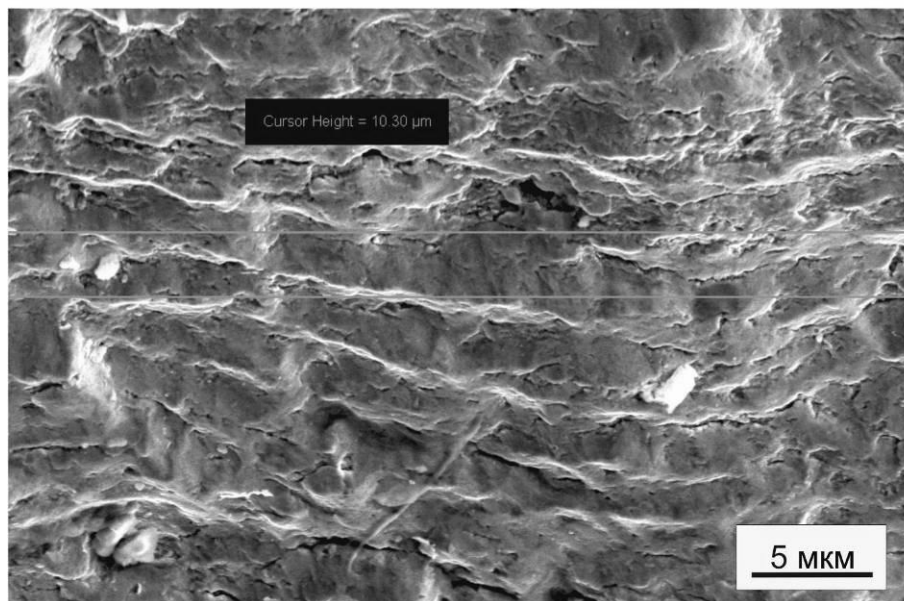
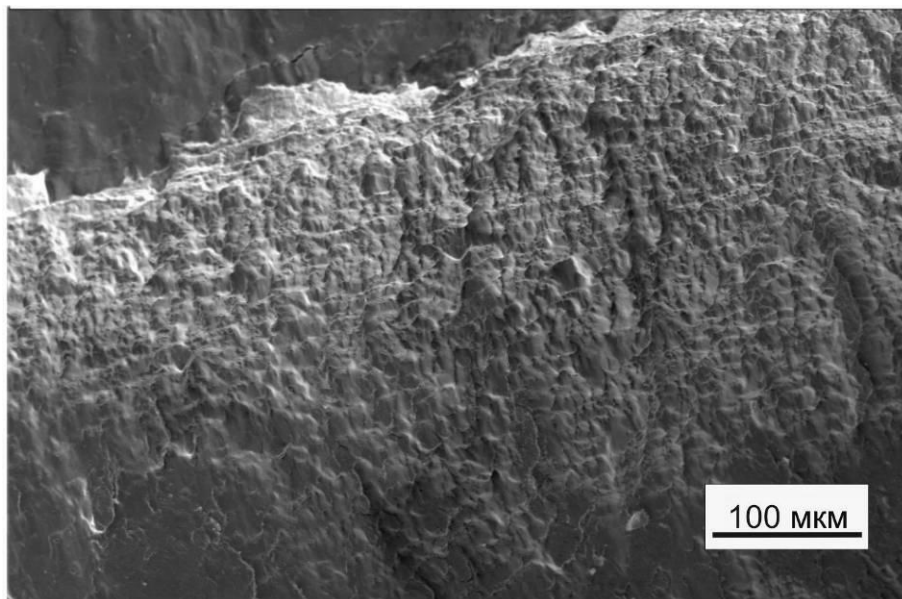


Рисунок 3.20 – Усталостные бороздки на поверхности разрушения вблизи зоны долома образца. Сталь 45, закалка с отпуском при 600 °С

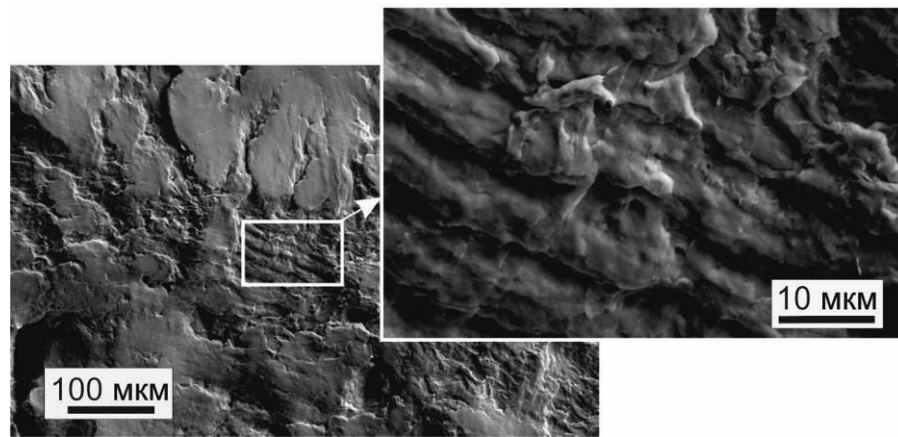


Рисунок 3.21 – Участки с усталостными бороздками и области со следами пластической деформации на поверхности разрушения образца из стали 45 (закалка с отпуском при 600 °С)

Основная часть излома, как правило, представляет собой сглаженную поверхность со следами пластической деформации (рисунки 3.22, 3.23). Чем ниже твердость стали, тем больше площадь участков контакта. На образцах из отожженной, нормализованной или высокоотпущенной стали пластически деформирована почти вся поверхность разрушения (рисунок 3.24).

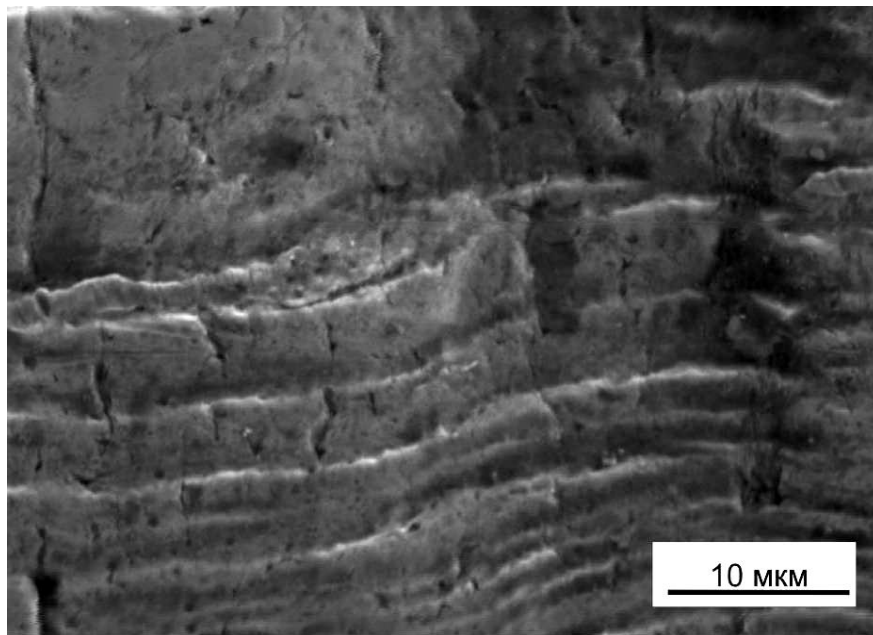


Рисунок 3.22 – Пластически деформированные усталостные бороздки на поверхности разрушения образца. Сталь 45, закалка с отпуском при 600 °С

На поверхности термически обработанных образцов, усталостные бороздки можно зафиксировать в низкопрочных зонах, характеризующихся повышенным уровнем пластичности. Разрушение сталей со структурой пластинчатого перлита, как правило, происходит по границам колоний или межфазным границам раздела с образованием фасеток хрупкого скола. Ударно-усталостные испытания высокопрочных сталей со структурой отпущенного мартенсита, бейнита или троостита свидетельствуют об иницировании механизма квазискола по границам мартенситных кристаллов (рисунки 3.25, 3.26).

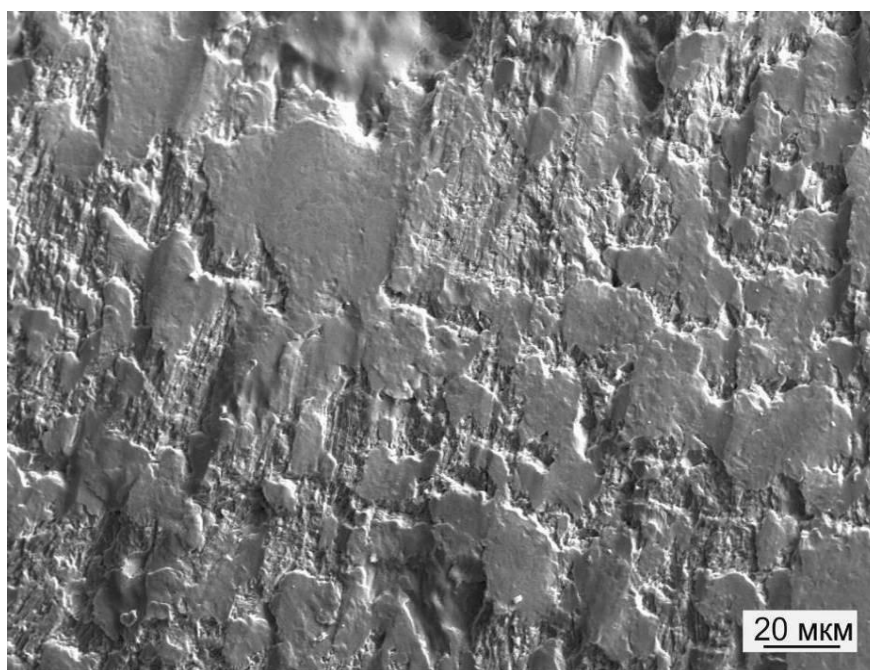


Рисунок 3.23 – Пластическая деформация материала в зоне, отстоящей на расстоянии 500 мкм от области долома образца. Сталь 45, закалка с отпуском при 300 °С

Рост магистральных усталостных трещин может сопровождаться зарождением и развитием сепаратных (вторичных) трещин. Затрачиваемая при этом дополнительная энергия является одним из факторов, способствующих повышению трещиностойкости материала (рисунок 3.27).

По мере развития процесса усталостного разрушения происходит контактное взаимодействие берегов растущей трещины, результатом которого является их интенсивное разрушение, сопровождающееся выкрашиванием

поверхностных слоев материала и заполнением полости трещины оксидами и продуктами фреттинг-коррозии (рисунки 3.28, 3.29).

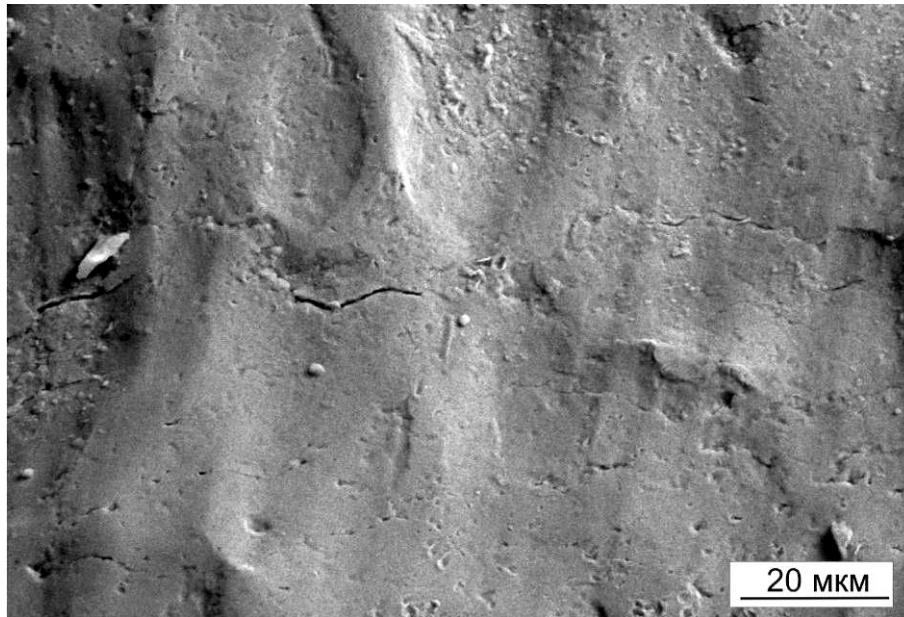


Рисунок 3.24 – Пластическая деформация поверхности разрушения на удалении от зоны долома стального образца

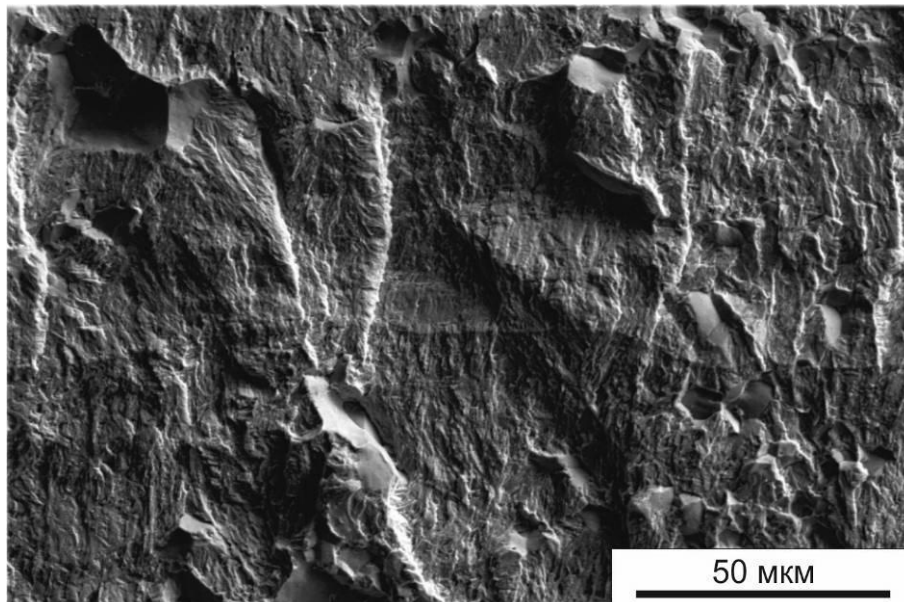


Рисунок 3.25 – Усталостное разрушение стального образца по механизму квазискола по границам мартенситных кристаллов. Сталь 45, закалка с отпуском при 100 °С (участок вблизи зоны искусственного долома)

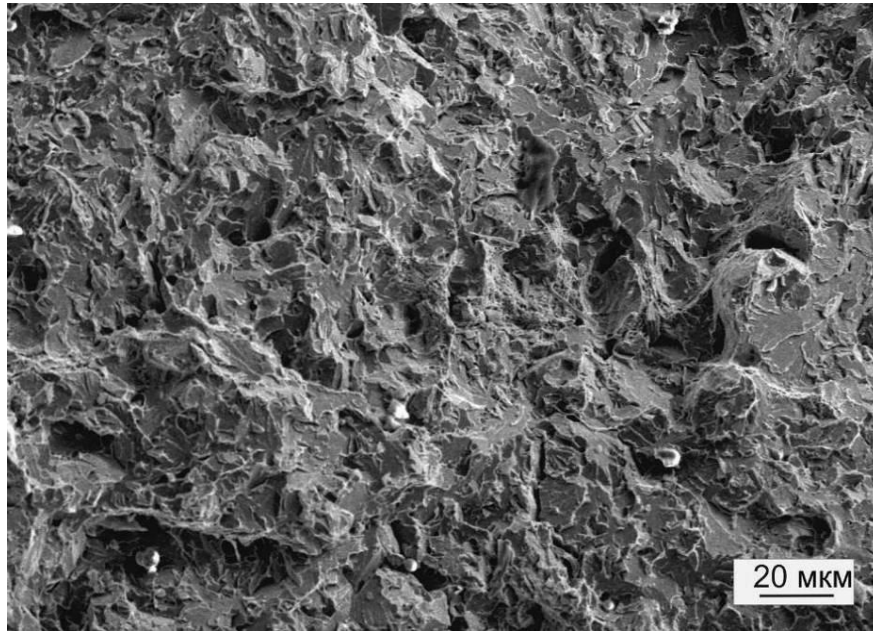


Рисунок 3.26 – Фасетки хрупкого квазискола по границам α -фазы и карбидов. Структура нижнего бейнита, сталь 45, изотермическая закалка при 350 °С (участок вблизи зоны долома)

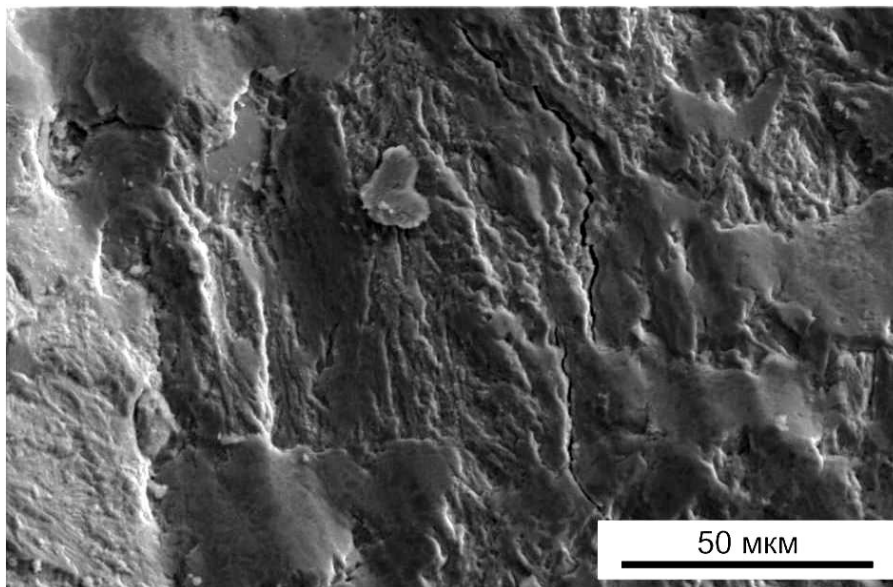


Рисунок 3.27 – Сепаратные (вторичные) трещины в структуре закаленной и отпущенной при 300 °С стали 45



Рисунок 3.28 – Трещина, заполненная продуктами разрушения

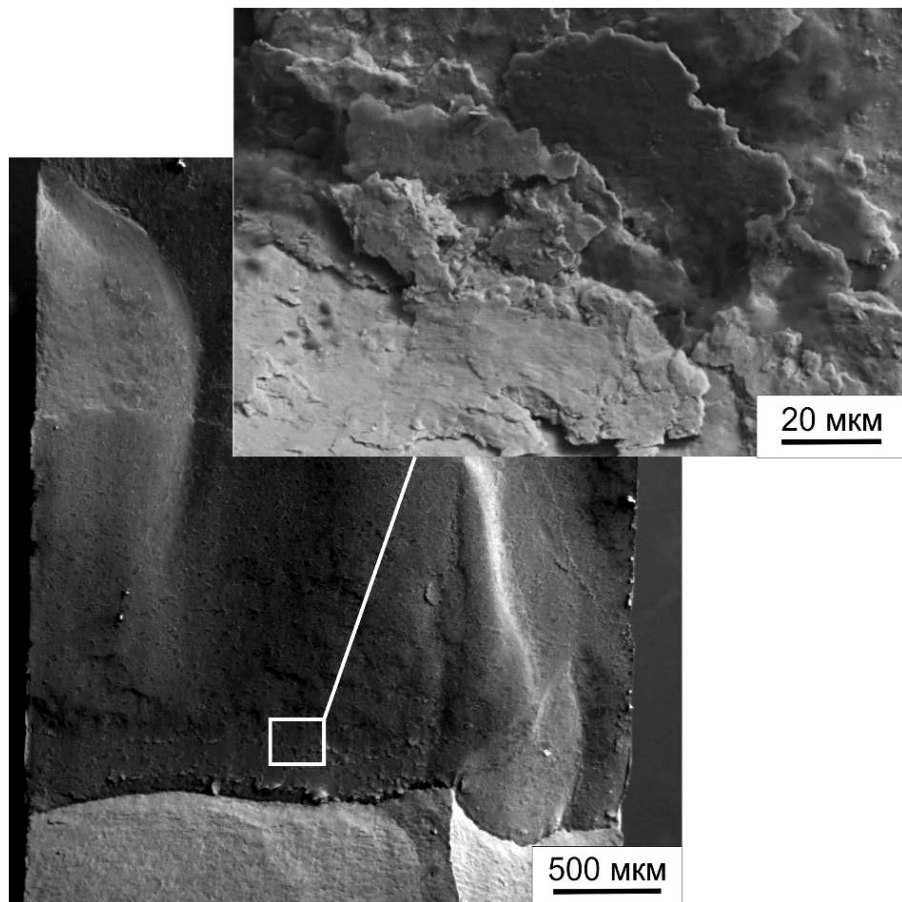


Рисунок 3.29 – Продукты фреттинг-коррозии на поверхности излома стального образца, разрушенного в процессе ударно-усталостного нагружения

На заключительной стадии разрушения скорость роста трещины может снова возрастать (рисунок 3.1, область IV). Объясняется это тем, что из-за уменьшения жесткости образцов в них возникают значительные по величине изгибающие напряжения, приводящие к смене механизма разрушения. Наиболее заметен этот эффект при изучении поведения сталей, находящихся в низкопрочном состоянии (рисунок 3.30).

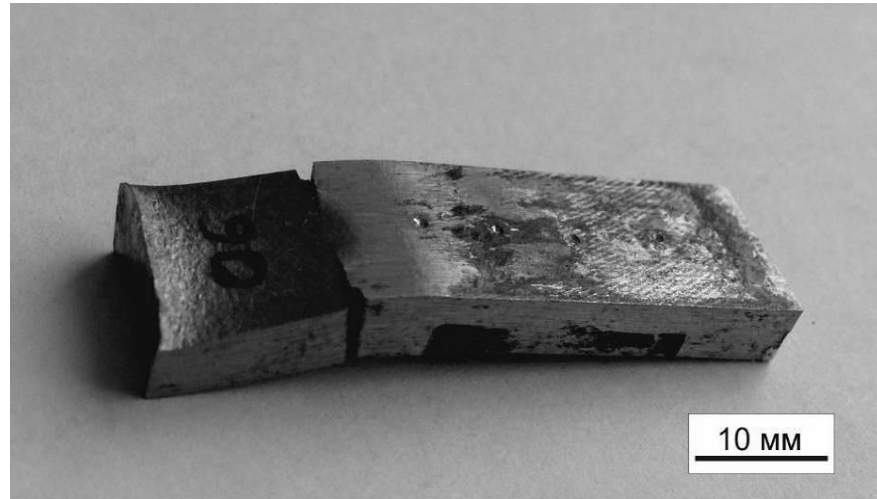


Рисунок 3.30 – Изгиб (потеря устойчивости) образца из отожженной стали У8 на финальной стадии разрушения

3.2 Особенности распространения трещин в сталях, находящихся в различном структурном состоянии

В условиях ударно-усталостного нагружения по схеме сжатия возможно инициирование различных механизмов зарождения и роста усталостных трещин, особенности которых в значительной степени определяются структурным состоянием материалов. Для сталей, находящихся в пластичном состоянии, характерно зарождение трещин в полосах скольжения. Наглядными примерами проявления отмеченного механизма служит усталостное разрушение таких гомогенных, пластичных материалов, как армко-железо и закаленная сталь 110Г13Л [255]. Как уже отмечалось ранее, процесс повреждаемости динамически деформируемых объектов начинается с образования на их поверхности

устойчивых полос локализованного пластического течения. На начальной стадии разрушения полосы ориентированы под углом 45 градусов к направлению сжимающей силы (рисунок 3.2). С развитием пластической деформации в полосах проявляются процессы разворота зерен, результатом которого является формирование на поверхности характерного рельефа (рисунок 3.3).

Возникшие в образце микродефекты первоначально ориентируются в направлении действия максимальных касательных напряжений. С течением времени формирующаяся магистральная трещина переходит в плоскость действия нормальных напряжений. Предпочтительным путем продвижения усталостной трещины в гомогенных материалах являются границы зерен (рисунок 3.31). Локализация пластической деформации в окрестности растущей трещины проявляется в формировании полос скольжения в зернах, наиболее благоприятно ориентированных относительно касательных напряжений (рисунок 3.32) и приводит к появлению в материале вторичных трещин, также распространяющихся по границам зерен (рисунок 3.33).

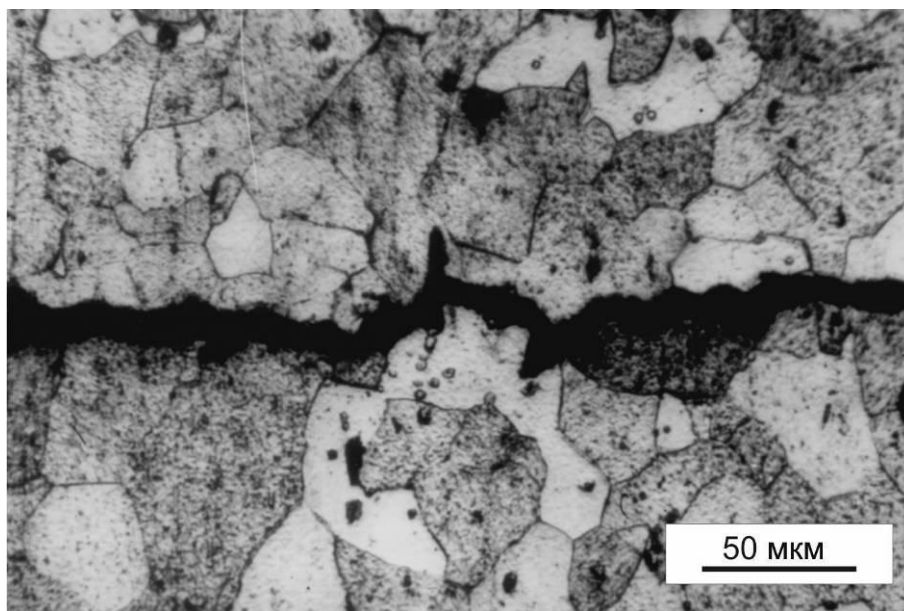


Рисунок 3.31 – Распространение усталостной трещины в образце из технического железа

В сталях с феррито-перлитной структурой усталостные трещины продвигаются преимущественно по границам зерен феррита и перлитных колоний, либо пересекают встречающиеся на их пути колонии феррито-цементитной смеси. Растущие в условиях ударно-усталостного нагружения трещины часто меняют свою траекторию, избегая микрообъемы высокопластичного феррита (рисунок 3.34). В присутствии перлита пластинчатого типа трещины распространяются преимущественно по границам колоний или вдоль межфазных границ. Разрушение ферритных зерен происходит, как правило, в зонах повышенной концентрации дефектов, например, неметаллических включений.

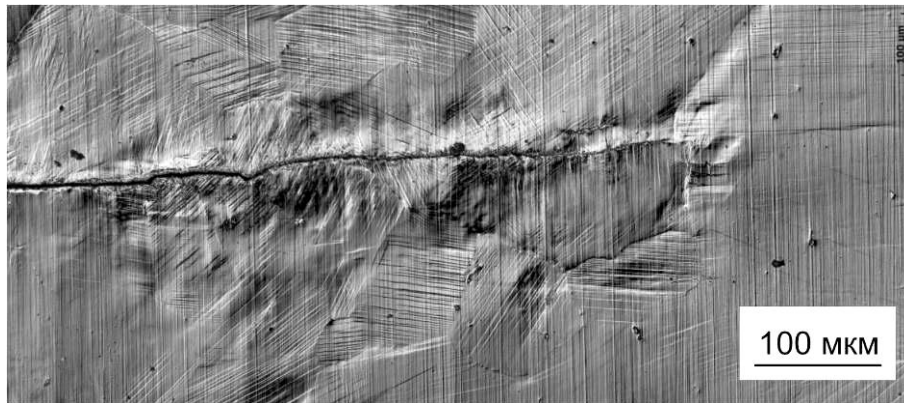


Рисунок 3.32 – Полосы локализованной пластической деформации в окрестности трещины, распространяющейся в образце из стали 110Г13Л

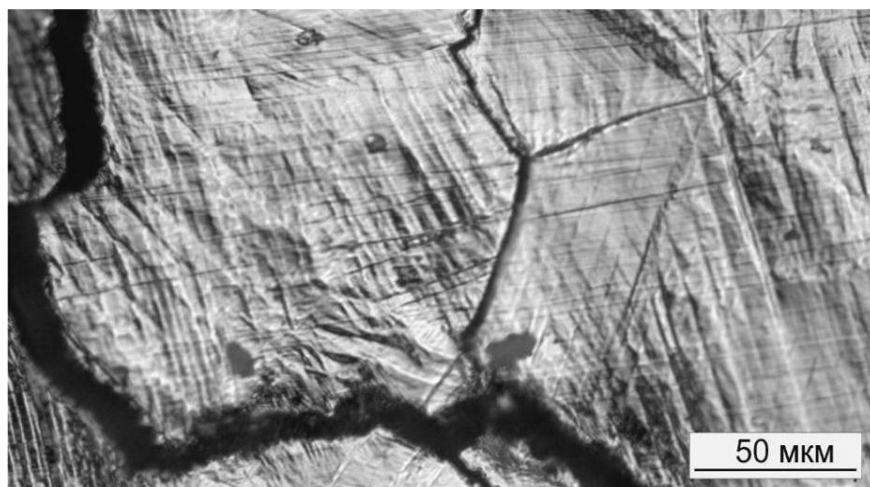
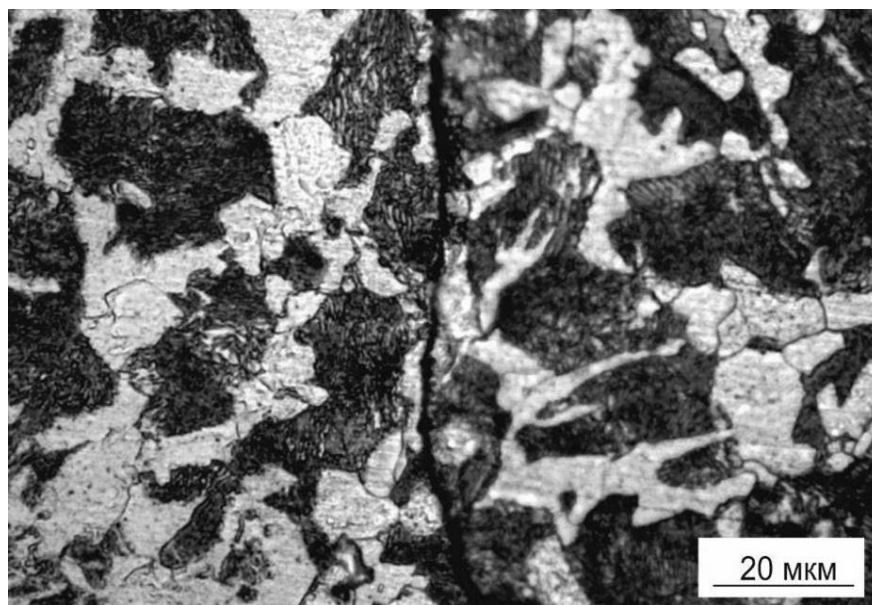
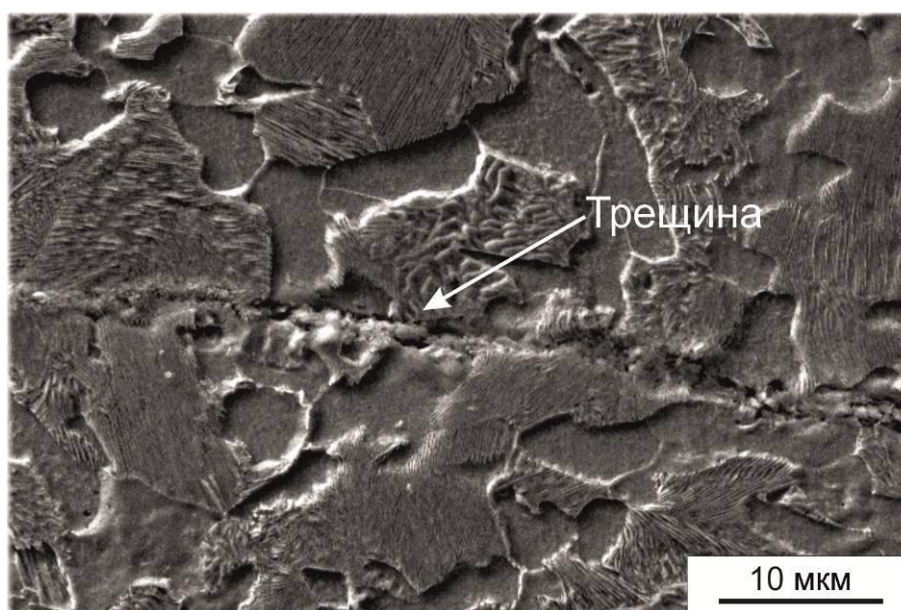


Рисунок 3.33 – Распространение трещин по границам аустенитных зерен в процессе ударно-усталостного нагружения стали 110Г13Л



а

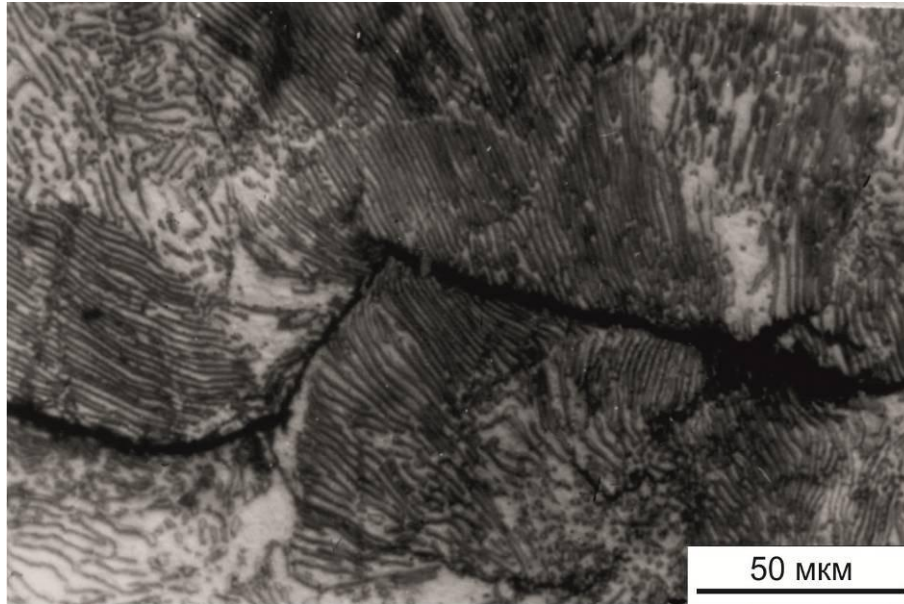


б

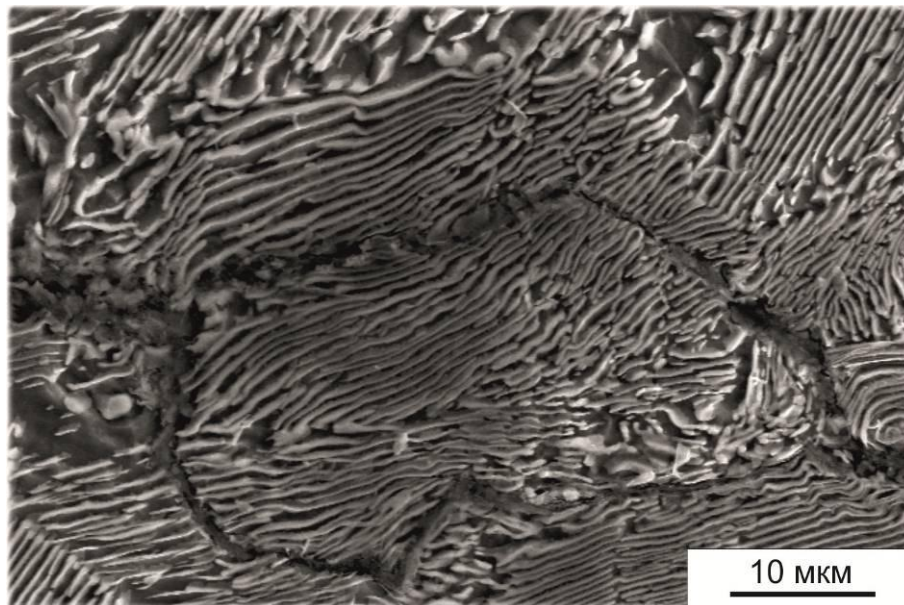
Рисунок 3.34 – Распространение усталостной трещины в стали 45 с феррито-перлитной структурой. а – световая микроскопия, б – растровая электронная микроскопия

Для ударно-усталостного разрушения отожженной стали У8 со структурой грубопластинчатого перлита характерно появление микротрещин достаточно больших размеров. Экспериментально установлено, что их траектория не обязательно ориентирована в направлении действия максимальных

растягивающих напряжений. Зафиксированы случаи продвижения дефектов под углом к цементитным пластинам. В то же время трещины развиваются главным образом по границам колоний перлита и вдоль границ раздела ферритных и цементитных пластин (рисунок 3.35).



а



б

Рисунок 3.35 – Распространение трещины в стали У8 со структурой пластинчатого перлита. а – световая микроскопия, б – растровая электронная микроскопия

Иначе развивается процесс разрушения сплавов, находящихся в высокопрочном состоянии. В сталях со структурой мартенсита доминирует механизм зарождения усталостных микротрещин, обусловленный присутствием неметаллических включений и структурных границ раздела. В условиях ударно-усталостного нагружения инициировать микротрещины в высокопрочной стали способны включения, расположенные на значительном расстоянии от поверхности образца (рисунок 3.36). Траектория роста трещин также связана с расположением неметаллических включений, встречающихся на пути их развития. В зонах между неметаллическими включениями направление движения трещин обычно определяется границами мартенситных кристаллов и зерен остаточного аустенита (рисунок 3.37).

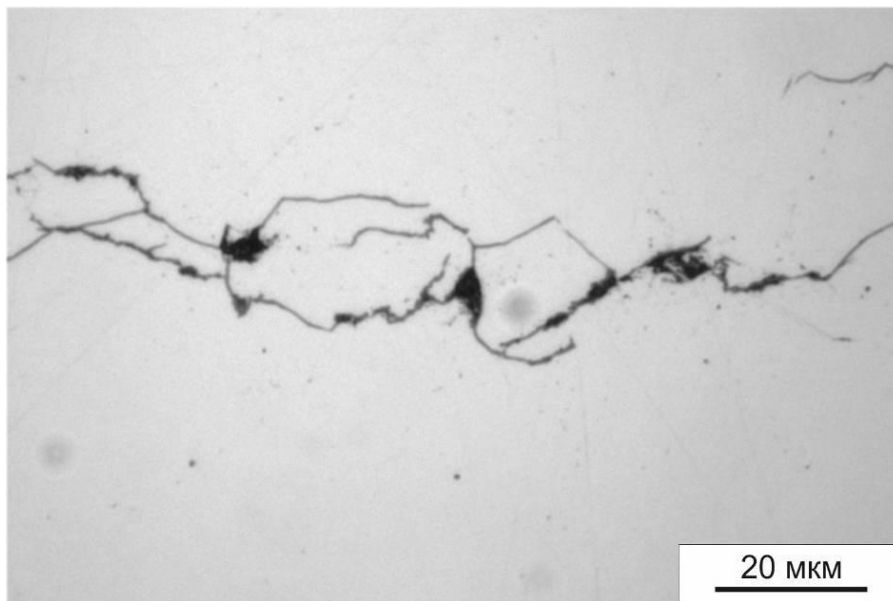
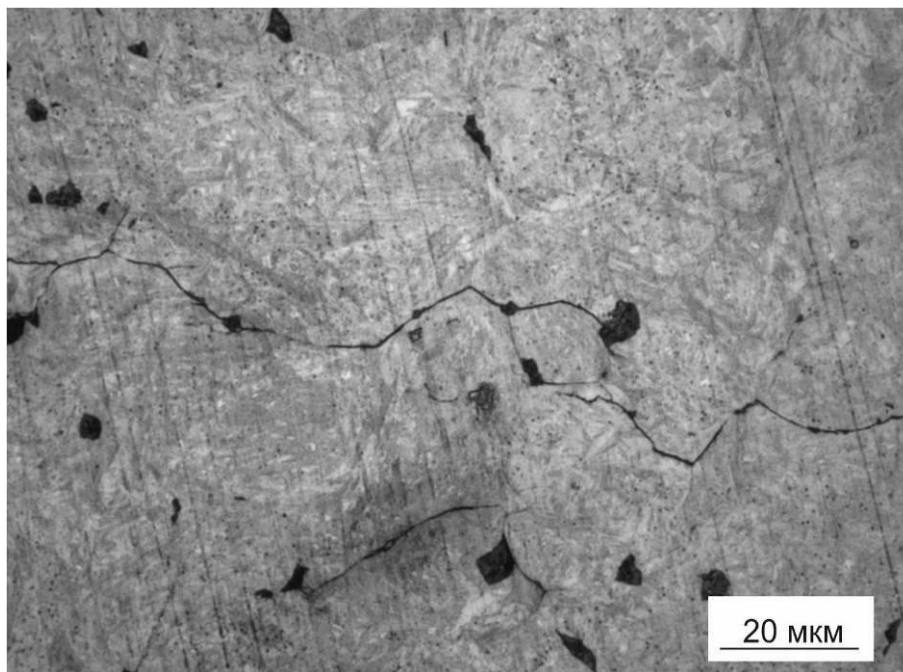


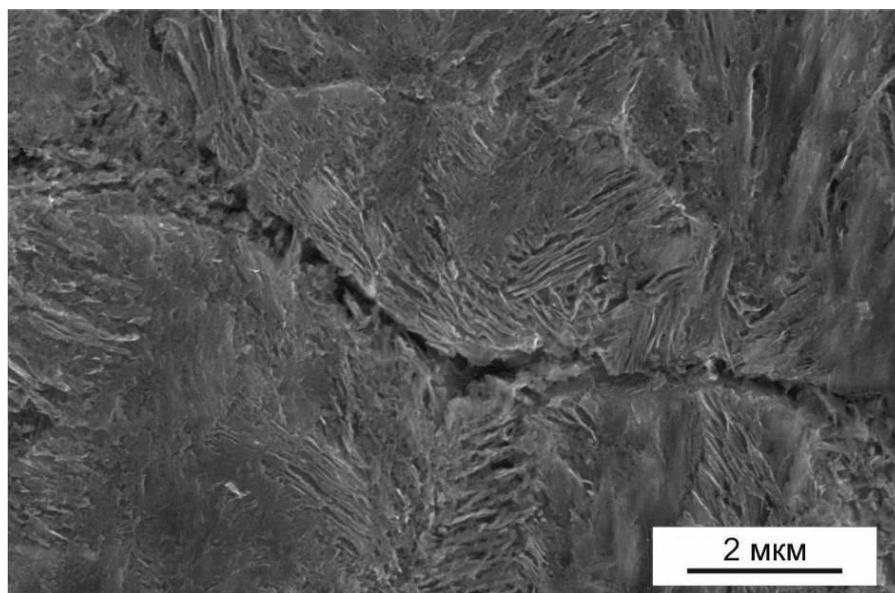
Рисунок 3.36 – Инициирование трещин неметаллическими включениями в стали У8. Закалка и отпуск при 200 °С

Аналогичный характер разрушения наблюдается и в сталях со структурой бейнита. Местами зарождения усталостных трещин в них являются частицы неметаллических включений и структурные границы раздела (границы пакетов α -фазы и цементитных выделений). Продвижение усталостных трещин происходит вдоль границ бейнитных блоков (рисунки 3.38, 3.39). В структуре верхнего

бейнита, состоящего из направленных пакетов α -фазы с крупными выделениями цементита, траектория трещины обычно совпадает с границами раздела пластин цементита и α -фазы.



а



б

Рисунок 3.37 – Распространение трещин в стали У8 со структурой низкоотпущенного мартенсита. а – световая микроскопия, б – растровая электронная микроскопия

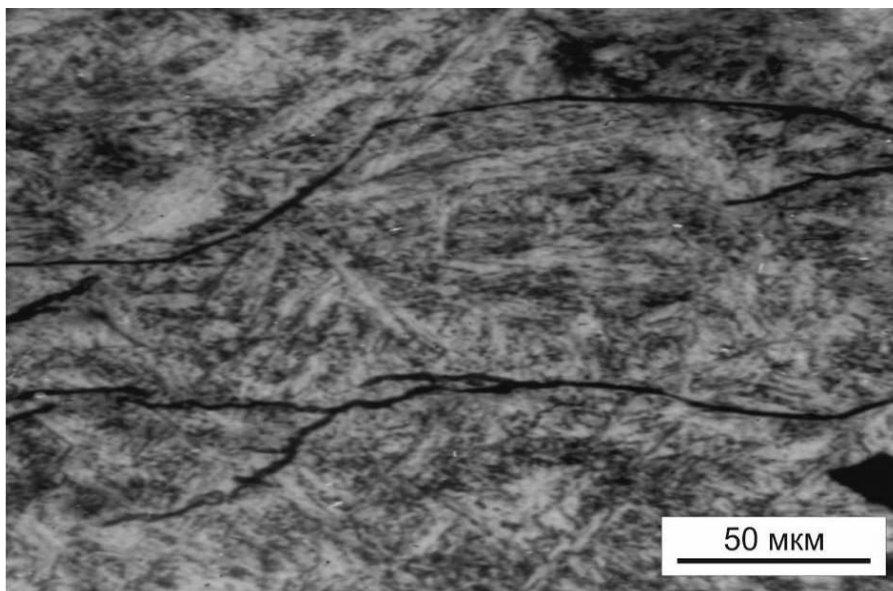


Рисунок 3.38 – Распространение трещины в стали У8 со структурой бейнита

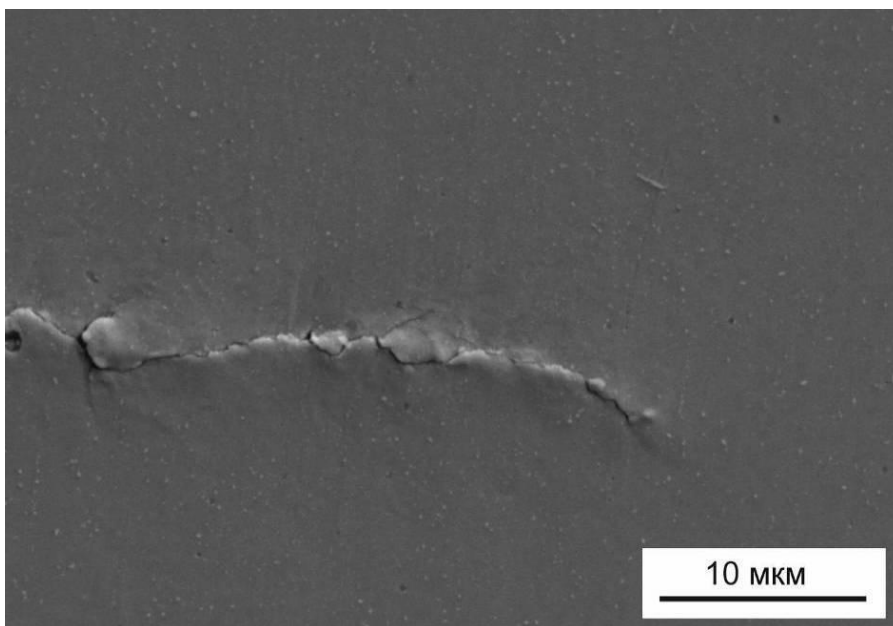


Рисунок 3.39 – Ветвление вершины усталостной трещины в стали 5ХВ2С со структурой нижнего бейнита, сформированного в процессе изотермической закалки при 350 °С

Характер трещин, развивающихся в закаленных и отпущенных сталях в процессе их ударно-циклического нагружения, определяется, прежде всего, температурой отпуска материалов. В образцах со структурой низкоотпущенного мартенсита усталостные трещины распространяются по некоторым

кристаллографически ориентированным границам раздела. С увеличением температуры отпуска, сопровождающегося распадом пересыщенного твердого раствора и формированием мелкодисперсной феррито-цементитной смеси, траектория трещины выравнивается. Как и в случае крупнозернистой феррито-перлитной структуры в высокоотпущенных сталях, проявляется склонность к распространению трещин по межфазным границам (рисунок 3.40), а процесс разрушения становится менее зависимым от наличия неметаллических включений на пути растущей трещины.

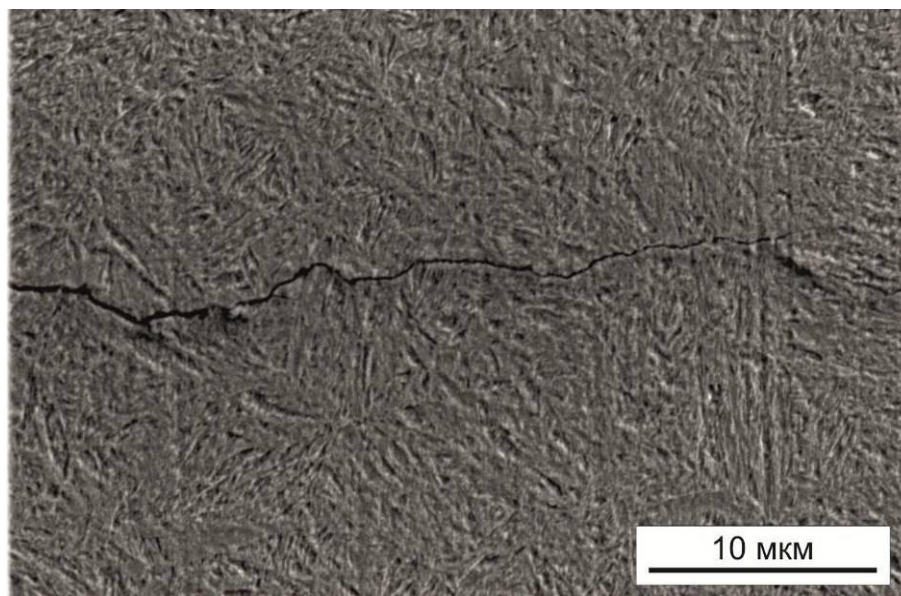


Рисунок 3.40 – Распространение усталостной трещины в закаленной и отпущенной при 400 °С стали У8

Следует отметить, что процесс разрушения сталей при ударно-усталостном нагружении по схеме сжатия сопровождается образованием множества вторичных микродефектов, которые, сливаясь с магистральной трещиной, приводят к выкрашиванию пластически деформируемого материала (рисунок 3.41). Одна из причин возникновения вторичных микротрещин и их интенсивного ветвления обусловлена тем, что в условиях многократного динамического сжатия материал по берегам трещин не разгружается. При смыкании берегов трещины дефект закрывается, при этом напряжения сжатия перераспределяются в объеме

образца. Таким образом, новые усталостные микротрещины могут быть инициированы дефектами, находящимися в материале позади фронта магистральной усталостной трещины. Наиболее заметен этот эффект в структурах высокопрочного типа, в частности в мартенсите и бейните (рисунок 3.42).

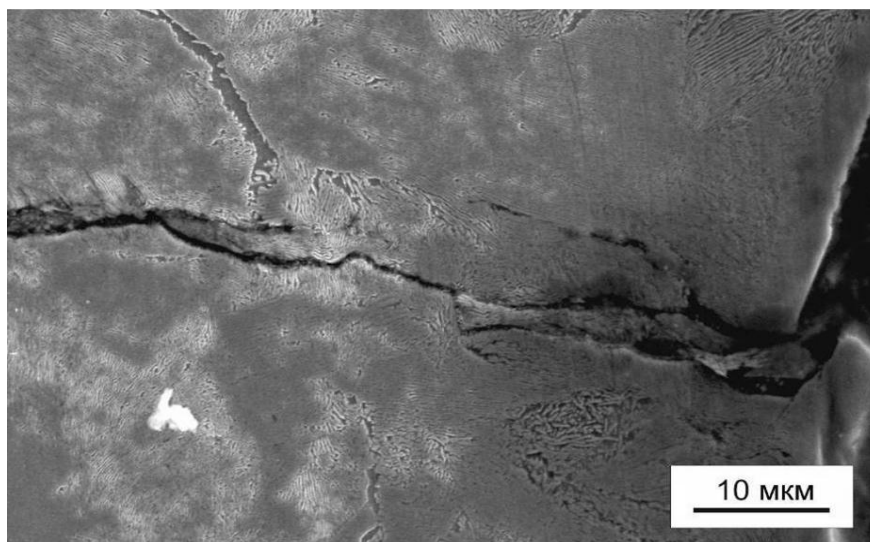


Рисунок 3.41 – Ветвление трещины в нормализованной стали У8

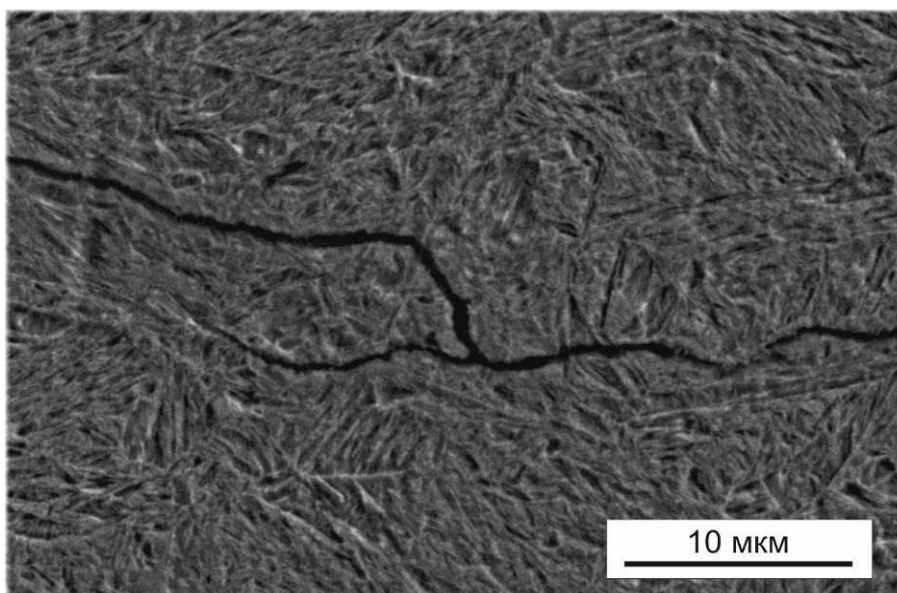


Рисунок 3.42 – Вторичные микротрещины в структуре закаленной и отпущенной при 200 °С стали У8

В то же время образование вторичных дефектов может наблюдаться и в менее прочных материалах. На рисунке 3.43 показаны трещины, ветвящиеся в

закаленной стали 110Г13Л со структурой аустенита, характеризующегося высоким уровнем пластичности. Процессам разрушения предшествует пластическое деформирование материала, проявляющееся в образовании полос скольжения, хорошо заметных на поверхности образца (рисунок 3.43). Окислы и продукты фреттинг-коррозии (рисунки 3.44, 3.45) усиливают расклинивающий эффект и интенсифицирует процессы разрушения сплавов.

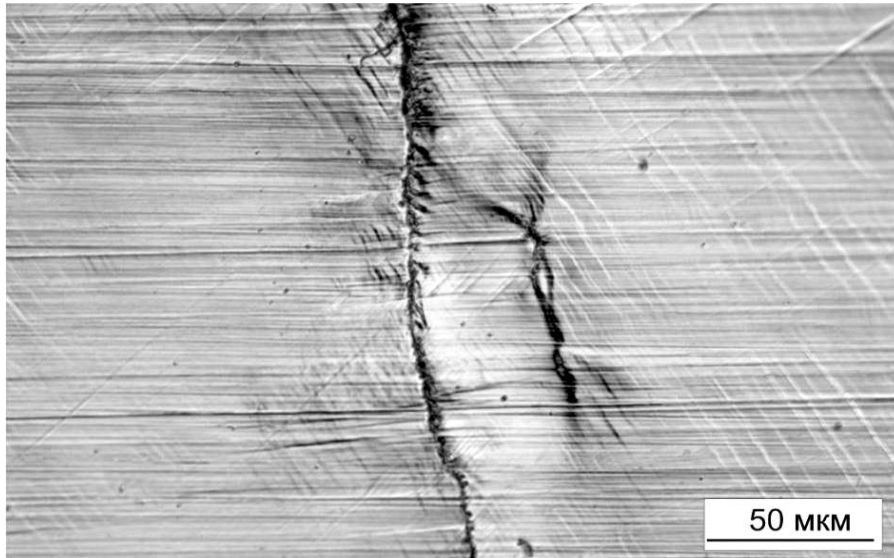


Рисунок 3.43 – Вторичные микротрещины в закаленной стали 110Г13Л

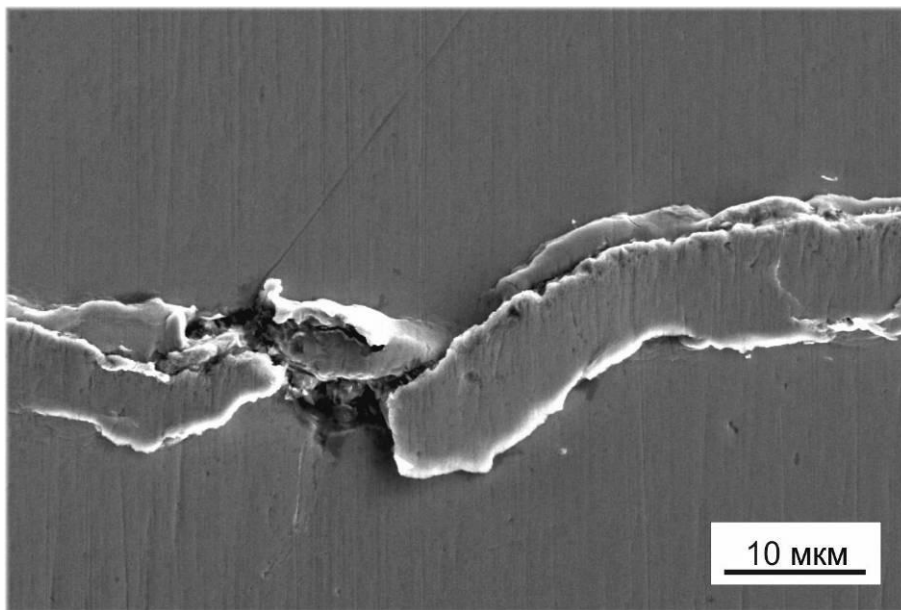


Рисунок 3.44 – Экструдирование микрообъемов материала в направлении свободной поверхности образца. Сталь У8, закалка с отпуском при 400 °С

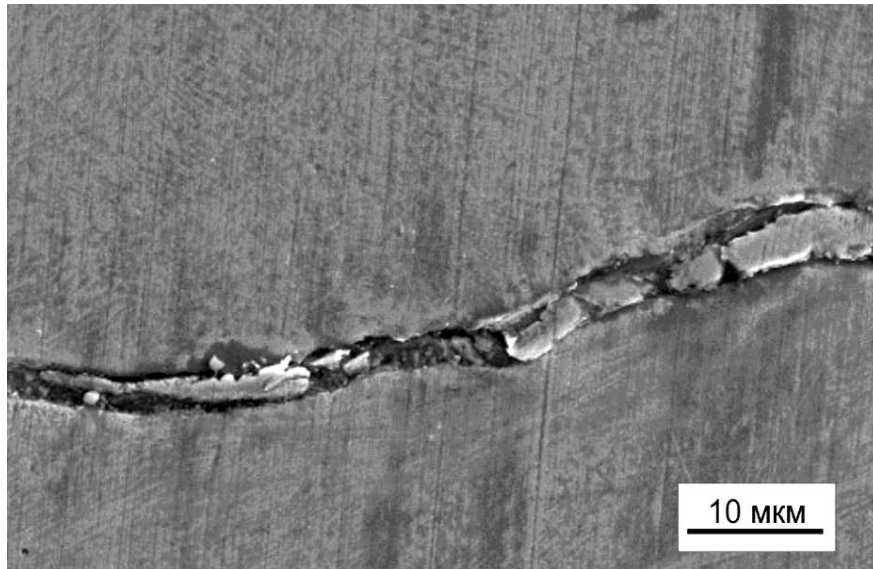


Рисунок 3.45 – Процессы фреттинг-коррозии в полости трещины, возникшей в отожженной стали У8

3.3 Механизм роста трещин в условиях многократного динамического сжатия

В соответствии традиционными представлениями механики разрушения усталостная трещина может развиваться только при наличии растягивающих напряжений [245-253]. Очевидно, что эта точка зрения не позволяет объяснить реально наблюдаемые случаи усталостного разрушения деталей машин, эксплуатирующихся в условиях циклического сжатия [1, 3, 4, 8]. В настоящее время достоверно установлено, что при многократном воздействии сжимающей силы вблизи концентраторов механических напряжений или дефектов структурного происхождения, имеющихся в материалах, могут возникать и расти короткие усталостные трещины [47-55].

Ряд авторов [47-51, 53] придерживается мнения о том, что распространение усталостных трещин возможно только в пределах зоны локальной пластической деформации, формирующейся в окрестности надреза (рисунок 3.1, область II). По мере продвижения трещины и удаления ее фронта от механического концентратора напряжений скорость роста дефекта снижается вплоть до полной остановки.

В работе В.М Тихомирова [60] выполнены расчеты коэффициента интенсивности напряжений при сжатии тела с краевой или внутренней трещиной, имеющей постоянное начальное раскрытие берегов в точке ее зарождения (глава 1, зависимости 1.2 – 1.5). Расчеты показывают, что при условии постоянного начального раскрытия берегов трещины увеличение ее длины сопровождается уменьшением коэффициента интенсивности напряжений, а также снижением скорости распространения дефекта. При достижении порогового значения коэффициента интенсивности напряжений трещина должна остановиться. Таким образом, для стабильного роста трещины необходимо непрерывное раскрытие ее берегов, которое в ходе исследований не наблюдается.

Расчеты подтверждают экспериментальные данные [47-57], свидетельствующие о том, что вблизи поверхностных надрезов могут зарождаться и расти короткие усталостные трещины. Однако процессы распространения трещин значительной длины в условиях циклического сжатия изучены слабо и механизм их роста не выявлен. В ряде исследований зафиксированы факты роста усталостных трещин за пределами зоны пластической деформации, сформированной у вершины надреза [59, 62, 63].

По мнению авторов отмеченных выше работ в пластичных материалах трещина имеет скругленную вершину. По этой причине при воздействии внешних сжимающих напряжений с уровнем ниже предела пропорциональности трещина закрывается не на всю длину. При этом в окрестности дефекта напряжения в 6-7 раз превышают номинальный уровень напряжений. Таким образом, материал вблизи фронта трещины пластически деформируется при внешних напряжениях, уровень которых существенно меньше предела текучести. В этом случае на этапе разгрузки деформируемого объекта в зоне локализации пластической деформации возникают напряжения растягивающего типа. При дальнейших циклах нагружения происходит накопление повреждений в материале с последующим его разрушением по механизму нормального отрыва.

Проведенные исследования показали, что зарождение и распространение усталостных трещин в процессе ударно-усталостного нагружения материала по схеме сжатия возможно при выполнении ряда условий. Одно из них заключается в том, что напряжения в окрестности вершины трещины должны превышать предел текучести материала, а разгрузка деформируемого объекта должна быть практически полной. В этом случае на этапе сжатия материал в окрестности фронта трещины пластически деформируется, а на этапе разгрузки в нем возникают остаточные напряжения растяжения, приводящие к продвижению усталостного дефекта.

Результаты исследования топографии поверхности образцов с дефектами, возникшими в условиях многократного динамического сжатия, свидетельствуют о том, что в окрестности вершины растущей трещины формируются две области с различным характером пластического течения материала. Перед вершиной трещины возникает зона, в пределах которой происходит утяжка материала, сопровождающаяся его движением вглубь образца (рисунок 3.46, область 1; рисунок 3.47, сечение А-А). Такая особенность пластического течения типична для низкопрочных материалов при воздействии на них растягивающих напряжений. На расстоянии 0,1 - 0,3 мм позади фронта продвигающейся трещины характер деформации меняется. Противоположные берега трещины смыкаются, в результате чего материал выдавливается в направлении наружной поверхности (рисунок 3.46, область 2; рисунок 3.47, сечение В-В).

Размер области локальной пластической деформации в вершине трещины при прочих равных условиях нагружения зависит от прочности и твердости исследуемого материала. В стали У8 с твердостью 56 *HRC* ее максимальная ширина (рисунок 3.47, сечение А-А) составляет примерно 0,1 мм, в стали с твердостью 37 *HRC* она достигает 0,3 мм.

Рост усталостной трещины за пределами области концентрации напряжений, создаваемых поверхностным дефектом, может происходить по следующему механизму. Под действием сжимающих напряжений с величиной $\sigma_{сж}$, не превышающей предел пропорциональности материала, трещина

полностью не закрывается. При этом вблизи ее фронта остается участок L (незамкнутый фрагмент), в пределах которого не происходит смыкания противоположных берегов трещины (рисунок 3.48 а).

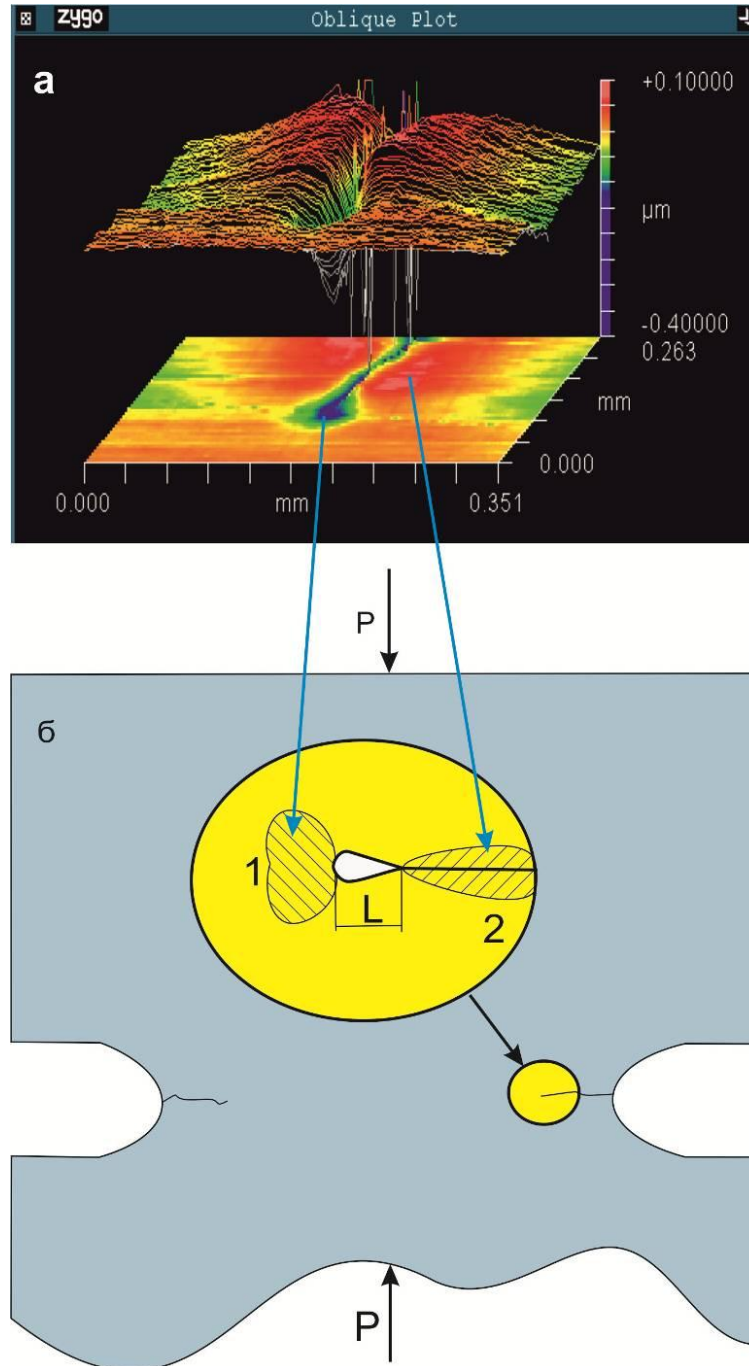


Рисунок 3.46 – Топография поверхности (а) и схема измерения зон на образце (б) в вершине трещины, растущей из надреза. 1 – зона утяжки материала перед растущей усталостной трещиной, 2 – зона пластической деформации в направлении внешней поверхности образца

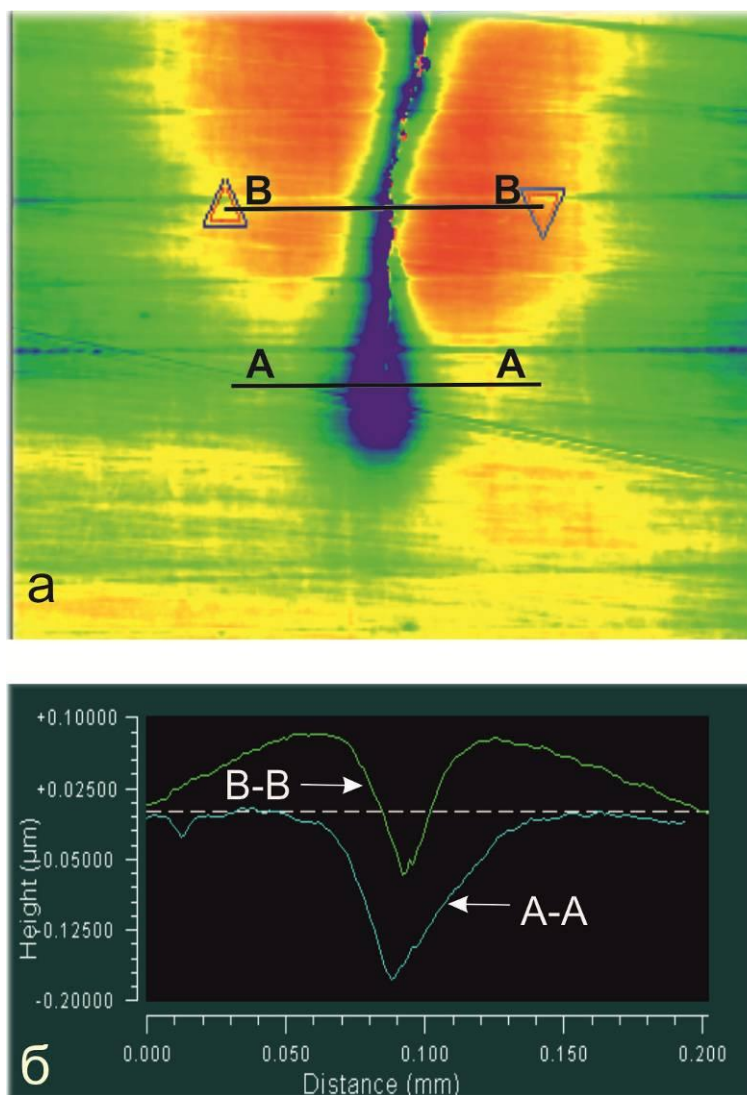


Рисунок 3.47 – Схема измерения параметров деформируемых зон (а) и профилограммы поверхности (б) в сечениях А-А и В-В

Гипотеза о наличии незамкнутого фрагмента, впервые предложенная в работах [62, 63], предполагает, что вершина трещины эллиптической формы характеризуется определенным радиусом кривизны. В противном случае уровень локальных напряжений в этой зоне будет стремиться к бесконечности [62]. Незамкнутый фрагмент трещины подобен эллиптической полости, вблизи которой на стадии сжатия формируется область с повышенной концентрацией напряжений. Если уровень сжимающих напряжений в окрестности фронта трещины превышает предел текучести, то материал начинает пластически деформироваться.

На этапе разгрузки упругая деформация, накопленная в образце, раздвигает берега трещины, формируя растягивающие напряжения в объеме материала, пластически деформированного на этапе сжатия (рисунок 3.48 б). Дальнейшее воспроизведение циклов сжатия приводит к увеличению размера зоны пластической деформации (рисунок 3.48 в), накоплению структурных дефектов в материале (рисунок 3.48 г), росту усталостной трещины (рисунок 3.48 д). Таким образом, в условиях циклического сжатия даже при отсутствии внешней растягивающей нагрузки материал в вершине трещины подвергается знакопеременному нагружению: на этапе приложения внешнего усилия он сжимается, а на этапе разгрузки – растягивается.

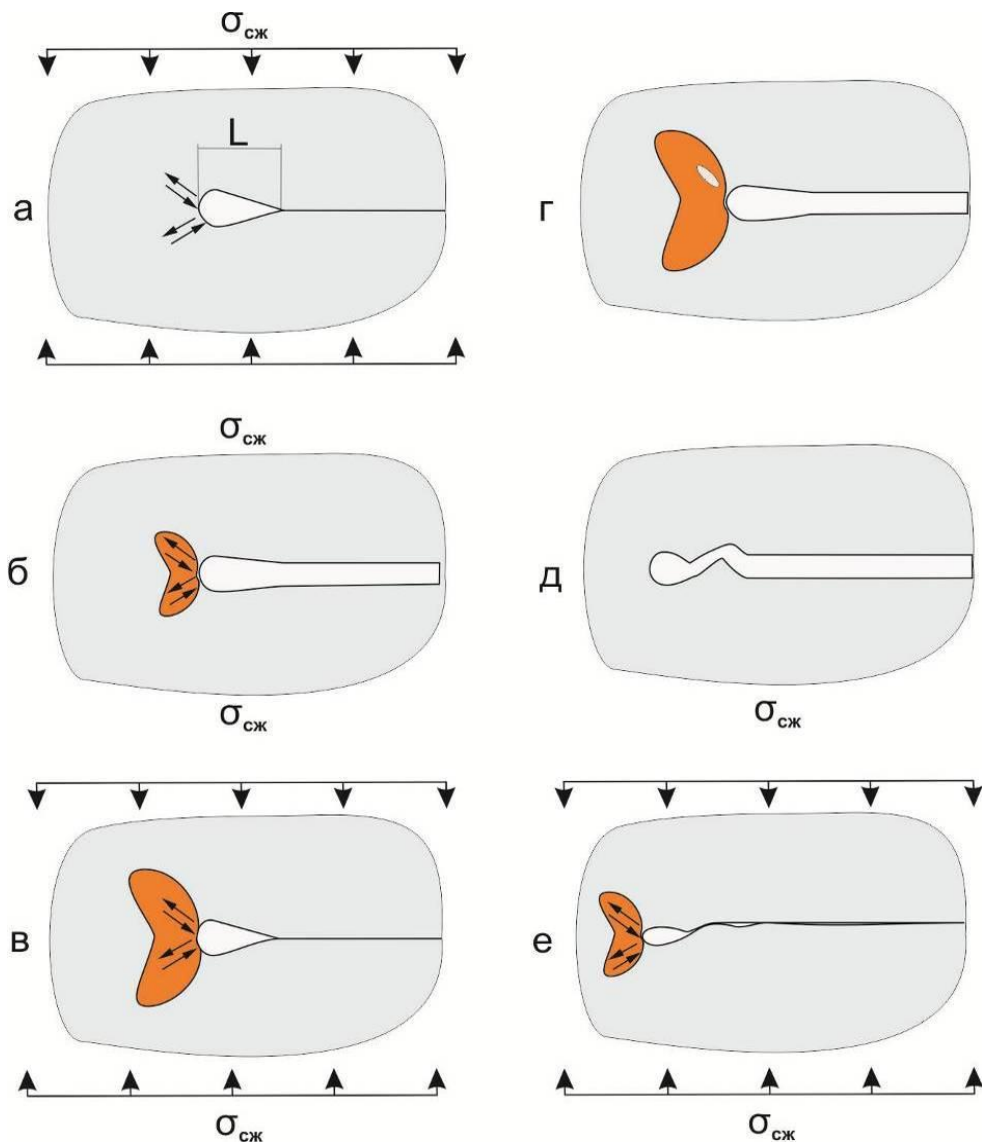


Рисунок 3.48 – Схема роста трещины при ударно-циклическом сжатии деформируемого объекта

В отличие от механизма распространения трещин, предложенного в работах А.П Шабанова [62, 63], накопление усталостных повреждений и подрастание усталостной трещины происходит, вероятно, в направлении максимальных касательных напряжений в соответствии с кристаллографической моделью [245, 247, 248]. Этим объясняется формирование на поверхности излома бороздок усталостного происхождения, которые сглаживаются при смыкании противоположных берегов трещины в процессе дальнейшего нагружения объекта (рисунок 3.48 е).

Следует отметить, что в отличие от нагружения по схеме растяжения, для которого характерна разгрузка материала по берегам растущей трещины, при циклическом сжатии весь материал деформируемого объекта, в том числе и поверхностные слои растущей трещины, воспринимает действие сжимающей силы. В итоге имеет место интенсивное разрушение берегов трещины по механизму фреттинг-коррозии, сопровождающееся выкрашиванием микрообъемов наклепанного материала (рисунки 3.28, 3.29, 3.44). Отделившиеся фрагменты, не удаленные из полости трещины, препятствуют смыканию ее берегов и увеличивают тем самым на этапе сжатия размер незамкнутого фрагмента. Это приводит к росту концентрации напряжений в окрестности трещины и ускорению процесса разрушения деформируемого материала. Наиболее интенсивно отделение крупных фрагментов происходит в сталях со структурой низкоотпущенного хрупкого мартенсита. Дополнительному раскрытию трещины способствует микросмещение смежных поверхностей разрушения, результатом которого является несовпадение впадин и выступов, возникших на противоположных берегах излома.

Выводы по главе 3

1. Процесс усталостного разрушения деталей машин, эксплуатирующихся в условиях многоциклового ударного нагружения по схеме сжатия, характеризуется рядом особенностей. В отличие от нагружения материалов в условиях

воздействия растягивающих или изгибающих напряжений, когда скорость роста усталостных трещин возрастает по мере увеличения их длины, при циклическом воздействии сжимающей силы скорость распространения усталостных дефектов максимальна на начальном этапе. При продвижении трещин вглубь образца их скорость уменьшается в 10-20 раз, стабилизируется на низком уровне и теряет зависимость от своей длины и оставшегося целым поперечного сечения деформируемого объекта. На последней стадии разрушения существенное увеличение скорости роста усталостных трещин обусловлено снижением жесткости деформируемых объектов и возникновением в материале изгибающих напряжений. При нагружении по схеме многократного динамического сжатия продолжительность этапа зарождения трещин в деталях из сталей значительно меньше времени их роста. Поэтому основное влияние на показатели усталостной долговечности оказывает стадия распространения трещин.

2. Для зарождения и развития усталостных трещин в циклически нагруженных стальных деталях образцах необходимо чтобы на стадии сжатия локальные напряжения в вершине дефекта превышали предел текучести материала, а последующая разгрузка объекта была практически полной. В этом случае на этапе разгрузки под действием сил упругости трещина раскрывается и в материале в окрестности фронта трещины, пластически деформированном на этапе сжатия, возникают остаточные напряжения растяжения, приводящие к продвижению усталостного дефекта.

3. Величина остаточных напряжений зависит от параметров зон упругопластической деформации, сформированных в окрестности надрезов или движущихся трещин при воздействии сжимающей силы. Наиболее интенсивные процессы пластического течения, обеспечивающие ускоренное зарождение и быстрый рост усталостных трещин, развиваются вблизи поверхности деформируемых объектов в зонах концентрации механических напряжений. При продвижении вглубь образца и удалении от поверхностного надреза усталостная трещина замедляет свой рост. Распространение дефекта в процессе ударно-усталостного нагружения обеспечивается наличием незамкнутого фрагмента

трещины вблизи ее фронта, на котором на стадии сжатия не происходит смыкания противоположных берегов излома. Незамкнутый фрагмент подобен эллиптической полости, вблизи которой в процессе удара формируется область с повышенной концентрацией напряжений.

4. Уровень растягивающих напряжений в вершине магистральной трещины, распространяющейся вдали от поверхности деформируемого объекта, длительное время остается стабильно невысоким, что обеспечивает малую площадь зоны долома, которая обычно не превышает пяти - семи процентов от номинальной площади поперечного сечения.

5. В процессе ударно-усталостного нагружения проявляется несколько факторов, способствующих дополнительному росту остаточных растягивающих напряжений. Один из них связан с несовпадением элементов рельефа при смыкании противоположных берегов трещины. К усилению расклинивающего эффекта и ускорению процесса усталостного разрушения динамически нагруженных деталей приводит также выкрашивание пластически упрочненных слоев материала и заполнение полости магистральной трещины продуктами разрушения, формирующимися по механизму фреттинг-коррозии. Доминирующий фактор ударно-усталостного разрушения определяется условиями внешнего нагружения, прочностными характеристиками и структурным состоянием стали. На различных стадиях продвижения усталостных трещин факторы, определяющие характер поведения материалов, могут изменяться.

6. Процессы накопления усталостных повреждений вблизи фронта трещины и ее дальнейший рост при разрушении сталей, находящихся в низкопрочном состоянии, развиваются под действием максимальных касательных напряжений и соответствуют сдвиговой модели деформации и разрушения материала. Результатом накопления дефектов и структурных преобразований, развивающихся в условиях ударно-усталостного нагружения, является формирование поверхностного рельефа с бороздками, характерными для усталостного разрушения материалов. Значительная часть излома, как правило,

представляет собой сглаженную поверхность со следами пластической деформации. По этой причине характер разрушения сталей, подвергнутых многократному динамическому воздействию, можно надежно идентифицировать лишь вблизи фронта растущей трещины или в зоне долома.

7. Траектории усталостных трещин в сталях, нагруженных по схеме многократного динамического сжатия, определяются характером присутствующих в них дефектов. Структурным фактором, оказывающим особо негативное влияние на характер разрушения железоуглеродистых сплавов, является присутствие в них неметаллических включений. На примере армко-железа показано, что в сплавах, характеризующихся гомогенным строением, траектории движущихся трещин тесно связаны с границами зерен. В сталях с феррито-перлитной структурой усталостные трещины распространяются преимущественно по границам между ферритными зёрнами и колониями пластинчатого перлита. При нагружении эвтектоидной стали со структурой пластинчатого перлита траектории усталостных трещин соответствуют межфазным границам и границам раздела колоний. Для сталей со структурой мартенсита и бейнита типичным является разрушение по границам составляющих их кристаллов, реек, пакетов, блоков. Отпуск мартенсита сопровождается проявлением механизма квазискола.

ГЛАВА 4

**МАТЕРИАЛЫ, ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ
УДАРНЫХ МЕХАНИЗМОВ. ВЫБОР МЕТОДОВ И РАЦИОНАЛЬНЫХ
РЕЖИМОВ УПРОЧНЕНИЯ****4.1 Конструктивная прочность материалов, используемых для изготовления
тяжелонагруженных деталей машин ударного действия**

Разработка технологических процессов упрочнения сталей, предназначенных для изготовления динамически нагруженных деталей строительных и горных машин, предполагала проведение исследований материалов и технологий их обработки, используемых в настоящее время ведущими компаниями при производстве современных образцов буровой техники. Проведенный анализ показал, что как в России, так и за рубежом при массовом изготовлении крупногабаритных тяжелонагруженных деталей ударных машин, работающих при низком давлении сжатого воздуха (до 0,4 - 0,6 МПа), применяют низкоуглеродистые низколегированные стали, упрочненные методом цементации с последующей закалкой и низким отпуском (таблица 4.1). Однако при производстве новых энерговооруженных ударных машин, работающих при более высоком давлении энергоносителя (3 - 3,5 МПа), применение данных материалов не рационально. Объясняется это тем, что локальные напряжения, обусловленные высокой энергией удара, могут превышать предел текучести стали. Этот фактор является причиной быстрого разрушения динамически нагруженных объектов по механизмам малоциклового усталости.

Проведенный анализ показал, что тяжелонагруженные бойки современных моделей энерговооруженных пневмоударников фирм *Atlas Copco* и *Sandvik* (рисунок 4.1) изготовлены из среднеуглеродистых легированных сталей, близких по составу к отечественным маркам 30ХН3А, 30Х2Н3МА, 30ХН3М2ФА (таблица 4.2). Повышенное содержание углерода в поверхностных слоях бойков *Atlas Copco* (0,78 % С) позволяет сделать вывод о том, что для обеспечения высоких

показателей износостойкости изделия подвергают дополнительной операции цементации (рисунки 4.2, 4.3).

Таблица 4.1 – Химический состав сталей, используемых для изготовления бойков ударных машин, эксплуатирующихся при давлении 0,5 МПа

Производитель	Марка стали	Содержание химических элементов, % (основа – Fe)									
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	Cu
Sandvik Mining (Швеция)	18NiCrMo 16-5	0,24	0,64	0,23	1,13	3,95	0,26	0,003	0,028	0,006	0,12
АО «КМО» (Россия)	12ХН3А	0,12	0,42	0,26	0,84	3,09	0,02	0,001	0,027	0,011	0,13

Таблица 4.2 – Химический состав сталей, используемых для изготовления бойков энерговооруженных машин, эксплуатирующихся при давлении 3 МПа

Производитель	Марка стали	Содержание химических элементов, % (основа – Fe)									
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	Cu
Atlas Copco (сердцевина)	30NiCrMo-6	0,27	0,78	0,34	3,14	1,27	0,25	0,01	0,005	0,02	0,01
Atlas Copco (поверхность)	30NiCrMo-6	0,78	0,72	0,28	3,53	1,17	0,23	0,005	0,012	0,03	0,01
Sandvik Mining	34NiCrMoV 14-5	0,32	0,42	0,20	1,49	1,41	0,24	0,17	0,014	0,002	0,01
ИГД СО РАН (Россия)	40X2H2MA	0,38	0,42	0,20	1,40	1,49	0,24	0,01	0,02	0,02	0,01

В соответствии с результатами проведенных исследований глубина поверхностно упроченных слоев анализируемых изделий составляет 0,9...1,3 мм при твердости 57...59 HRC, что обеспечивает высокое сопротивление изнашиванию и зарождению усталостных трещин. Глубинные объемы ударников, имеющие структуру отпущенного мартенсита, характеризуются твердостью на уровне 44...46 HRC. Результаты статических испытаний на растяжение плоских пропорциональных образцов, вырезанных из средней части бойка Atlas Copco, свидетельствуют о высоких значениях прочности ($\sigma_{0,2} = 1245$ МПа, $\sigma_b = 1580$ МПа) и ударной вязкости ($KCU 89$ Дж/см²) материалов.

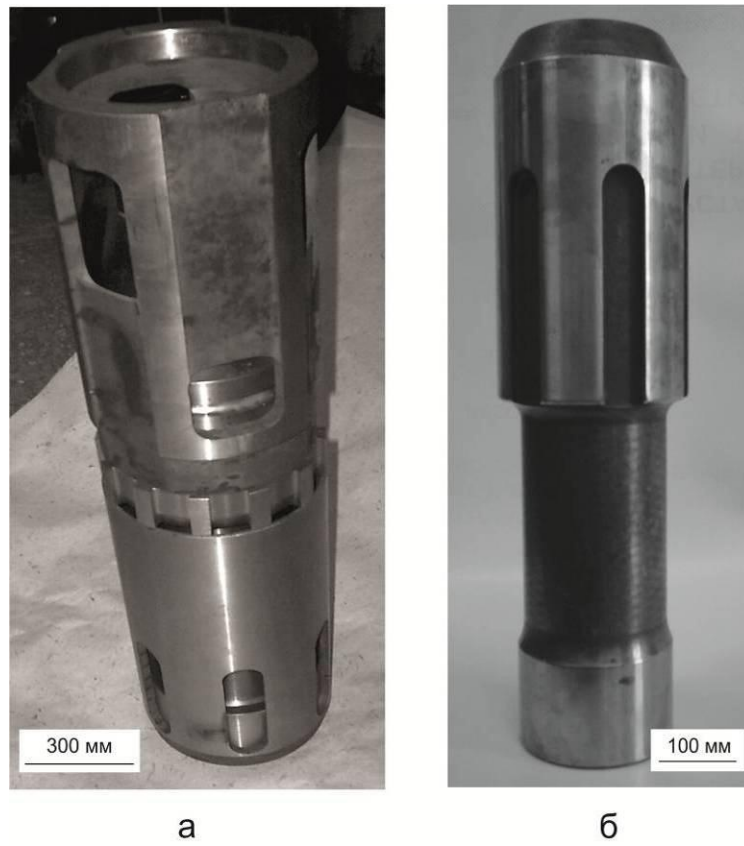


Рисунок 4.1 – Корпус (а) и боек (б) погружного пневмоударника «Atlas Copco»

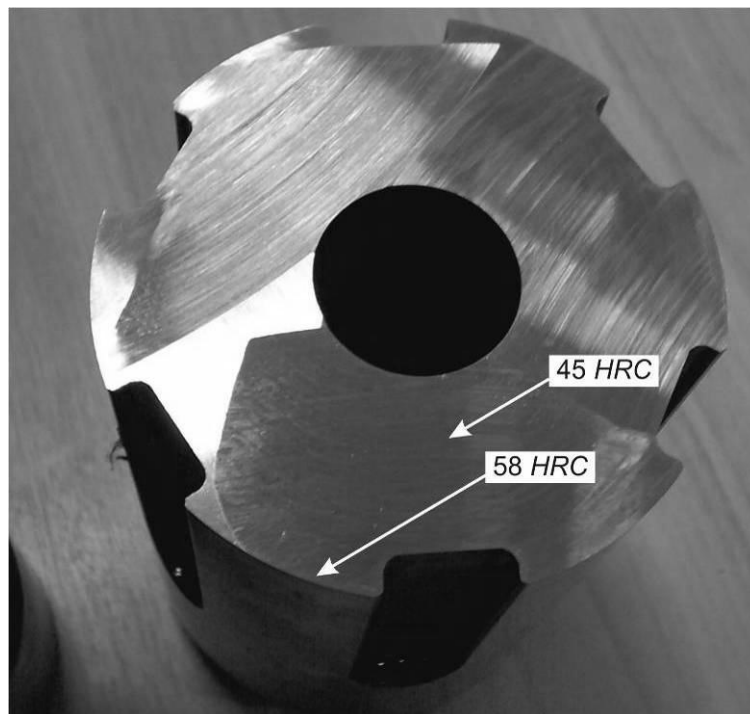


Рисунок 4.2 – Твердость стального бойка Atlas Copco в поперечном сечении

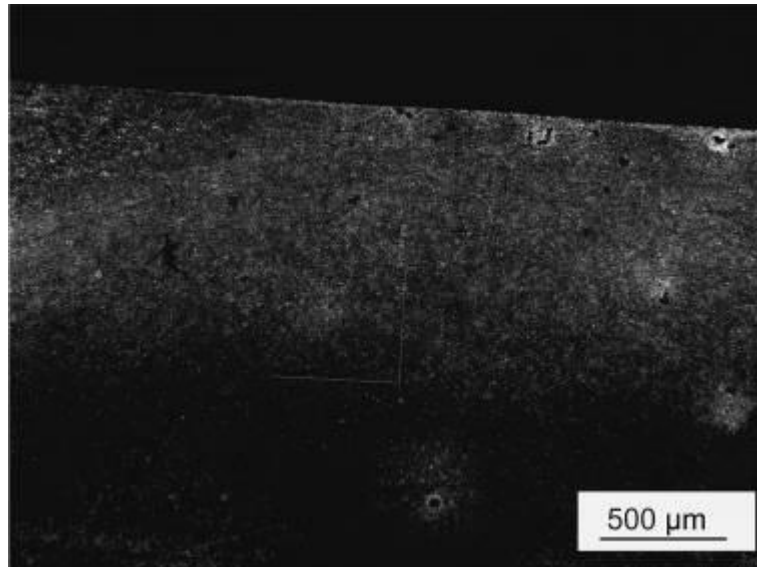


Рисунок 4.3 – Поверхностный слой стального бойка производства *Atlas Copco*

Для изготовления ударного инструмента зарубежные производители используют среднеуглеродистые стали без легирующих элементов или с малым содержанием таких элементов как хром и кремний (таблица 4.3). Термическая обработка сталей заключается в закалке с последующим низким отпуском, обеспечивающим твердость на уровне 48...52 *HRC*. Отечественный инструмент ударного действия изготавливается из сталей марок 45, 40X, 40XH и имеет аналогичные показатели твердости, обусловленные схожестью режимов термической обработки [12, 259-262].

Таблица 4.3 – Химический состав сталей, используемых для изготовления ударного инструмента

Производитель	Марка стали	Содержание химических элементов, % (основа – Fe)									
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	S	P	Cu
<i>Bosch</i> (Германия)	<i>C45R</i>	0,44	0,77	0,26	0,31	0,12	0,03	0,01	0,026	0,01	0,12
<i>DeWALT</i> (США)	<i>K34378</i>	0,42	0,66	1,31	1,32	0,15	0,06	0,07	0,010	0,01	0,11
<i>Makita</i> (Япония)	<i>SCM 445H</i>	0,44	0,66	0,27	0,89	0,03	0,01	0,01	0,016	0,013	0,05
АО «ТЭМЗ» (Россия)	Сталь 45	0,47	0,63	0,27	0,03	0,03	0,01	0,01	0,033	0,027	0,04

Несмотря на близость химического состава, стали, используемые российскими и зарубежными предприятиями для изготовления ответственных деталей энерговооруженных ударных машин, имеют существенные отличия в содержании вредных примесей и неметаллических включений. Зарубежные компании применяют высокочистые стали, в которых неметаллические включения имеют малый размер и равномерно распределены по объему материала. Загрязненность неметаллическими включениями сталей, используемых для изготовления бойков пневмоударников *Atlas Copco* и *Sandvik*, не превышает 1 балла по ГОСТ 1778-70.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют о том, что неметаллические включения, зафиксированные в образцах зарубежной стали, содержат кальций, алюминий, серу и представляют собой комплексные химические соединения состава $MnS-CaS-CaO-Al_2O_3$. По данным литературных источников присутствие повышенного количества кальция и алюминия в материалах, используемых при выплавке среднеуглеродистых низколегированных сталей, является фактором, способствующим повышению их усталостных свойств [68, 70-73, 78, 93, 94, 263-265].

Загрязненность неметаллическими включениями сталей российского производства значительно выше по сравнению с зарубежными аналогами. Содержание неметаллических включений в сталях марок 12ХН3А и 40Х2Н2МА соответствует второму баллу по ГОСТ 1778, а в сталях 45, 40Х, 40ХН – четвертому.

Одним из наиболее характерных типов неметаллических включений в отечественных сталях является сульфид марганца MnS . В процессе изготовления сортового проката эти дефекты многократно деформируются и вытягиваются. По этой причине на микрошлифах они видны в виде длинных строчек, ориентация которых совпадает с направлением прокатки. Проведенные исследования показали, что при импульсном воздействии сжимающей нагрузки неметаллические включения существенно снижают сопротивление стали усталостному разрушению, что является причиной сокращения ресурса работы

деталей ударных машин [266]. Наиболее негативное влияние анализируемых дефектов проявляется при эксплуатации оборудования в водных средах.

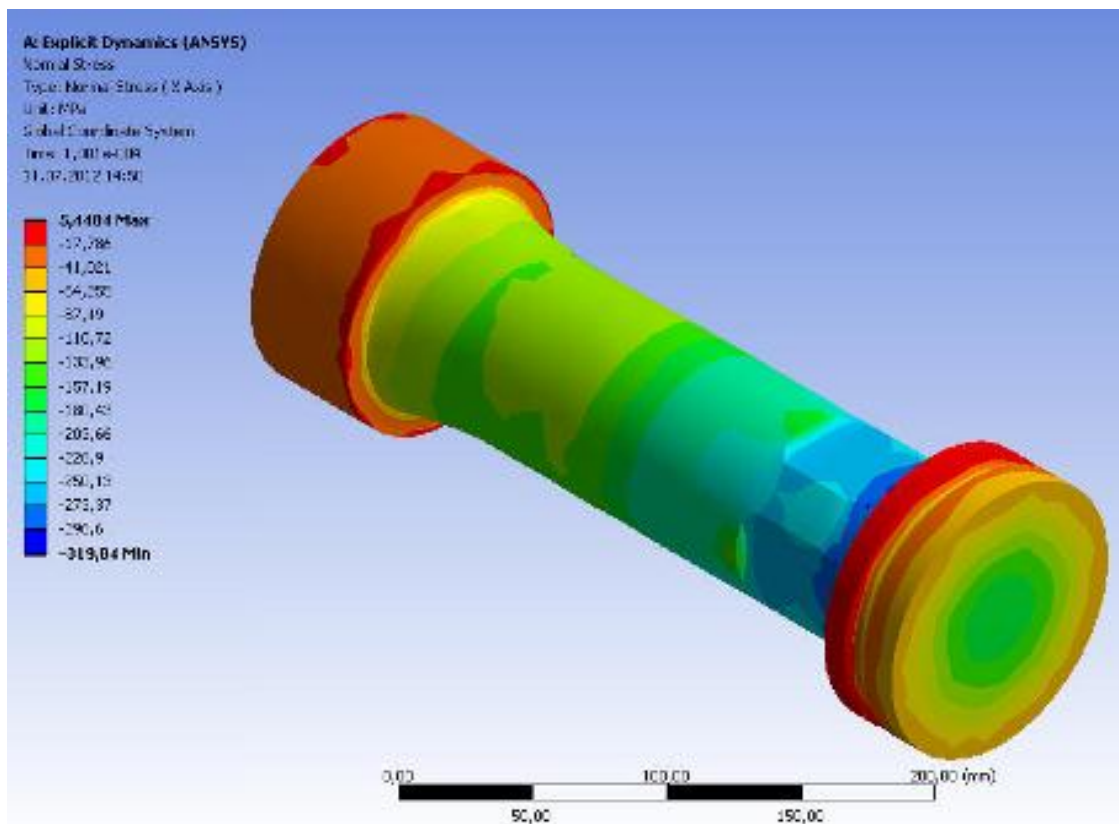
Важной отличительной особенностью многих зарубежных машин ударного действия является высокое качество поверхности деталей, шероховатость которых (Ra) не превышает 0,32 мкм. Шлифованию подвергают практически все поверхности деталей ответственного назначения, в том числе глубокие внутренние отверстия. Такой подход к обработке изделий обеспечивает низкую концентрацию напряжений в поверхностном слое и позволяет значительно замедлить процессы трещинообразования.

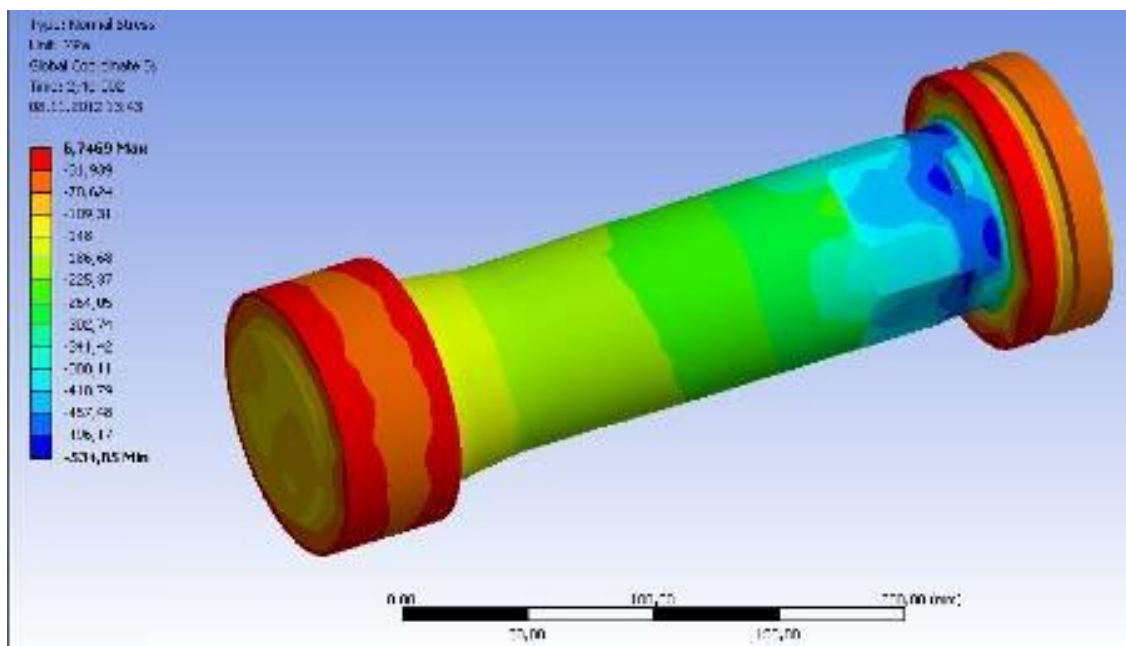
Современные подходы к проблеме выбора марок сталей, способов и рациональных режимов их термического упрочнения основаны на численном расчете полей напряжений, возникающих в ударных механизмах. В качестве примера приведены результаты математического моделирования распределения напряжений в бойке экспериментального пневмоударника высокого давления, разработанного в Институте горного дела СО РАН. Механизм позволяет бурить скважины диаметром 150 мм в породах средней крепости со скоростью до 500 мм/мин (рисунок 4.4).



Рисунок 4.4 – Боек экспериментального погружного пневмоударника, разработанного в Институте горного дела СО РАН

Моделирование осуществляли с использованием программного пакета *ANSYS Workbench*. Результаты расчетов напряженно-деформированного состояния бойка, взаимодействующего с инструментом, свидетельствуют о том, что наиболее нагруженной частью бойка является хвостовик. Напряжения, возникающие в этой зоне детали, достигают 320 МПа (рисунок 4.5 а). В соответствии с литературными данными предел выносливости среднеуглеродистых низколегированных сталей, подвергаемых улучшению, в 1,8-2 раза ниже их условного предела текучести [267]. Таким образом, высокие показатели надежности деталей ударных механизмов могут быть обеспечены в тех случаях, когда максимальная нагрузка в цикле не превышает половины предела текучести стали. С учетом этого обстоятельства предел текучести стали, используемой для изготовления бойков экспериментальных пневмоударников высокого давления, должен составлять не менее 650 МПа.





б

Рисунок 4.5 – Интенсивность поля напряжений в бойке пневмоударника без технологического отверстия (а) и с отверстием диаметром 60 мм (б)

На рисунке 4.5 б представлена конструкция бойка с центральным отверстием диаметром 60 мм и глубиной 100 мм на тыльной части, выполненным для уменьшения веса изделия. Проведенные расчеты показали, что при эксплуатации конструкции максимальные напряжения в цикле достигают 535 МПа. Если же методами термического упрочнения будет обеспечен предел текучести на уровне 650 МПа, то в этом случае следует ожидать ускоренного выхода конструкции из строя по причине ее усталостного разрушения. При изготовлении облегченного бойка с центральным отверстием необходимо обеспечить предел текучести стали на уровне не менее 1000 МПа.

Следует отметить, что использование методов численного моделирования при проектировании ударных механизмов с последующим выбором материала по критериям прочности в ряде случаев не позволяет объяснить преждевременное разрушение бойков, эксплуатирующихся при низких расчетных уровнях напряжений (рисунок. 4.6).

Увеличение прочностных свойств, как правило, сопровождается снижением других важных механических свойств сталей, определяющих поведение

конструкций в процессе их эксплуатации. Речь идет, в частности, о трещиностойкости, ударной вязкости и усталостной долговечности. По этой причине разработка методов упрочнения, обеспечивающих комплекс высоких показателей механических свойств сталей, является актуальной научной задачей.

В каждом конкретном случае при изготовлении деталей ответственного назначения выбор материалов, методов и режимов их упрочнения следует проводить с учетом диаграмм конструктивной прочности, соответствующих условиям эксплуатации изделий. Анализируя их, можно выявить наиболее рациональные способы обработки материалов, которые при заданном уровне предела текучести обеспечивают сочетание высоких показателей сопротивления изнашиванию, ударной вязкости, циклической трещиностойкости и долговечности в условиях многократного динамического сжатия (рисунок 4.7).

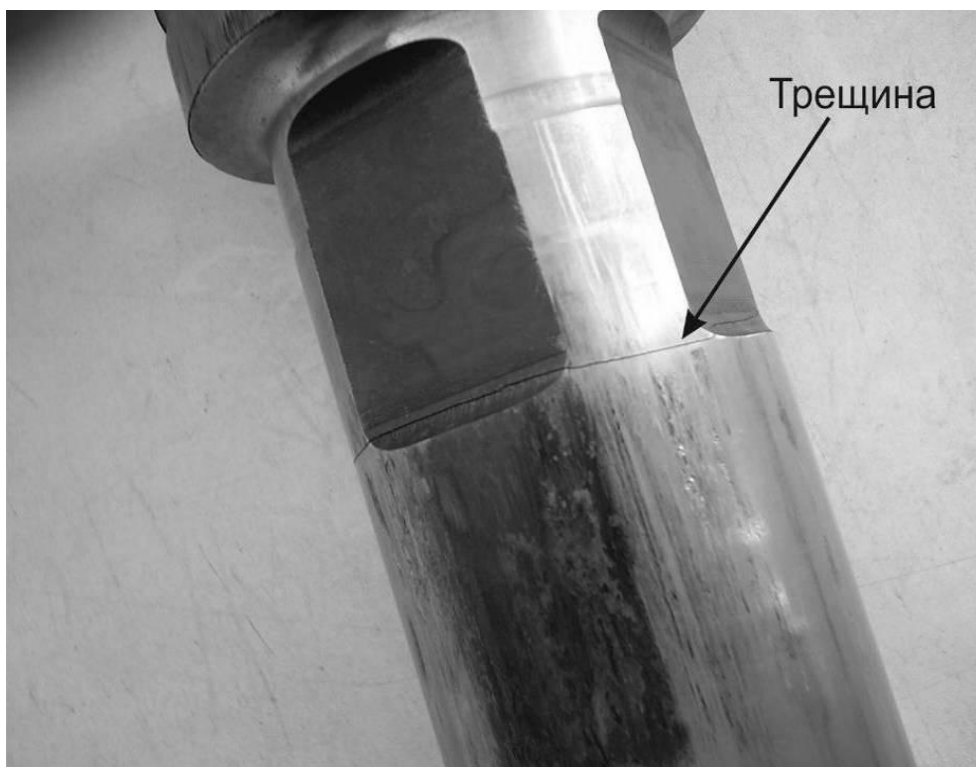


Рисунок 4.6 – Усталостная трещина, возникшая в бойке экспериментального погружного пневмоударника конструкции Института горного дела СО РАН

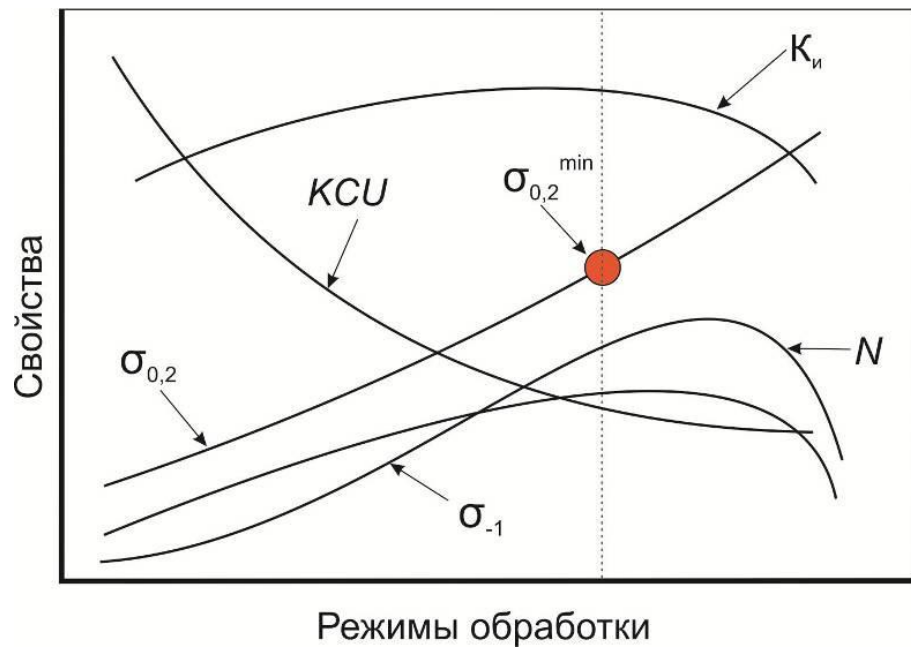


Рисунок 4.7 – Диаграмма конструктивной прочности стали, используемой для изготовления деталей ударных механизмов: $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести, $\sigma_{0,2}^{\min}$ – минимально допустимый уровень условного предела текучести (для бойков сложной формы энерговооруженных ударных механизмов - не менее 1000 МПа), σ_{-1} – предел выносливости, N – циклическая долговечность материала (количество циклов нагружения до разрушения), K_n – износостойкость материала, KCU – ударная вязкость

4.2 Влияние температуры отпуска на сопротивление стали усталостному разрушению при многократном динамическом сжатии

Одним из традиционных видов термического упрочнения деталей ударных механизмов является закалка с последующим отпуском. Анализ литературных данных показывает, что при воздействии растягивающих или знакопеременных циклов нагружения показатели сопротивления стали усталостному разрушению коррелируют с ее твердостью и прочностью. Увеличение твердости стали сопровождается повышением показателей циклической прочности и предела выносливости σ_{-1} , причем в диапазоне 20-50 HRC эта зависимость носит пропорциональный характер [56, 94]. При твердости более 50 HRC сопротивление стали циклическому разрушению, как правило, снижается. Связывают это с

резким снижением показателей пластичности стали и уменьшением ее сопротивления хрупкому разрушению.

Исследование влияния режимов термической обработки на усталостные свойства среднеуглеродистых низколегированных сталей отечественного и зарубежного производства свидетельствует о том, что циклическая долговечность сталей в условиях многократного динамического нагружения по схеме сжатия зависит от их твердости сложным образом, однако в целом характер зависимости подобен воздействию циклов растягивающих или знакопеременных напряжений (рисунки 4.8, 4.9). Формирование в стали структуры, характеризующейся пределом прочности менее 1000 МПа и твердостью ниже 30 *HRC*, не обеспечивает высокие показатели сопротивления усталостному разрушению (рисунок 4.8, область I). Причем показатели усталостной долговечности в указанном интервале слабо зависят от твердости и марки стали. Это связано, вероятно, с тем, что при высоком уровне сжимающих напряжений происходит интенсивная пластическая деформация низкопрочных образцов и нарушаются условия центрального удара, при котором ось симметрии бойка совпадает с осью симметрии образца. В результате в материале появляются изгибающие напряжения, резко уменьшающие надежность и долговечность деталей ударных машин. Кроме того, пластическая деформация деталей может приводить к заклиниванию подвижных узлов и полному выходу оборудования из строя.

Следует отметить, что в сталях с феррито-перлитной структурой трещины обычно распространяются по межфазным границам пластин или вдоль перлитных колоний. Поэтому рост объемной доли пластинчатого перлита часто приводит к снижению усталостных свойств сплавов. Таким образом, стали в низкопрочном состоянии можно применять преимущественно для изготовления неотчетственных деталей, не испытывающих в процессе эксплуатации значительных динамических нагрузок.

Увеличение твердости и прочности стали позволяет повысить ее сопротивление усталостному разрушению при нагружении по схеме многократного динамического сжатия. Снижение температуры отпуска приводит

к существенному росту показателей долговечности. Для среднеуглеродистой стали наиболее высокие показатели долговечности соответствуют диапазону 30-50 *HRC* (рисунок 4.8, область II). Сопоставление времени зарождения трещин с периодом, соответствующим полному разрушению образцов, позволяет сделать вывод о том, что ресурс работы изделия в условиях многократного динамического сжатия определяется не стадией зарождения, а продолжительностью этапа распространения усталостной трещины.

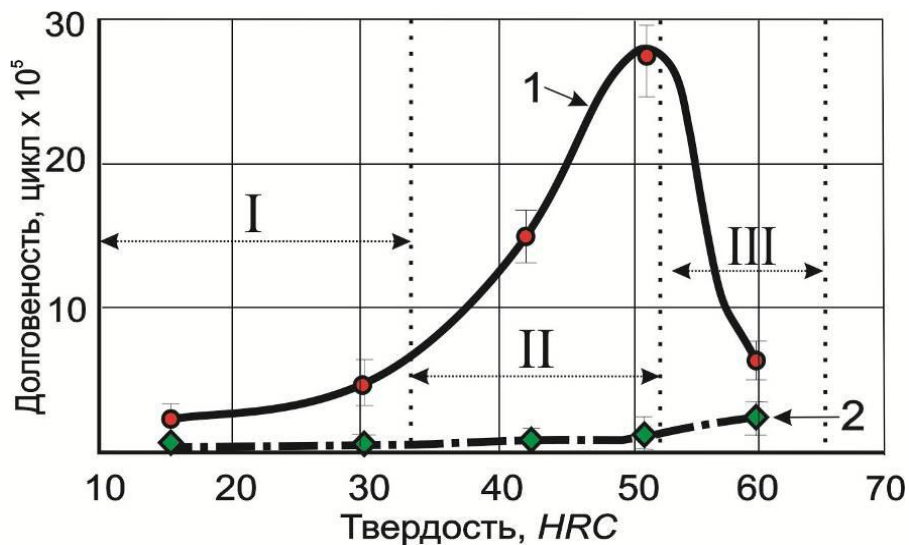


Рисунок 4.8 – Зависимость усталостной долговечности (1) и продолжительности стадии зарождения (2) трещин в закаленной и отпущенной стали *SCM 445H* (Япония) от уровня ее твердости

Для эксплуатации в условиях многократного динамического нагружения по схеме сжатия температура отпуска, обеспечивающая высокие усталостные показатели сталей с содержанием углерода 0,5-0,8 %, составляет 300 °С, что соответствует твердости на уровне *HRC* 48-52. В сталях с пониженным количеством углерода для обеспечения максимальных показателей сопротивления усталостному разрушению температуру отпуска необходимо снижать. Максимальные показатели долговечности сталей с содержанием углерода 0,2-0,45 % обеспечиваются закалкой и отпуском при температуре 200 °С (рисунок 4.9). Если после закалки и отпуска в сталях формируется высокопрочный

низкоотпущенный мартенсит с твердостью более 52-56 HRC, то характерный для этой структуры высокий уровень внутренних напряжений является фактором, объясняющим резкое сокращение продолжительности этапа распространения усталостных трещин и снижение показателей усталостной долговечности (рисунок 4.8, область III, рисунки 4.9, 4.10).

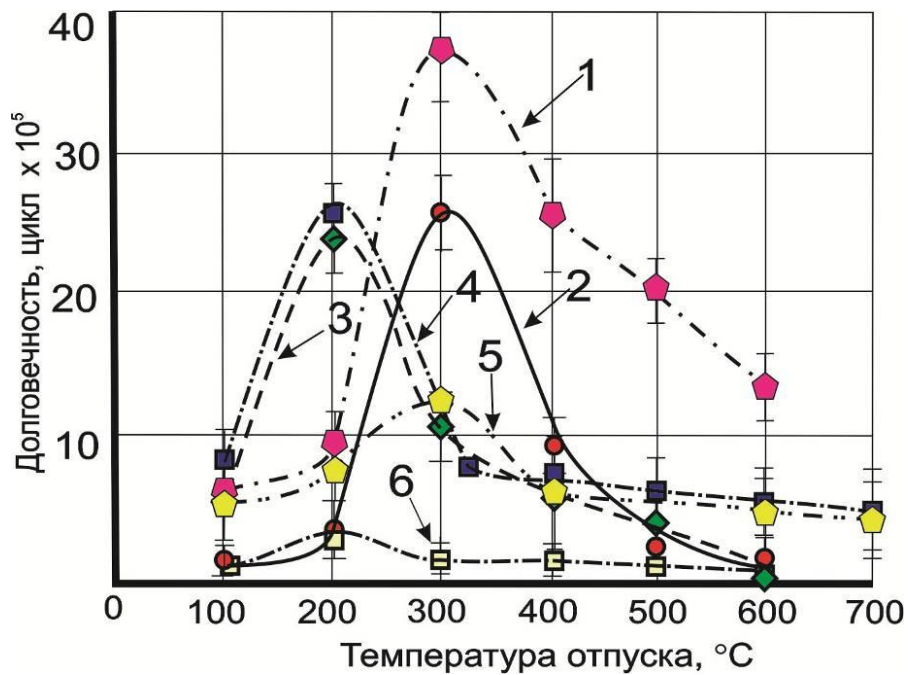


Рисунок 4.9 – Зависимость показателей усталостной долговечности сталей от температуры отпуска. 1 – сталь 5XB2C, 2 – сталь У8, 3 – сталь 40X, 4 – сталь SCM 445H, 5 – сталь 45, 6 – сталь 20

В изделиях со структурой низкоотпущенного мартенсита при нагружении по схеме многократного динамического сжатия формируется множество микротрещин, причем траектории их роста часто совпадают с границами раздела мартенситных кристаллов (рисунок 4.11) и могут быть не связанными с направлением действия внешней нагрузки.

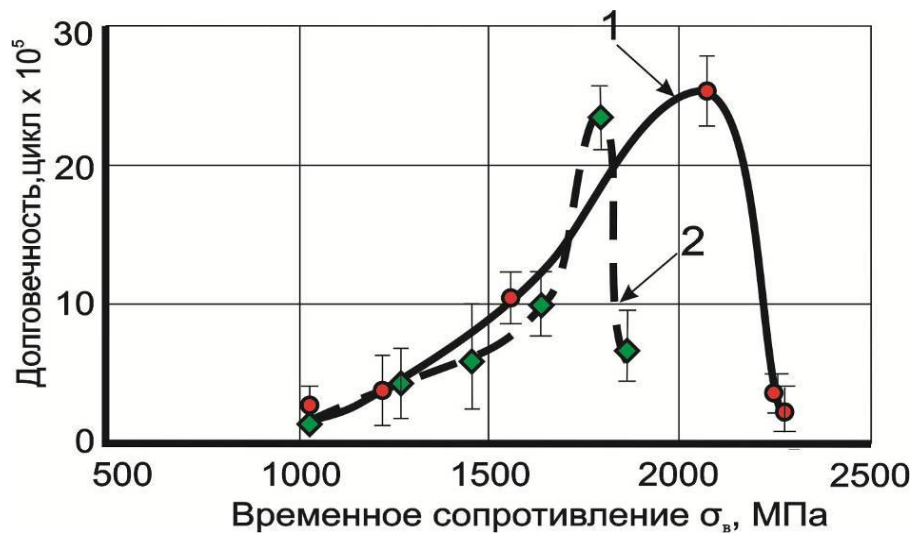


Рисунок 4.10 – Зависимость усталостной долговечности сталей от их прочности.

1 – сталь У8, 2 – сталь 40Х

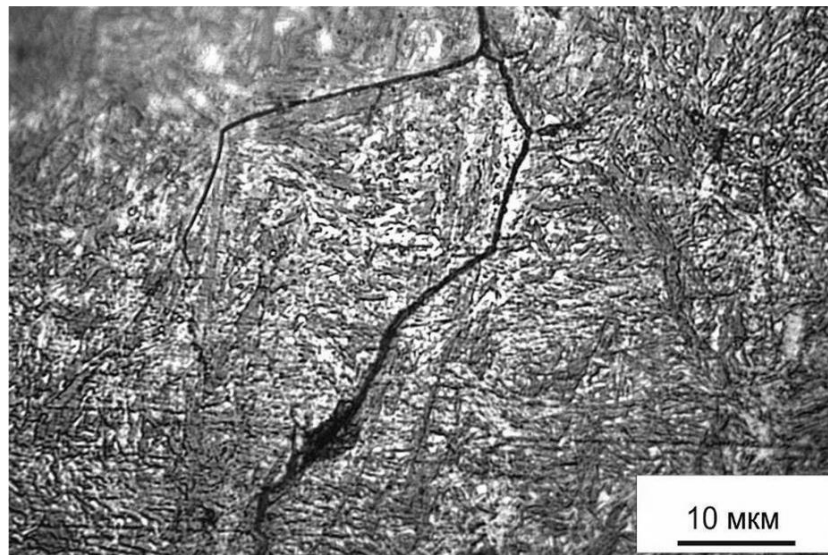


Рисунок 4.11 – Распространение усталостных трещин в стали со структурой низкоотпущенного мартенсита

4.3 Повышение конструктивной прочности деталей ударных механизмов путем термической обработки с изотермическим превращением аустенита в промежуточной области

Анализ литературных данных показывает, что формирование структуры бейнита позволяет сочетать высокие показатели трещиностойкости, ударной

вязкости и прочности сталей [185, 268, 269]. По сравнению с традиционной технологией закалки с отпуском изотермическая обработка с охлаждением в области температур промежуточного превращения снижает уровень внутренних напряжений в стали и уменьшает вероятность образования закалочных трещин. Основными факторами, ограничивающими широкое применение изотермической закалки в расплавах солей, являются высокая стоимость процесса, длительность выхода технологического оборудования на рабочий режим, а также повышенные экологические требования и требования к взрывобезопасности. Однако при изготовлении наиболее ответственных деталей эти факторы не являются определяющими, а наиболее значимым показателем становится высокий уровень формируемых механических свойств [270].

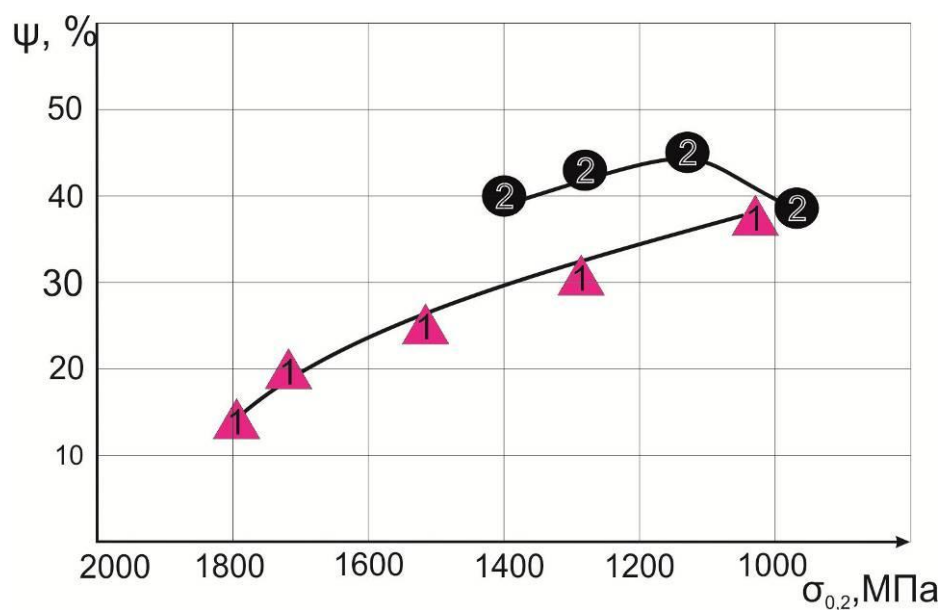
Одна из задач, решаемых в данной работе, была связана с выявлением возможности применения изотермической закалки для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных механизмов, а также определением оптимальных режимов обработки, обеспечивающих наилучшее сочетание показателей конструктивной прочности материалов. Объектами исследования являлись высококачественные среднелегированные стали марок 40X, 5XB2C и 40X2H2MA, широко используемые для изготовления ответственных деталей ударных механизмов, а также сталь марки У8, применяемая в массовом производстве ударного инструмента.

Изотермическая обработка осуществлялась следующим образом. Нагрев образцов до температуры аустенитизации T_a выполняли в камерной печи с выдержкой при этой температуре в течение 20 минут и последующим охлаждением со скоростью выше критической в расплаве солей до температуры промежуточного превращения $T_{из}$ (изотермической выдержки). Охлаждающей средой являлся расплав солей состава 50 % $NaNO_3$ и 50 % $KaNO_2$. В зависимости от марки стали температуру изотермической выдержки $T_{из}$ варьировали в диапазоне от 250 до 500 °С, время выдержки составляло 40 минут. Такая продолжительность термического воздействия обеспечивает практически полный

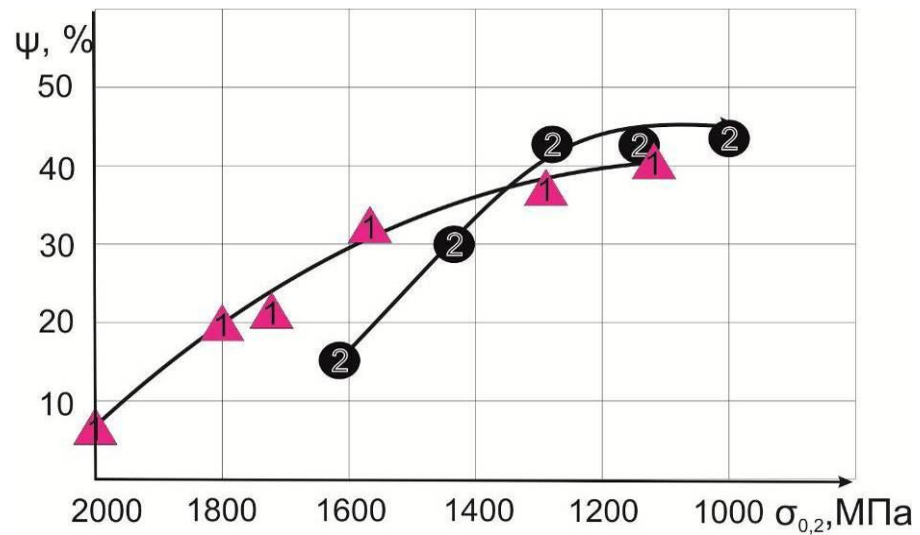
распад переохлажденного аустенита во всем диапазоне температур промежуточного превращения.

Образцы из стали, обработанные по различным технологиям, испытывали на растяжение, ударный изгиб. Также оценивали сопротивление материала разрушению при циклическом изгибе и сжатии. Для выявления возможности использования изотермической заковки при упрочнении бойков пневмоударников сравнивали свойства сталей, обработанных по технологии изотермической заковки, с характеристиками, полученными при упрочнении по традиционной технологии заковки с отпуском.

Механические испытания показали, что с увеличением температуры изотермической выдержки прочность сталей снижается. При этом пластические свойства и сопротивление усталостному разрушению материалов изменяются неоднозначно. Рост температуры изотермической выдержки в области промежуточного превращения приводит к формированию структуры верхнего бейнита, обладающего ограниченной пластичностью (рисунок 4.12). Нижний бейнит обеспечивает более высокую пластичность как по сравнению с верхним бейнитом, так и со структурой, формируемой в процессе заковки с отпуском (при аналогичном уровне твердости).



а



б

Рисунок 4.12 – Связь характеристик прочности и пластичности сталей У8 (а) и 5ХВ2С (б), упрочненных по технологии закалки с отпуском (1) и изотермической закалки (2)

Анализ поведения сталей при нагружении по схеме многократного динамического сжатия позволяет сделать вывод о том, что показатели их усталостной долговечности в значительной мере определяются температурой изотермической выдержки и носят экстремальный характер (рисунок 4.13).

Максимальные значения сопротивления усталостному разрушению стали 5ХВ2С наблюдаются после обработки с температурой изотермического распада $T_{из} = 350$ °С. Для стали У8 предпочтительна выдержка при $T_{из} = 300$ °С. При этом долговечность высокоуглеродистой стали в 1,3 раза ниже по сравнению со сталью 5ХВ2С. Изменение температуры изотермической выдержки, как в большую, так и меньшую сторону значительно снижает сопротивление анализируемых сплавов усталостному разрушению.

Анализ кинетических диаграмм ударно-усталостного разрушения показывает, что структура нижнего бейнита обеспечивает не только высокие характеристики усталостной долговечности, но и трещиностойкости сталей. Наиболее высокий уровень сопротивления распространению усталостных трещин стали приобретают после изотермической закалки при 350 °С (рисунок 4.14).

Следует отметить, что по сравнению с закалкой и отпуском максимальные показатели ударно-усталостной долговечности сталей в условиях ударно-циклического изгиба и многократного динамического сжатия наблюдаются при одинаковой температуре промежуточного превращения.

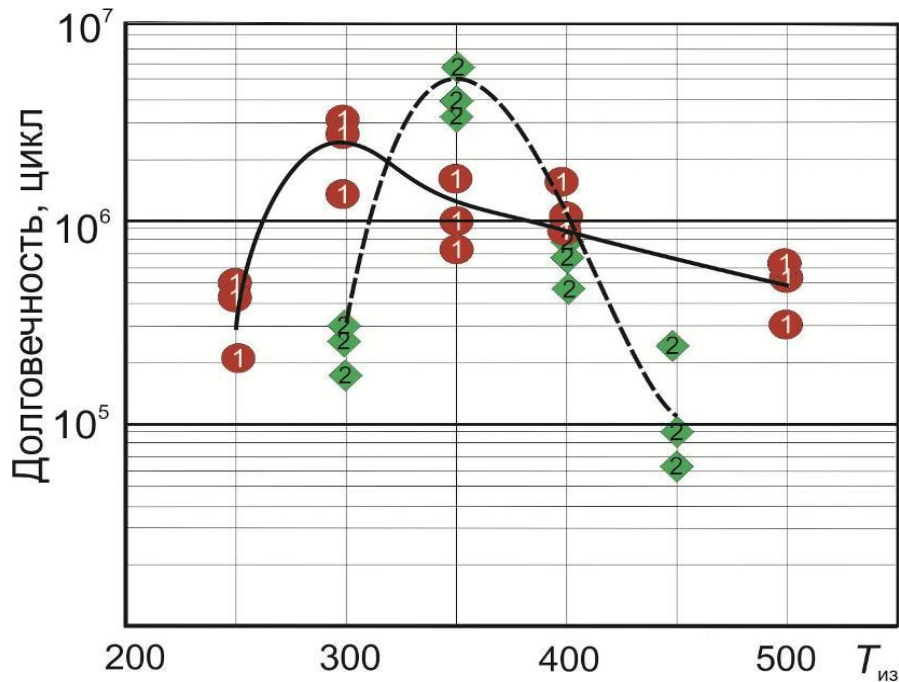


Рисунок 4.13 – Ударно-усталостная долговечность сталей У8 (1) и 5ХВ2С (2) при нагружении по схеме сжатия после изотермической закалки в диапазоне температур от 250 до 500 °C

Изотермическая обработка сталей по оптимальным технологическим режимам позволяет значительно повысить их сопротивление росту усталостных трещин по сравнению с закалкой с отпуском. Так, ударно-усталостная трещиностойкость сталей У8 и 5ХВ2С после изотермической обработки при 350 °C в полтора раза превышает уровень сопротивления усталостному разрушению, зафиксированный после закалки и отпуска с получением сопоставимых значений прочности (рисунок 4.15, таблица 4.4).

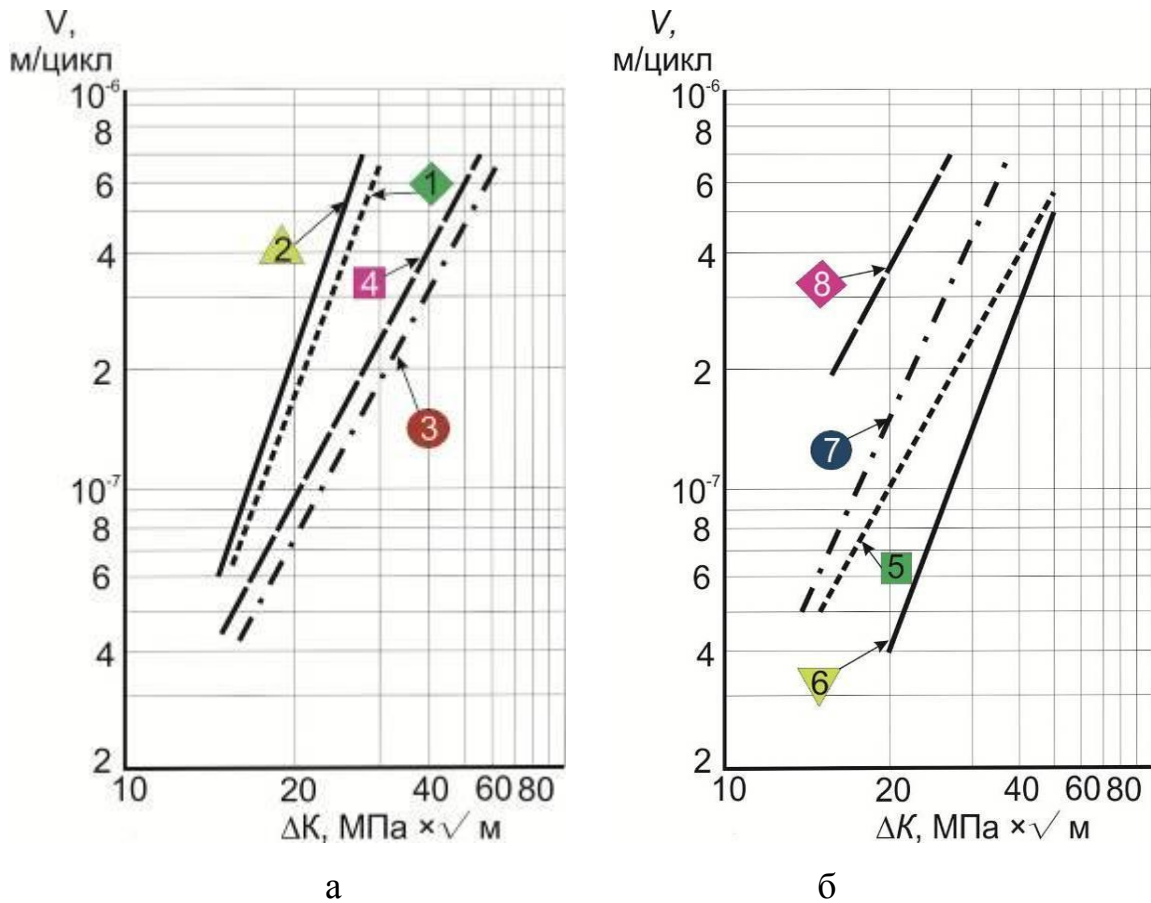


Рисунок 4.14 – Ударно-усталостная трещиностойкость сталей У8 (а) и 5ХВ2С (б) после изотермической закалки при различных значениях температуры

1 – $T_{из} = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 – $T_{из} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 – $T_{из} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 – $T_{из} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$,
 5 – $T_{из} = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 – $T_{из} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 7 – $T_{из} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 8 – $T_{из} = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$

Таблица 4.4 – Механические свойства сталей У8 и 5ХВ2С после различных видов термического упрочнения

Способ термического упрочнения	<i>HRC</i>	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %
Сталь У8				
Закалка с отпуском при 500 °С	38	1250	1090	30
Изотермическая закалка при 350 °С	37	1450	1120	42
Сталь 5ХВ2С				
Закалка с отпуском при 550 °С	43	1310	1180	25
Изотермическая закалка при 350 °С	42	1300	1090	32

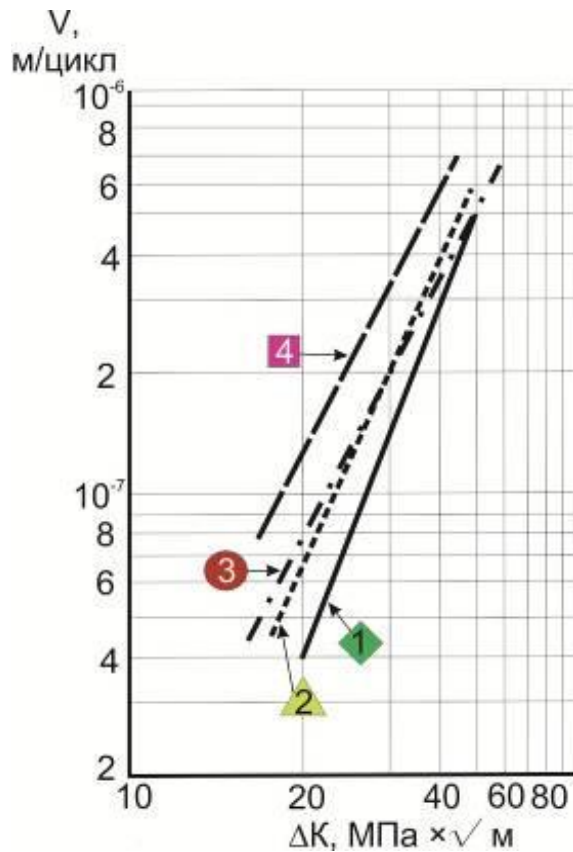


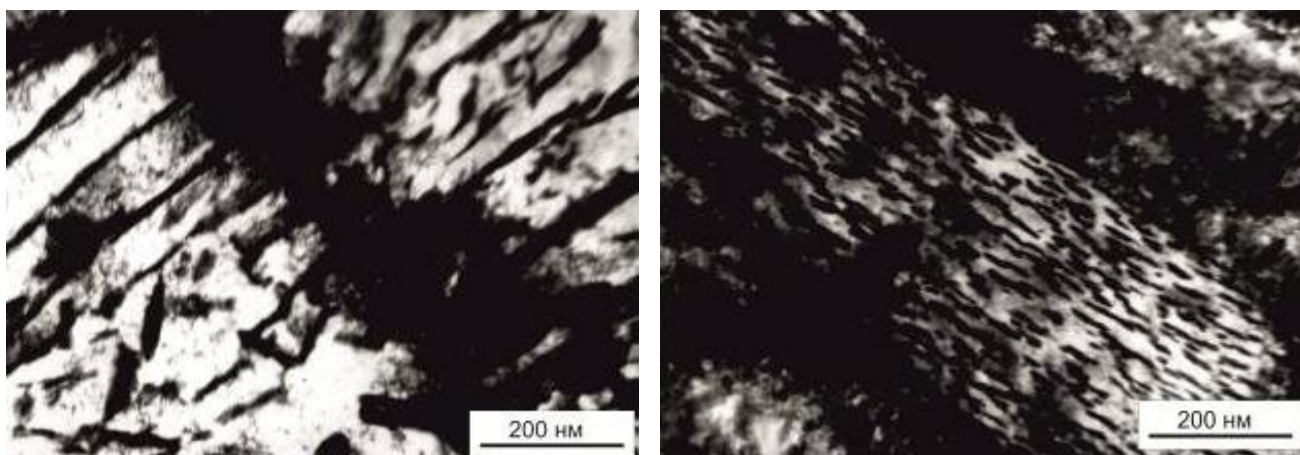
Рисунок 4.15 – Ударно-усталостная трещиностойкость сталей У8 и 5XB2С после различных видов термического упрочнения. 1 – сталь 5XB2С, $T_{из} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 – сталь 5XB2С, $T_{отп} = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$; 3 – сталь У8, $T_{из} = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$; 4 – сталь У8, $T_{отп} = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$

К основным факторам, влияющим на механические свойства сталей при их термической обработке, можно отнести степень пересыщения α -твердого раствора атомами углерода, величину кристаллов α -фазы, размер и характер расположения карбидных частиц. Повышение прочностных характеристик бейнита при снижении температуры изотермической выдержки обусловлено измельчением кристаллов α -фазы, а также уменьшением размеров карбидных частиц и повышением равномерности их распределения в твердом растворе. Границы кристаллов α -фазы и выделившиеся дисперсные частицы являются препятствиями на пути движения дислокаций. В структуре верхнего бейнита грубые пластины цементита выделяются по границам крупных кристаллов α -фазы, что приводит к охрупчиванию материала.

Морфология бейнита оказывает существенное влияние на характер поведения сталей при их усталостном нагружении. Низкое сопротивление

усталостному разрушению сталей, изотермически обработанных при температуре, близкой к точке M_n , при воздействии как сжимающей, так и изгибающей нагрузки, обусловлено, вероятно, высоким уровнем внутренних напряжений и малым сопротивлением хрупкому разрушению. Повышение температуры изотермической выдержки до 350 °С приводит к уменьшению степени пересыщения α -твердого раствора углеродом и, соответственно, к снижению внутренних напряжений. По сравнению со сталью У8 структура нижнего бейнита стали 5ХВ2С характеризуется меньшим размером реек α -фазы и меньшей долей карбидных включений, что, вероятно, обуславливает и более высокие усталостные свойства легированной стали. В области высоких температур изотермической выдержки (400-500 °С) уменьшение сопротивления усталостному разрушению связано с образованием по границам кристаллов α -твердого раствора грубых карбидных включений пластинчатой формы. Частицы такого типа не только способствуют зарождению усталостных трещин, но и ускоряют их рост. Возникшие в материале усталостные трещины распространяются преимущественно по границам между карбидными включениями и кристаллами α -твердого раствора.

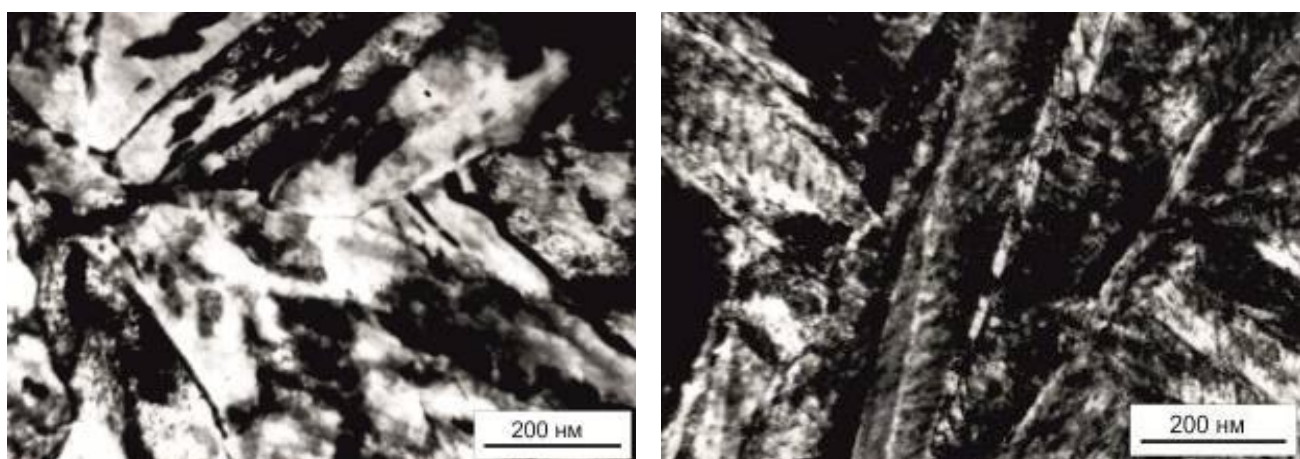
Для объяснения экспериментальных данных были проведены структурные исследования сталей, обработанных при различных температурах изотермической выдержки. Анализ результатов электронно-микроскопических исследований показывает, что структура, сформированная в процессе превращения при 450 °С, характеризуется грубым строением. Цементитные включения пластинчатой формы выделяются преимущественно по границам α -фазы (рисунки 4.16 а, 4.17 а). Снижение температуры до 350 °С приводит к тому, что цементит выделяется внутри пластин α -фазы. В структуре отчетливо различимы параллельные друг другу пакеты. Мелкодисперсные цементитные частицы, выделившиеся внутри кристаллов твердого раствора, имеют вытянутую форму. Во многих случаях карбиды располагаются под углом 50...60 градусов к оси кристалла. По этим признакам наблюдаемый тип структуры может быть идентифицирован как нижний бейнит (рисунки 4.16 б, 4.17 б).



а

б

Рисунок 4.16 – Структура бейнита стали У8 после изотермической обработки. а – $T_{из} = 450 \text{ } ^\circ\text{C}$, б – $T_{из} = 300 \text{ } ^\circ\text{C}$



а

б

Рисунок 4.17 – Структура бейнита стали 5ХВ2С после изотермической обработки. а – $T_{из} = 450 \text{ } ^\circ\text{C}$, б – $T_{из} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}$

Высокие усталостные свойства стали со структурой нижнего бейнита объясняются тем, что по сравнению с традиционной закалкой бейнитное превращение развивается с пониженной скоростью, в результате чего формируется менее дефектная и напряженная структура. Результаты электронно-микроскопических исследований свидетельствуют о том, что для карбидов, образующихся на границах кристаллов мартенсита в процессе отпуска сталей, характерна значительная протяженность (рисунок 4.18 а). В связи с тем, что

усталостные трещины в условиях многократного динамического нагружения сжатием преимущественно развиваются по границам раздела фаз (рисунок. 4.19) [48], большая длина межфазных границ негативно отражается на показателях трещиностойкости стали. В сталях со структурой нижнего бейнита дисперсные карбиды окружены пластичной α -фазой, благоприятно отражающейся на сопротивлении развитию трещин (рисунки 4.16 б, 4.17 б, 4.18 б).

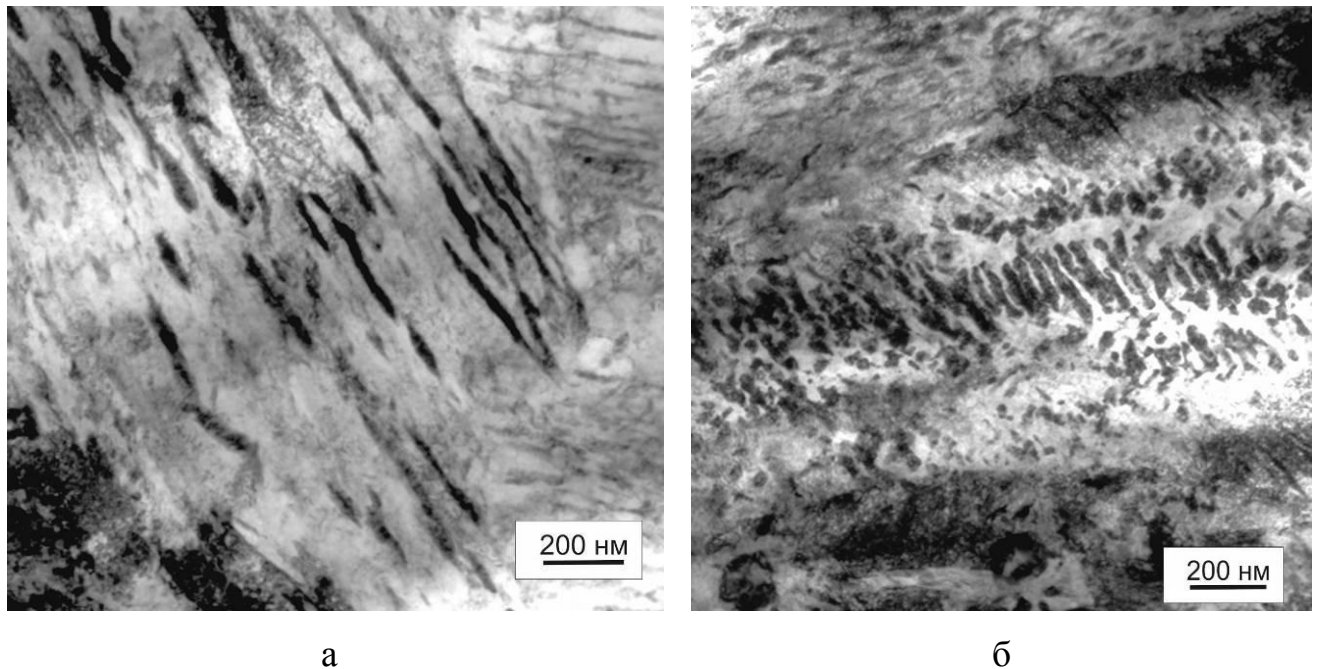


Рисунок 4.18 – Структура стали 40X2H2MA после закалки и отпуска при 400 °С (а) и после изотермической закалки при 350 °С (б)

Фрактографические исследования изломов сталей с различной морфологией бейнита показали, что на поверхностях разрушения присутствуют многочисленные участки с фасетками хрупкого скола, развитым микрорельефом и четкими границами, возникшими при продвижении трещин по границам бейнитных кристаллов. При этом в сталях со структурой верхнего бейнита размеры фасеток значительно больше, что свидетельствует о низкой энергоёмкости разрушения материала (рисунок 4.20).

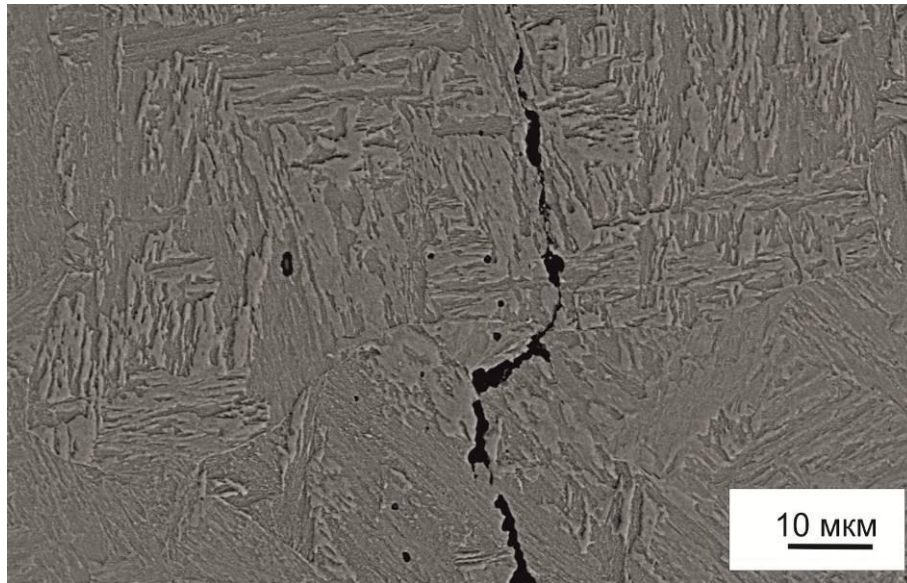
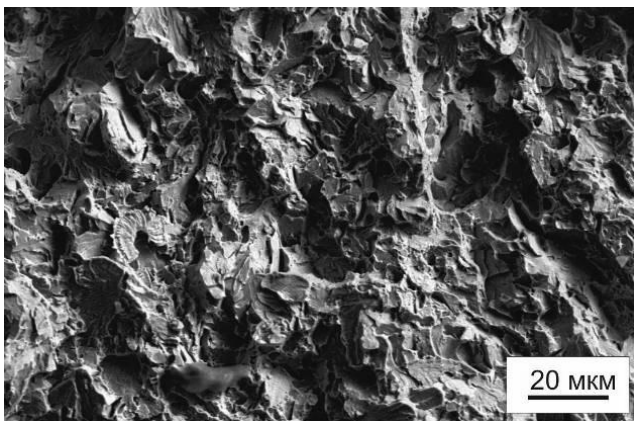
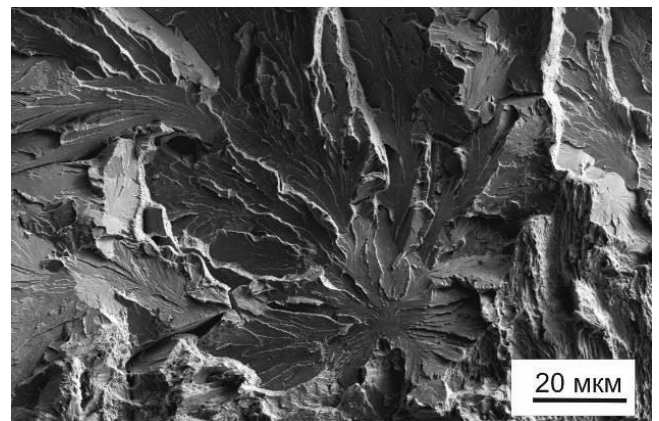


Рисунок 4.19 – Траектория продвижения усталостной трещины в стали 40X2H2MA со структурой бейнита при нагружении по схеме многократного динамического сжатия



а



б

Рисунок 4.20 – Поверхность разрушения стали У8, упрочненной по схеме изотермической закалки при 300 °C (а) и 450 °C (б)

Результаты усталостных испытаний образцов свидетельствуют о том, что при воздействии циклической сжимающей нагрузки сталь 40X2H2MA, упрочненная по технологии изотермической закалки, обладает полуторакратным преимуществом в усталостной долговечности по сравнению с закалкой и отпуском (при аналогичном уровне твердости 37-40 *HRC*). Показатели механических свойств стали, термически упрочненной по различным режимам,

приведены в таблице 4.5. Следует отметить, что по показателю ударной вязкости изотермически закаленная сталь в сравнении с закалкой и отпуском при сопоставимом уровне твердости существенных преимуществ не имеет.

Таблица 4.5 – Результаты испытаний образцов из стали 40X2H2MA

№	Термообработка	Твердость, <i>HRC</i>	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	KCV , Дж/см ²	Средняя долговечность при сжатии, цикл*
1	Закалка + отпуск при 400 °С	43	1304	1501	8	46	26625500
2	Закалка + отпуск при 500 °С	40	870	1257	14	62	23375000
3	Закалка + отпуск при 600 °С	32	539	950	20	88	-
4	Изотермическая закалка при 350 °С	37	735	1160	24	50	39252500
5	Изотермическая закалка при 450 °С	34	562	820	16	39	1413500

* по результатам испытаний серии из трех образцов

Таким образом, изотермическая закалка, выполненная по оптимальным режимам, позволяет существенно повысить сопротивление росту усталостных трещин стали 40X2H2MA по сравнению с закалкой и отпуском, обеспечивающей сопоставимый уровень прочностных характеристик и твердости. Однако следует отметить, что изотермическая обработка по режимам, обеспечивающим максимальные значения трещиностойкости и усталостной долговечности, не позволяет достичь высоких показателей твердости и прочности стали, необходимых для изготовления нагруженных деталей новых образцов энерговооруженных ударных механизмов. Так, предел текучести стали 40X2H2MA после изотермической закалки при 350 °С составляет 735 МПа, а твердость 37 *HRC* (таблица 4.6).

Анализ поведения динамически нагруженных деталей горных и строительных машин в реальных условиях эксплуатации показывает, что

надежная работа энерговооруженных ударных машин может быть обеспечена в случае, если предел текучести бойков составляет не менее 1000 МПа, а твердость - не ниже 45 *HRC*. Поэтому при использовании технологии изотермической закалки для упрочнения тяжело нагруженных деталей возникает реальная опасность пластической деформации материала и выхода из строя ударных машин вследствие заклинивания пар скольжения. Однако, это не исключает применение технологии изотермической закалки в расплавах солей с получением структуры нижнего бейнита для упрочнения деталей ударных машин, работающих при более низком уровне действующих напряжений.

4.4 Оценка возможности применения титановых сплавов для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных механизмов

Одним из перспективных направлений, связанных со снижением массы малогабаритных ударных машин и повышением их эксплуатационных характеристик, является применение высокопрочных титановых сплавов, обладающих низким удельным весом, высокой усталостной прочностью и коррозионной стойкостью. Достоинства титановых сплавов связаны с возможностью повышения производительности ударного оборудования за счет увеличения частоты и скорости ударного нагружения, а также с использованием в качестве энергоносителя водной среды [18]. Титановые сплавы обладают высоким коэффициентом затухания акустических волн и эффективно гасят отраженные ударные импульсы [20]. Можно предполагать, что в ударных системах с титановыми деталями быстрое затухание отраженных ударных импульсов положительно скажется на показателях долговечности деталей.

Кроме высокой цены, важным недостатком титановых сплавов является их низкая износостойкость в парах трения со сталью. По этой причине при проектировании экспериментальных образцов пневмоударников повышенное внимание было уделено вопросам обеспечения высоких триботехнических свойств пары трения «боек – гильза». Увеличить показатели износостойкости

титана можно, подбирая материал сопрягаемой детали или промежуточного элемента, а также используя подход, основанный на модифицировании поверхностных слоев изделий из титановых сплавов.

Наиболее рациональным методом модифицирования поверхности деталей ударных машин является химико-термическая обработка. В отличие от технологических процессов нанесения покрытий она не приводит к отслаиванию модифицированного слоя в условиях воздействия на материал многократных ударных импульсов. Для промышленного модифицирования поверхностных слоев титановых заготовок наиболее рациональным является применение таких технологических процессов как азотирование, окисление и цементация [20, 271]. Основными недостатками технологии азотирования и оксидирования титановых сплавов являются малая толщина упрочненного слоя (10-30 мкм) при значительном снижении сопротивления материала усталостному разрушению. Цементацией может быть получен диффузионный слой толщиной 80-100 мкм. Это обстоятельство позволяет считать поверхностное насыщение углеродом наиболее рациональным процессом, обеспечивающим повышение износостойкости титановых деталей, эксплуатирующихся в паре трения со сталью. Цель исследования заключалась в оценке эффективности процесса цементации для повышения износостойкости деталей из титановых сплавов и выявлении возможности применения этих материалов для производства бойков ударных механизмов.

В качестве исследуемого материала использовали высокопрочный титановый сплав марки ОТ4-1, являющийся технологичным деформируемым титановым сплавом, характеризующимся высокой вязкостью разрушения ($K_{1C} = 106 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$). По уровню трещиностойкости этот материал превосходит большинство высокопрочных титановых сплавов [20]. Химический состав сплава указан в таблице 4.6. Для повышения износостойкости материал подвергали цементации по следующим режимам: нагрев образцов в емкости с твердым карбюризатором до $900 \text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой при этой температуре в течение 3 часов и последующим охлаждением вместе с печью. В качестве карбюризатора

использовали древесный уголь с добавлением 20-25 % $BaCO_3$ и $CaCO_3$. Механические и триботехнические свойства модифицированного титанового сплава сравнивали со сталью 12ХН3А, широко применяемой для изготовления деталей ударных машин. Образцы из стали 12ХН3А подвергали цементации и закалке с отпуском до твердости 40 HRC.

Таблица 4.6 – Химический состав применяемых материалов [масс. %]

Материал	Al	C	Cr	Cu	Fe	Mn	Mo	Ni	Si	Zn	Ti
Сплав ОТ4-1	1,82	0,01	0,02	0,01	0,08	1,98	0,01	0,01	0,01	-	Осн.
Сталь 12ХН3А	0,02	0,13	0,78	0,07	Осн.	0,42	0,03	3,06	0,27	-	-
Сталь 45	0,02	0,45	0,01	0,03	Осн.	0,44	0,01	0,03	0,21	-	-
Латунь Л63	-	-	-	Осн.	0,13	-	-	-	-	28,38	-

Статические испытания на растяжение проводили на плоских пропорциональных образцах на испытательном комплексе *Instron 3369*. Ударную вязкость определяли на маятниковом копре *MetroCom* на образцах размером 10x10x55 мм с U-образными концентраторами при максимальной энергии удара 300 Дж.

Для испытаний на износостойкость использовали метод врезающегося индентора в условиях трения скольжения по схеме «диск – плоскость». Суть метода заключается в изнашивании образца из исследуемого материала вращающимся диском (индентором) с последующим определением объема изношенного материала. Для проведения исследований использовали образцы прямоугольной формы размером 35x10x4 мм. В каждой серии испытывали образцы в количестве 3 штук. Показатели относительной износостойкости рассчитывали как отношение среднеарифметического значения объема лунки изнашивания на эталонных образцах к среднеарифметическому значению объема лунки на поверхности исследуемых образцов. В качестве индентора использовали

диски диаметром 50 мм и шириной 10 мм, изготовленные из закаленной стали 45 (50 *HRC*) или латуни марки Л63. Индентор вращался со скоростью 300 об/мин, что обеспечивало скорость скольжения 47,1 м/мин. Путь трения при каждом испытании составлял 706 м. Нагрузка на пару трения была равна 100 Н. Испытания проводили в воде и минеральном масле М8В.

По данным металлографических исследований в результате цементации в образцах из сплава ОТ4-1 формируются упроченные слои глубиной 350...400 мкм (рисунок 4.21). Структура прилегающего к поверхности слоя представлена равноосными зернами размером 50...70 мкм. В сердцевине образец имеет структуру пластинчатого типа, представляющую собой пластинки альфа-фазы титана, разделенные тонкими прослойками бета-фазы.

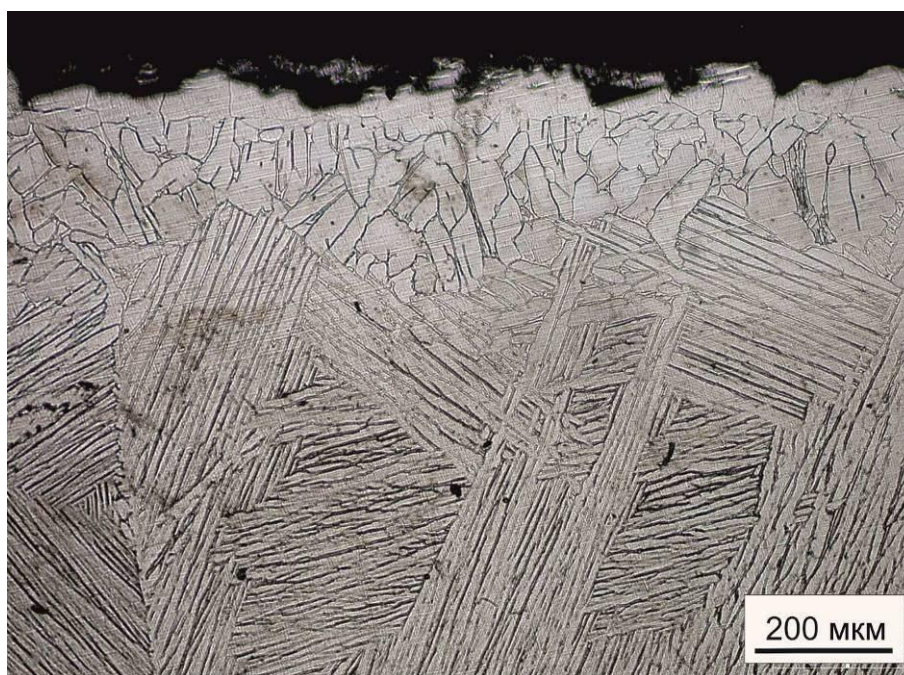


Рисунок 4.21 – Структура поверхностного слоя титанового сплава ОТ4-1 после цементации

Максимальное значение микротвердости цементованного слоя вблизи поверхности составляет 700...720 *HV*. По мере удаления от поверхности микротвердость материала снижается до 325...350 *HV* (рисунок 4.22). По литературным данным [20] повышение твердости титановых сплавов при

цементации связано с образованием на поверхности изделия слоя, содержащего высокопрочные частицы карбид титана TiC . По данным рентгенофазового анализа цементованного сплава ОТ4-1 на поверхности образцов были сформированы диффузионные слои со структурой низкотемпературного твердого раствора α -титана без явных признаков присутствия карбидной фазы. Отсутствие углерода в свободном виде или в виде карбидов указывает на его полное растворение в титановой матрице (рисунок 4.23).

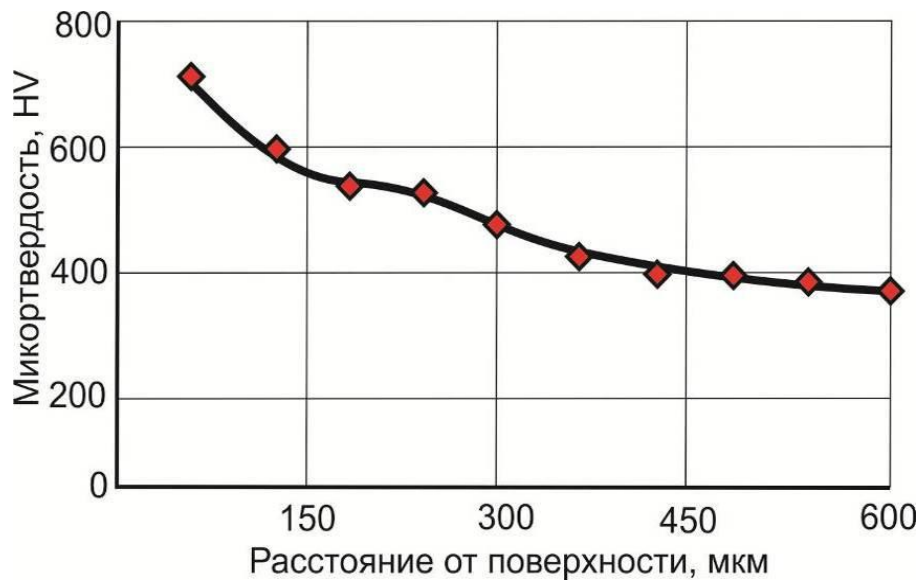


Рисунок 4.22 – Твердость поверхностного слоя образца из титанового сплава ОТ4-1 после цементации

Анализ механических свойств образцов из сплава ОТ4-1 свидетельствует о том, что по сравнению со сталью 12ХН3А его прочность в 2 раза ниже (таблица 4.7). При этом титановый сплав обладает более высокими показателями пластичности и ударной вязкости.

Исследования показали, что пара «титановый сплав – сталь» обладает низкими триботехническими свойствами при трении как в воде, так и в минеральном масле (таблица 4.8, рисунок 4.24). В паре трения со сталью 45 по показателю износостойкости сплав ОТ4-1 многократно уступает стали 12ХН3А. Однако цементация поверхности титанового сплава позволяет значительно увеличить его сопротивление изнашиванию. При смазывании минеральным

маслом износостойкость цементованного титанового сплава сопоставима с закаленной сталью 12ХН3А, а при трении в воде в 1,5 раза превосходит ее. Наиболее высокими триботехническими свойствами обладает пара трения «цементованный титановый сплав – латунь». В этом случае износостойкость титанового сплава в 4 раза выше по сравнению с износостойкостью стали 12ХН3А, взаимодействующей со сталью 45.

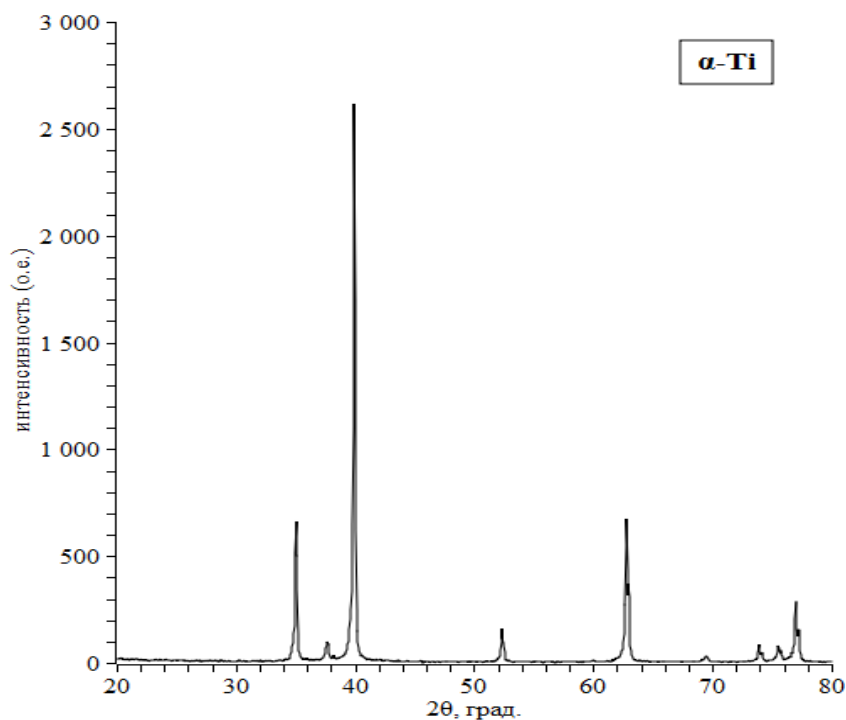


Рисунок 4.23 – Рентгенограмма, снятая с цементованного слоя титанового сплава ОТ4-1

Таблица 4.7 – Механические свойства стали 12ХН3А и сплава ОТ4-1

№	Характеристика	Сталь 12ХН3А (40 HRC)	Сплав ОТ4-1
1	Предел прочности σ_b , МПа	1180	543
2	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	1062	508
3	Относительное удлинение δ , %	14	17
4	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²	59	81

Таблица 4.8 – Триботехнические свойства различных пар трения

Материал образца	Материал контртела	Среда	Коэффициент трения	Относительная износостойкость
Сталь 12ХН3А	Сталь 45	Вода	0,39	1,00
Сплав ОТ4-1	Сталь 45	Вода	0,37	0,02
Сплав ОТ4-1 (цементация)	Сталь 45	Вода	0,15	1,61
Сплав ОТ4-1	Латунь Л63	Вода	0,17	1,50
Сплав ОТ4-1 (цементация)	Латунь Л63	Вода	0,12	1,75
Сталь 12ХН3А	Сталь 45	Масло	0,16	1,00
Сплав ОТ4-1	Сталь 45	Масло	0,2	0,01
Сплав ОТ4-1 (цементация)	Сталь 45	Масло	0,13	1,10
Сплав ОТ4-1	Латунь Л63	Масло	0,13	2,41
Сплав ОТ4-1 (цементация)	Латунь Л63	Масло	0,14	4,02

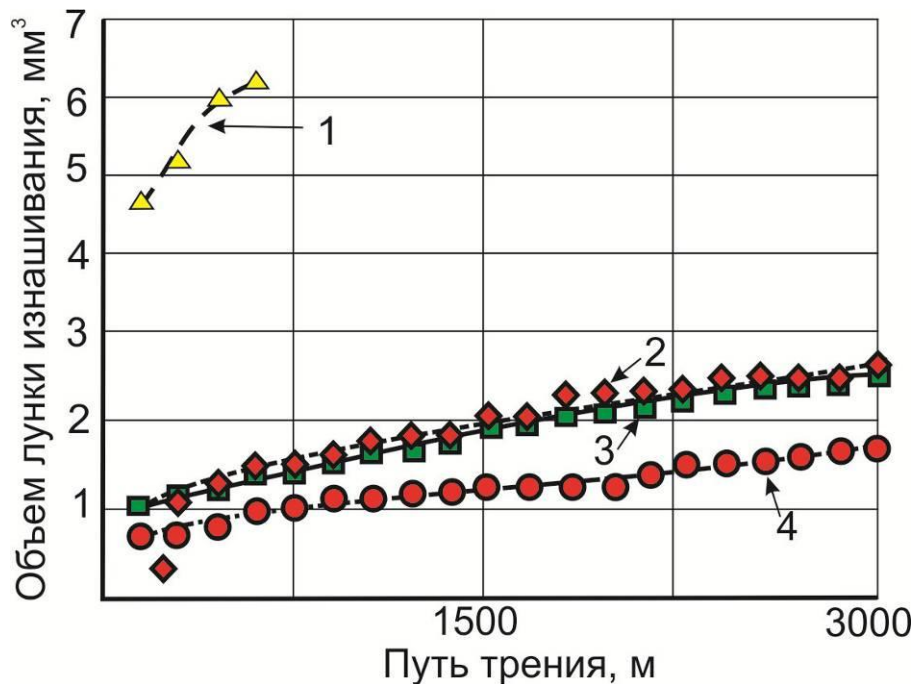
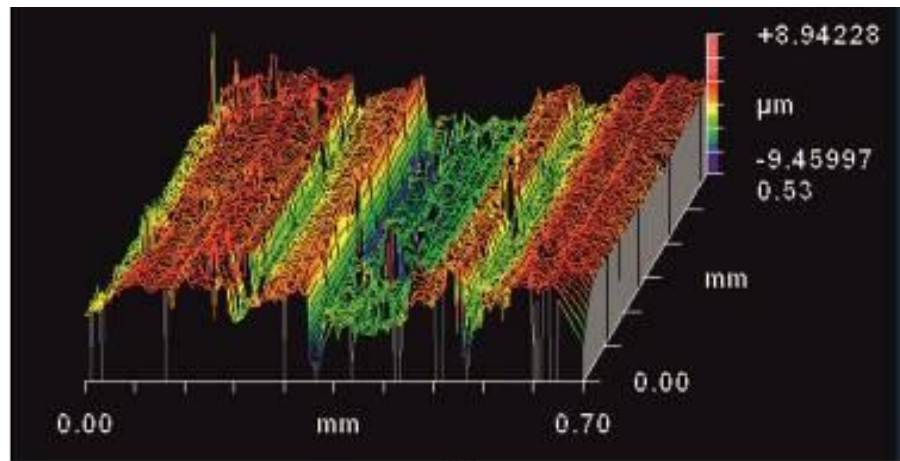
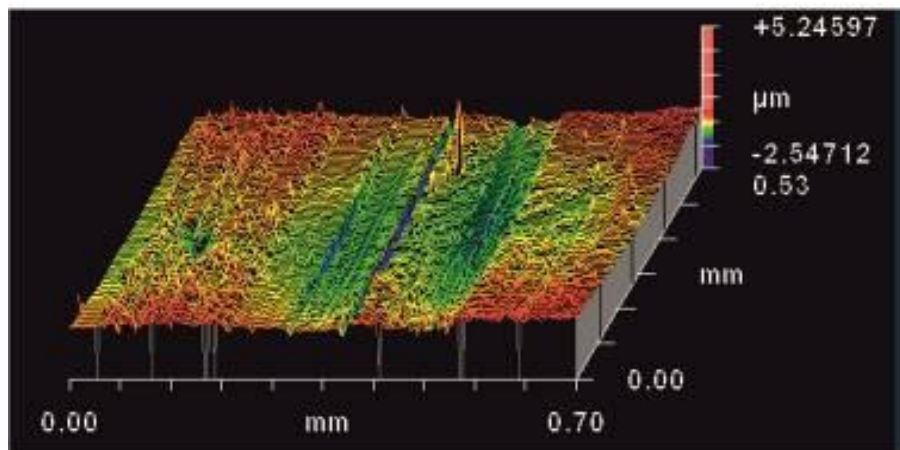


Рисунок 4.24 – Зависимость объема лунки изнашивания от пути трения в различных парах, испытанных в водной среде. 1 – титановый сплав ОТ4-1 – сталь 45; 2 – сталь 12ХН3А – сталь 45; 3 – титановый сплав ОТ4-1 (цементация) – сталь 45; 4 – титановый сплав ОТ4-1 (цементация) – латунь Л63

Результаты исследования топографии поверхности изнашивания поверхностно неупрочненных образцов из титанового сплава ОТ4-1 свидетельствуют о формировании в зонах трения развитого рельефа с рисками глубиной до 7 мкм, а также локальных областей схватывания с материалом контртела (рисунок 4.25 а). Средняя величина шероховатости в лунке изнашивания, рассчитанная по результатам измерения в десяти точках, составляет Ra 2,2 мкм. На поверхности контртела (стального диска) обнаружены значительные поверхностные повреждения, обусловленные контактным налипанием и адгезионным привариванием частиц титанового сплава.



а



б

Рисунок 4.25 – Трехмерное изображение поверхности лунки изнашивания на образце из сплава ОТ4-1. а - без поверхностного упрочнения; б – после цементации

Поверхность лунок изнашивания титанового сплава, подвергнутого цементации, имеет сглаженную форму со средними показателями шероховатости Ra 0,26 (рисунок 4.25 б). Явно выраженных следов адгезионного изнашивания на поверхности стального диска не обнаружено. Таким образом, можно полагать, что основной причиной повышения износостойкости цементованного титанового сплава является снижение его склонности к схватыванию.

Для оценки перспектив улучшения параметров ударных машин путем снижения массы бойка были спроектированы и изготовлены два экспериментальных образца малогабаритного пневмоударника АШ43, позволяющего бурить скважины диаметром 46 мм (рисунок 4.26). Пневмоударники были конструктивно идентичными, но отличались материалами бойков. В пневмоударнике АШ43С боек имел массу 365 граммов и был изготовлен из стали 12ХН3А с последующей цементацией и закалкой с низким отпуском [272]



а

б

Рисунок 4.26 – Конструкция экспериментального образца малогабаритного погружного пневмоударника АШ43Т (а) и бойка, изготовленный из сплава ОТ4-1 (б).

Для изготовления бойка пневмоударника АШ43Т был использован титановый сплав марки ОТ4-1 с последующей цементацией поверхностного слоя. Масса бойка в пневмоударнике АШ43Т составила 205 граммов. Поверхность бойка из титанового сплава ОТ4-1 подвергали цементации по следующему

режиму: нагрев образцов в закрытой емкости с твердым карбюризатором на основе древесного угля до 900 °С с выдержкой при этой температуре в течение 3 часов и последующим охлаждением вместе с печью. Металлографические и дюрометрические исследования показали, что в результате цементации на поверхности титанового сплава формируется упрочненный слой глубиной 350...400 мкм с максимальной микротвердостью вблизи поверхности 700...720 *HV*.

Воздухораспределительная гильза, охватывающая боек, была изготовлена из бронзы марки БрАЖ 9-4. Выбор этого материала был основан на данных, полученных в процессе предварительно проведенных триботехнических испытаний цементованного титанового сплава в паре трения со сталью и медным сплавом.

После изготовления экспериментальных пневмоударников АШ43С и АШ43Т были выполнены процессы их доводки и проведены исследования на лабораторном горизонтальном стенде с записью диаграмм давления в рабочих камерах и определением основных энергетических параметров ударных машин. Затем на станке СБП было выполнено пробное бурение с целью определения механической скорости перемещения инструмента. Данные исследований приведены в таблице 4.9.

Таблица 4.9 – Параметры пневмоударников АШ43С и АШ43Т

Параметры	АШ43С	АШ43Т
Диаметр скважины, мм	46	
Наружный диаметр корпуса, мм	40	
Рабочее давление, МПа	0,6	
Материал бойка	Сталь 12ХН3А	Сплав ОТ4-1
Масса бойка, г	365	205
Энергия удара, Дж	8,4	8,2
Частота ударов, мин ⁻¹	2136	3233
Ударная мощность, Вт	299	444
Масса без коронки, кг	3,13	2,97
Скорость бурения по граниту, мм/мин	70	90

Промышленные испытания показали, что при одинаковой энергии единичного удара мощность пневмоударника со стальным бойком составила 299 Вт. При этом была обеспечена средняя скорость бурения гранита, равная 70 мм/мин. В то же время мощность пневмоударника с бойком из титанового сплава составила 444 Вт, а скорость бурения - 90 мм/мин. Исследования доказали эффективность повышения мощности пневмоударников и целесообразность использования высокопрочных титановых сплавов для изготовления бойков малогабаритных ударных машин повышенной мощности.

Выводы по главе 4

1. В качестве материалов для изготовления бойков ударных машин, эксплуатирующихся при давлении 0,4-0,6 МПа, ряд компаний использует низкоуглеродистые легированные стали, упрочняемые по технологии цементации с последующей закалкой и низким отпускком. Для изготовления бойков энерговооруженных машин ударного действия, работающих при высоком давлении энергоносителя (3-3,5 МПа), применяют среднеуглеродистые легированные стали, подвергаемые объемной закалке с последующим отпускком. Формирующаяся при этом структура троостита обеспечивает по всему сечению детали твердость на уровне 44-46 *HRC*. Дополнительной упрочняющей обработкой может быть цементация изделий в сочетании с последующей поверхностной закалкой. Высокий уровень ударных импульсов, формируемых в тяжело нагруженных деталях ударных машин, является фактором, препятствующим использованию цементованных низкоуглеродистых легированных сталей. Наблюдаемая при их эксплуатации пластическая деформация материала является причиной изменения геометрических размеров и заклинивания подвижных узлов конструкций.

2. Для изготовления ответственных деталей энерговооруженных образцов современных ударных машин ведущие производители используют высококачественные среднеуглеродистые легированные стали,

характеризующиеся малой степенью загрязненности неметаллическими включениями. Важной особенностью ударных машин, отличающихся надежностью и долговечностью, является высокое качество поверхности тяжело нагруженных деталей. Практически все поверхности деталей такого рода подвергаются шлифованию. Высокое качество поверхностных слоев обеспечивает низкую концентрацию напряжений и замедляет процессы трещинообразования в динамически нагруженных изделиях.

3. При изготовлении тяжело нагруженных деталей энерговооруженных погружных ударных механизмов целесообразно использовать высокопрочные стали с пределом текучести не менее 1000 МПа, обладающие высокой трещиностойкостью и сопротивлением изнашиванию. Анализ способов улучшения механических свойств сталей, имеющих в распоряжении специалистов, свидетельствует о необходимости разработки новых видов термической обработки, обеспечивающих высокий комплекс механических свойств материалов. Выбор методов и рациональных режимов упрочнения деталей ударных машин целесообразно проводить с учетом анализа диаграмм конструктивной прочности, определяющих поведение материалов в конкретных условиях эксплуатации изделий. При обработке сталей, подвергаемых ударно-усталостному нагружению, необходимо контролировать уровень предела текучести, ударной вязкости, циклической трещиностойкости, усталостной долговечности в условиях многократного динамического сжатия и сопротивления изнашиванию.

4. Повышение прочностных характеристик и твердости сталей увеличивает их сопротивление усталостному разрушению в условиях ударно-циклического сжатия. При упрочнении сталей с 0,45-0,8 % *C* по технологии закалки с последующим отпуском наиболее высокий уровень усталостных свойств в условиях многократного динамического нагружения сжатием обеспечивает температура отпуска 300 °С, что соответствует твердости материалов в диапазоне 48-52 *HRC*. Максимальные показатели усталостной долговечности малоуглеродистых сталей соответствуют отпуску при 200 °С.

5. Формирование структуры низкоотпущенного мартенсита с твердостью более 54 *HRC* в тяжело нагруженных деталях ударных машин нецелесообразно. При получении структуры мартенсита, характеризующейся высоким уровнем внутренних напряжений, показатели усталостной долговечности стали снижаются от 4 до 10 раз, что обусловлено резким сокращением продолжительности этапа распространения усталостных трещин. Материалы со структурой такого типа обладают низкой надежностью и долговечностью.

6. Применение сталей с содержанием углерода менее 0,3 % для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных механизмов нерационально. Показатели их долговечности в несколько раз ниже по сравнению со средне- и высокоуглеродистыми сталями. Не целесообразно так же применение стальных деталей в термически неупрочненном состоянии, поскольку феррито-перлитная структура характеризуется низким сопротивлением усталостному разрушению вследствие быстрого распространения трещин по границам перлитных колоний и межфазным феррито-цементитным границам.

7. При реализации технологии изотермической закалки оптимальные показатели конструктивной прочности деталей, нагруженных по схеме многократного динамического сжатия, обеспечиваются при образовании в сталях структуры нижнего бейнита. Температура изотермической выдержки, обеспечивающая формирование эффективной структуры, в стали У8 составляет 300 °С, а в сталях 40Х, 40Х2Н2МА и 5ХВ2С – 350 °С. По уровню усталостной трещиностойкости сталь, упрочненная по технологии изотермической закалки, обладает полуторакратным преимуществом по сравнению со сталью в закаленном и отпущенном состоянии (при аналогичном уровне твердости 37...40 *HRC*).

8. Применение технологии изотермической закалки в области температур промежуточного превращения для упрочнения тяжело нагруженных деталей энерговооруженных ударных механизмов нецелесообразно, поскольку не позволяет обеспечить требуемый уровень прочностных свойств сталей. В то же время этот вид термической обработки может быть успешно использован для

упрочнения менее нагруженных деталей, при эксплуатации которых величина сжимающих напряжений не превышает 400 МПа.

9. Эффективным способом увеличения ударной мощности погружных пневмоударников является повышение частоты динамического нагружения с использованием бойков уменьшенной массы. При конструировании пневмоударников малого диаметра такой подход может быть реализован с применением бойков из высокопрочных титановых сплавов, характеризующихся низким удельным весом. Результаты промышленных испытаний пневмоударника АШ43 показали, что применение титановых сплавов для изготовления бойков пневмоударников позволяет в 1,5 раза повысить ударную мощность и на 30 % увеличить скорость бурения по сравнению с пневмоударниками, оснащенными стальными бойками.

10. Модифицирование поверхности титановых бойков цементацией позволяет устранить их основной эксплуатационный недостаток – низкую износостойкость и склонность к схватыванию при взаимодействии со стальными контртелами. В паре трения со сталью 45 износостойкость цементованного титанового сплава сопоставима с закаленной сталью 12ХНЗА, а в паре с латуной Л63 в 1,5 раза превосходит ее.

ГЛАВА 5

СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ УДАРНЫХ МАШИН ФОРМИРОВАНИЕМ СМЕШАННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ

5.1 Обеспечение комплекса высоких механических свойств сталей термической обработкой с образованием смешанной структуры

Один из рациональных способов получения в сталях комплекса высоких механических свойств заключается в термической обработке с образованием смешанной структуры, состоящей из микрообъемов, характеризующихся различным уровнем прочностных свойств, ударной вязкости и трещиностойкости. Очевидно, что для упрочнения тяжело нагруженных деталей ударных механизмов схема термической обработки должна обеспечивать получение высокопрочных структурных составляющих – мартенсита и (или) бейнита. Известные схемы формирования бейнито-мартенситной структуры, предусматривающие распад переохлажденного аустенита с образованием на первом этапе заданной доли бейнита и дальнейшее мартенситное превращение оставшейся части аустенита (рисунок 5.1 а) обладают рядом недостатков [130-132].

При использовании данных видов термической обработки бейнитное превращение развивается преимущественно в зонах, обедненных углеродом. Последующее мартенситное превращение происходит в зонах с повышенным содержанием углерода. В результате такой обработки в конечной структуре стали сохраняется высокий уровень внутренних напряжений.

В ряде научных работ для снижения внутренних напряжений в сформированной бейнито-мартенситной структуре [273] рекомендуется проведение дополнительного отпуска сплава (рисунок 5.1 б). Однако, даже после дополнительной термической операции отпуска сохраняется высокая вероятность образования закалочных микротрещин, что делает указанную технологию нерациональной для упрочнения сталей с высоким содержанием углерода.

Разработанная на кафедре материаловедения в машиностроении НГТУ [274-276] технология формирования в сталях смешанной мартенсито-бейнитной структуры (рисунок 5.2) в значительной степени устраняет недостатки, характерные для описанного выше процесса распада переохлажденного аустенита. В соответствии с предложенным подходом после нагрева до аустенитного состояния производится охлаждение стали до температуры, соответствующей мартенситной области. С целью образования в структуре определенной доли мартенсита скорость охлаждения стали должна быть выше критической. При последующем нагреве в область температур бейнитного превращения происходит отпуск образовавшегося ранее мартенсита. Одновременно оставшаяся часть аустенита преобразуется в бейнит. По сравнению с известными технологическими процессами, обеспечивающими формирование структуры бейнито-мартенситного типа, предложенная схема имеет ряд преимуществ.

1. Процесс образования мартенсита характеризуется своей незавершенностью. Таким образом, кристаллы мартенсита, возникшие на первой стадии термической обработки, окружены пластичным аустенитом, обеспечивающим эффективную релаксацию механических напряжений в стали.

2. При мартенсито-бейнитной обработке мартенсит формируется в обедненных углеродом областях, характеризующихся повышенной температурой начала мартенситного превращения. Это обстоятельство способствует увеличению в стали доли речного мартенсита, характеризующегося по сравнению с двойникованным большей релаксационной способностью и трещиностойкостью.

3. При реализации известных схем формирования смешанной структуры соотношение объемных долей мартенсита и бейнита определяется временем выдержки стали в области промежуточного превращения. Это требует тщательного соблюдения временных параметров термообработки и постоянного контроля качества обрабатываемых изделий. В разработанной технологии соотношение фаз зависит от температурного режима предварительного

охлаждения. При этом возможна корректировка времени обработки с целью синхронизации термических операций без ухудшения качества упрочняемых заготовок.

4. Обработка по предложенной в работе схеме не требует операции последующего отпуска, что удешевляет процесс упрочнения деталей.

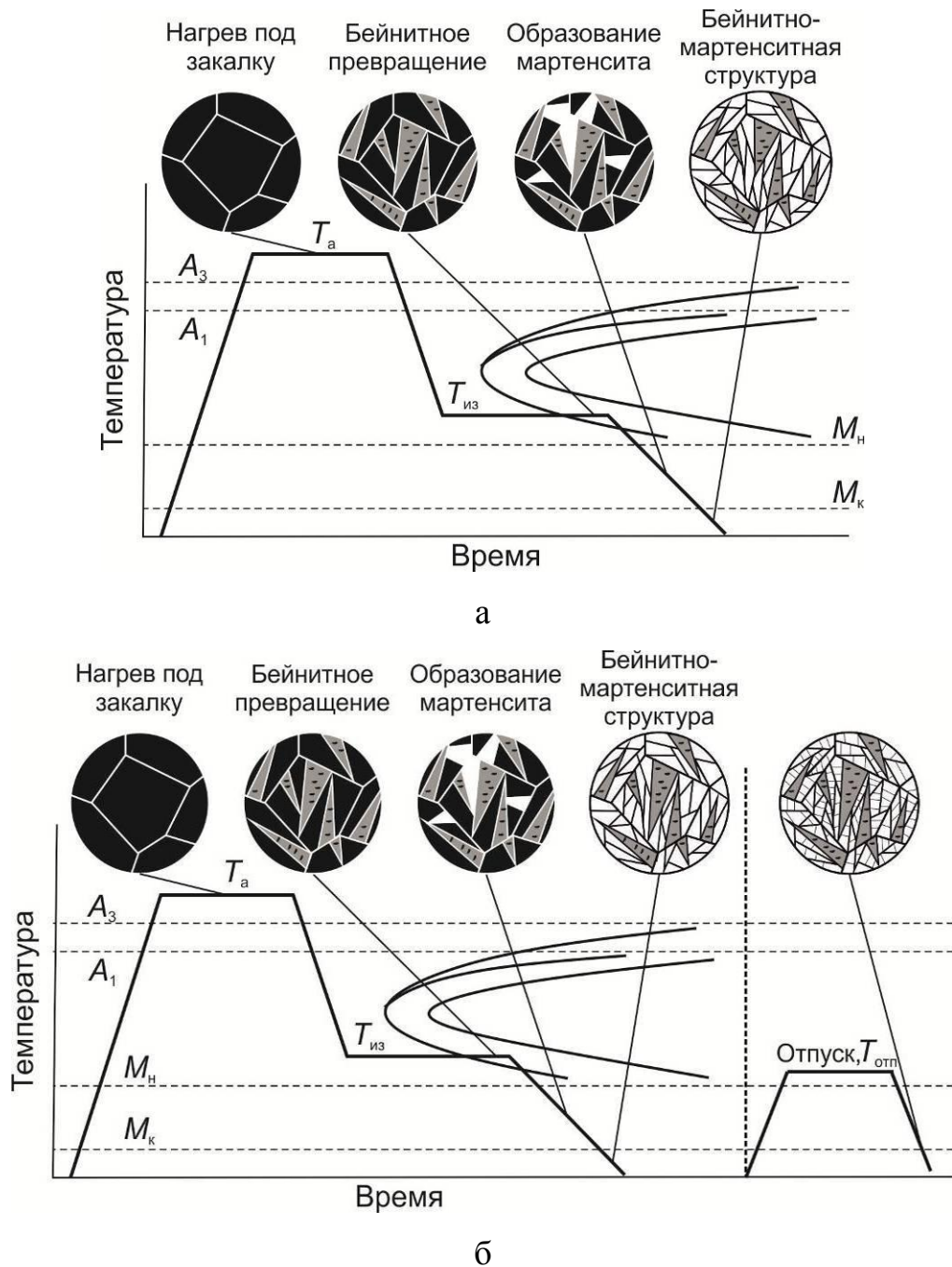


Рисунок 5.1 – Схема термической обработки стали с бейнито-мартенситным превращением аустенита без операции отпуска (а) и с последующим отпуском заготовок (б)

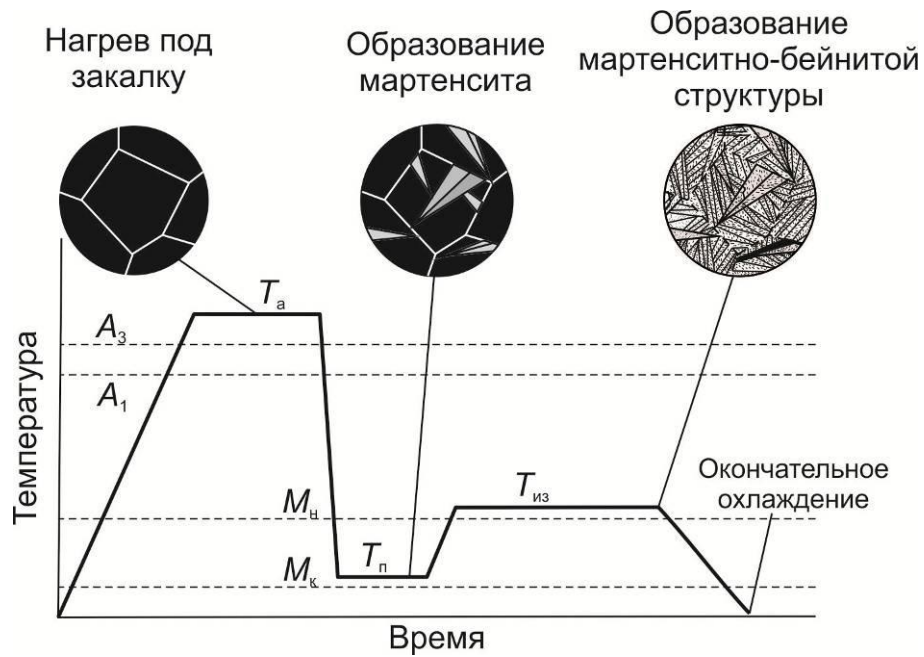


Рисунок 5.2 – Схема термической обработки стали с мартенситно-бейнитным превращением аустенита

Цель исследований заключалась в изучении влияния режимов термической обработки со смешанным мартенситно-бейнитным превращением аустенита на механические свойства сталей и выявлении возможности ее применения для упрочнения деталей ударных механизмов. Сравнение эффективности различных режимов производилось по показателям твердости, прочности, усталостной долговечности в условиях многократного динамического сжатия и по характеристикам трещиностойкости при ударно-циклическом изгибе (на вторых участках кинетических диаграмм ударно-усталостного разрушения). Одним из критериев для сравнения трещиностойкости сталей с различной структурой служила скорость роста трещины при размахе коэффициента интенсивности напряжений $\Delta K = 20 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$. В качестве объектов исследования были использованы образцы из сталей У8, 40Х, 5ХВ2С и 40Х2Н2МА, широко применяемых для изготовления деталей ударных машин и ударного инструмента.

Нагрев до аустенитного состояния и выдержку сталей осуществляли в шахтной печи при температуре T_a , равной 800 °С (сталь У8), 860 °С (стали 40Х и 40Х2Н2МА) и 900 °С (сталь 5ХВ2С). На втором этапе обработки проводили охлаждение образцов со скоростью выше критической до температуры

предварительного охлаждения $T_{\text{п}}$, находящейся в диапазоне температур между началом и концом мартенситного превращения. Для стали У8 этот диапазон составлял от 20 до 300 °С, а для сталей 40Х, 5ХВ2С и 40Х2Н2МА – от 20 до 350 °С. На третьем этапе осуществляли нагрев заготовок в область температур бейнитного превращения с последующей изотермической выдержкой в течение 40 минут. Время выдержки было выбрано таким образом, чтобы процессы распада переохлажденного аустенита и отпуска полученного ранее мартенсита успели завершиться. Температура изотермической выдержки $T_{\text{из}}$ стали У8 варьировалась в диапазоне от 250 до 400 °С, сталей марок 40Х, 5ХВ2С и 40Х2Н2МА – в пределах 330 - 450 °С.

Проведенные в работе исследования показали, что прочностные характеристики сталей и характер их сопротивления усталостному разрушению связаны как с температурой предварительного охлаждения $T_{\text{п}}$ (определяющей объемные доли образующихся в структуре мартенсита и бейнита), так и с температурой нагрева в области изотермического распада $T_{\text{из}}$. Варьирование величиной $T_{\text{из}}$ позволяет получать бейнит различной морфологии и менять степень отпуска пересыщенного твердого раствора.

Температурный диапазон предварительного охлаждения стали ограничен. Нижним пределом диапазона является комнатная температура. В этом случае строение анализируемых сталей полностью соответствует структуре, получаемой в процессе традиционной закалки. Верхним пределом является температура начала мартенситного превращения $M_{\text{н}}$. Если температура предварительного охлаждения $T_{\text{п}}$ выше значения $M_{\text{н}}$, то мартенсит в структуре стали не образуется и весь переохлажденный аустенит претерпевает распад в промежуточной области. При реализации данного режима термическая обработка аналогична операции изотермической закалки в области промежуточного превращения.

Исследование сталей со смешанной мартенсито-бейнитной структурой сопряжено со сложностью идентификации отпущенного мартенсита и бейнита. По форме обе структурные составляющие близки между собой, точная визуальная

идентификация фаз затруднительна и определяемое их объемное соотношение не является точным.

Эксперименты по определению оптимального соотношения мартенсита и бейнита в смешанной структуре свидетельствуют о том, что увеличение доли бейнита является причиной снижения прочностных характеристик и твердости сталей. При наличии в структуре менее 40 % мартенситной составляющей наблюдается незначительное снижение предела текучести и твердости сталей по сравнению с закаленным и отпущенным состоянием (при одинаковой температуре изотермической выдержки) (рисунки 5.3 - 5.6). В стали У8 структура с 40 % бейнита и 60 % мартенсита формируется при температуре предварительного охлаждения 180 °С, а в сталях 40Х и 5ХВ2С – при 270 °С. Снижение количества мартенсита до значений менее 40 % сопровождается устранением жесткого мартенситного каркаса, обеспечивающего высокие прочностные характеристики стали. При отсутствии в структуре мартенситных кристаллов твердость стали снижается на 11-13 %, а прочность – на 15-30 %.

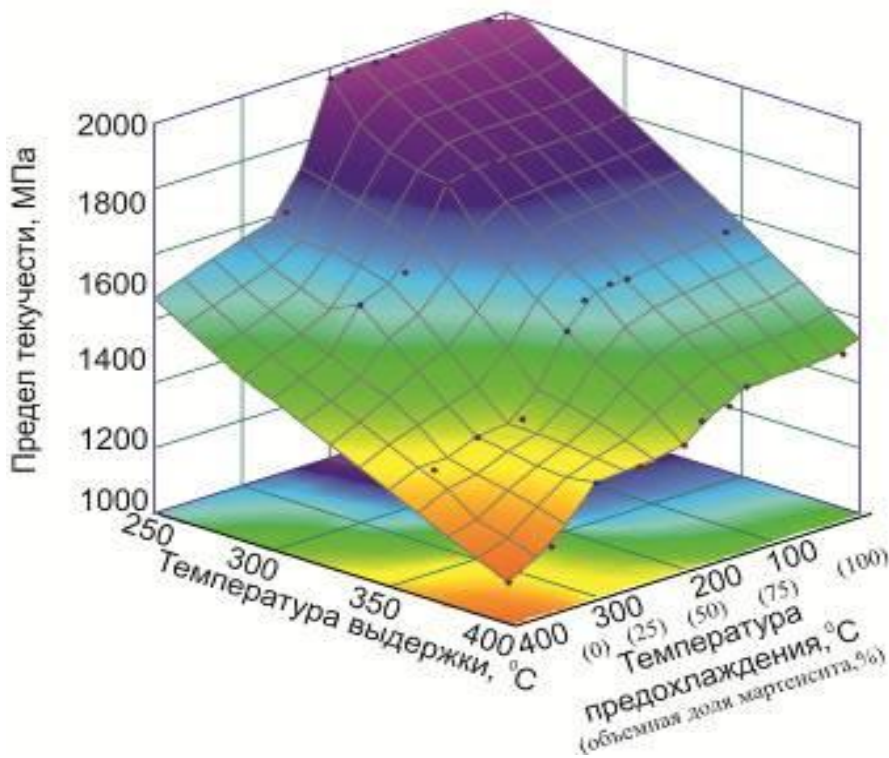


Рисунок 5.3 – Зависимость условного предела текучести стали У8 от температур предварительного охлаждения и изотермической выдержки в области бейнитного превращения

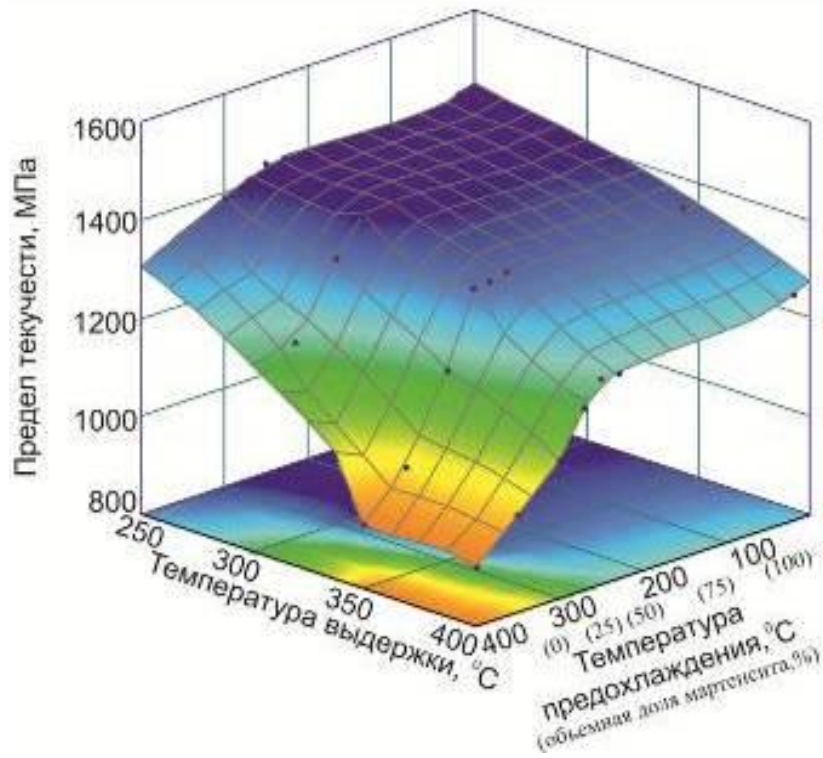


Рисунок 5.4 – Зависимость условного предела текучести стали 40Х от температур предварительного охлаждения $T_{п}$ и изотермической выдержки $T_{из}$ в области бейнитного превращения

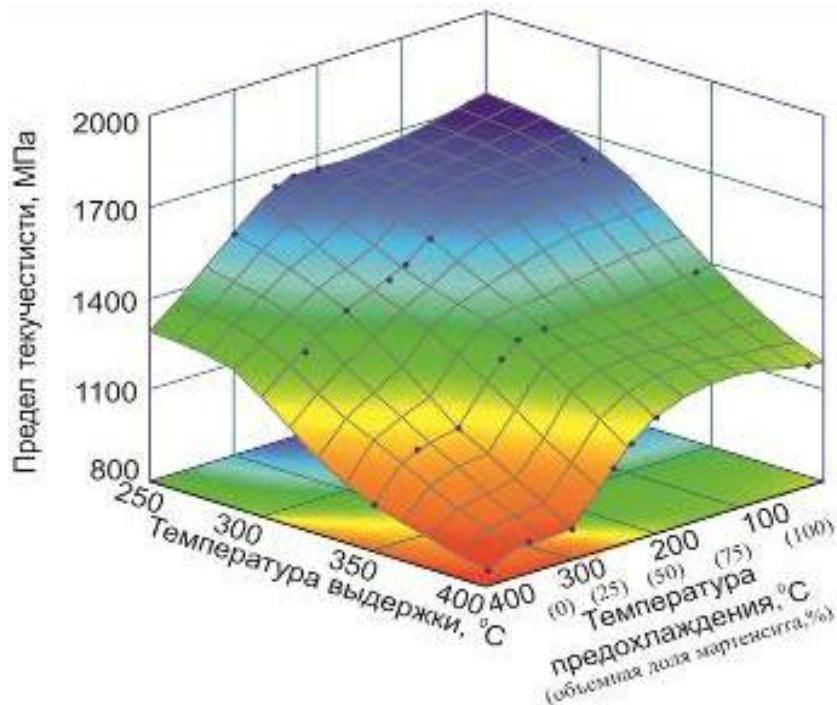


Рисунок 5.5 – Зависимость условного предела текучести стали 5ХВ2С от температур предварительного охлаждения $T_{п}$ и изотермической выдержки $T_{из}$ в области бейнитного превращения

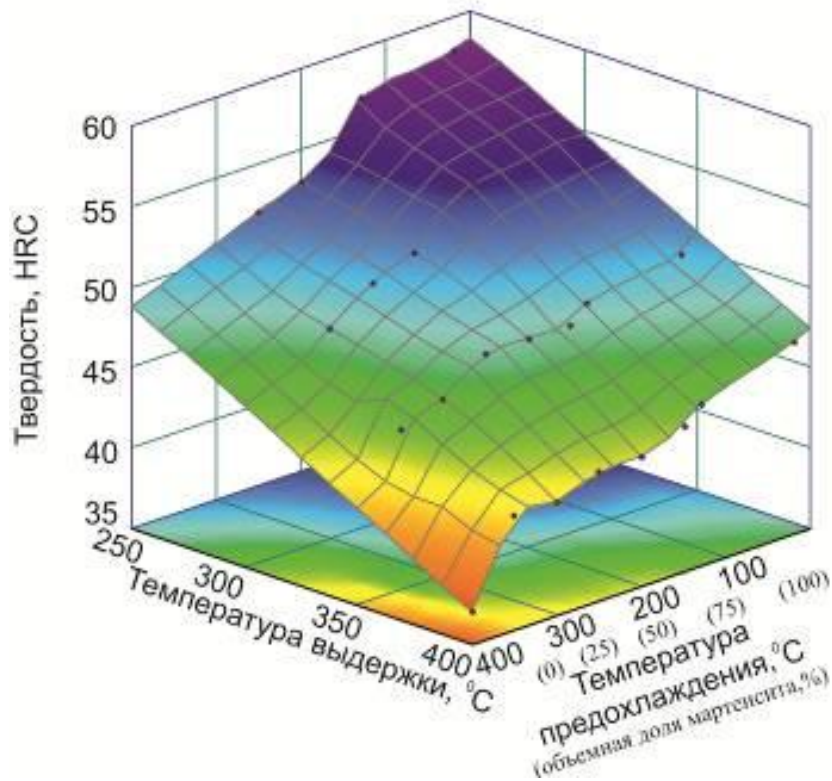


Рисунок 5.6 – Зависимость твердости стали У8 от температур предварительного охлаждения $T_{п}$ и изотермической выдержки $T_{из}$ в области бейнитного превращения

Вторым важным фактором, влияющим на свойства сталей после термообработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, является температура изотермической выдержки в бейнитной области. Результатом ее повышения является снижение характеристик прочности и твердости сталей. При температурах выдержки более 400 °C твердость сталей составляет менее 45 HRC, что делает нерациональным применение такой термообработки для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных машин (рисунки 5.7, 5.8). Важным обстоятельством является формирование при высоких температурах изотермической выдержки структуры верхнего бейнита, характеризующейся пониженными показателями пластичности.

Анализ показателей усталостных свойств материалов в условиях ударно-циклического нагружения показывает, что максимальной долговечностью и трещиностойкостью обладают стали, имеющие структуру бейнита, полученного

при температуре изотермической выдержки 350 °С (рисунки 5.9, 5.10). Если при термической обработке в сталях формируется структура с объемной долей мартенсита и бейнита, составляющей 40 и 60 % соответственно, то их трещиностойкость незначительно уступает свойствам сталей с бейнитной структурой. Дальнейшее уменьшение доли бейнитной составляющей, происходящее при понижении температуры предварительного охлаждения, значительно снижает уровень сопротивления распространению усталостных трещин и показатели усталостной долговечности сталей.

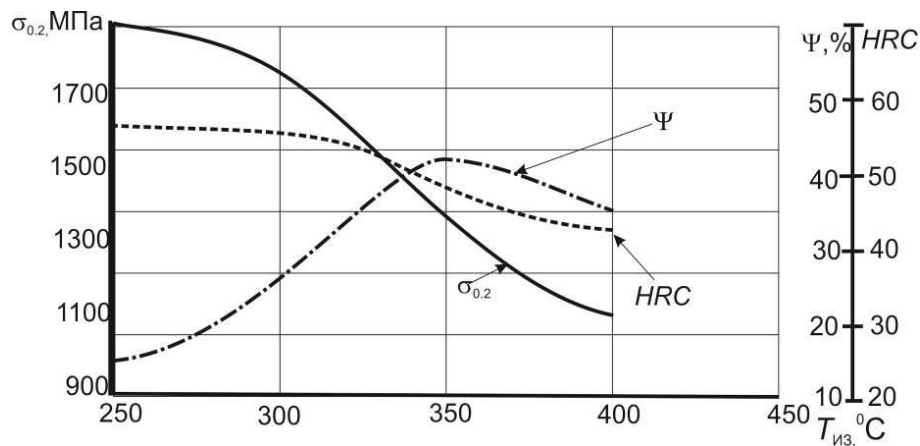


Рисунок 5.7 – Влияние температуры изотермической выдержки на механические свойства стали У8 со смешанной структурой, сформированной при температуре предварительного охлаждения 180 °С

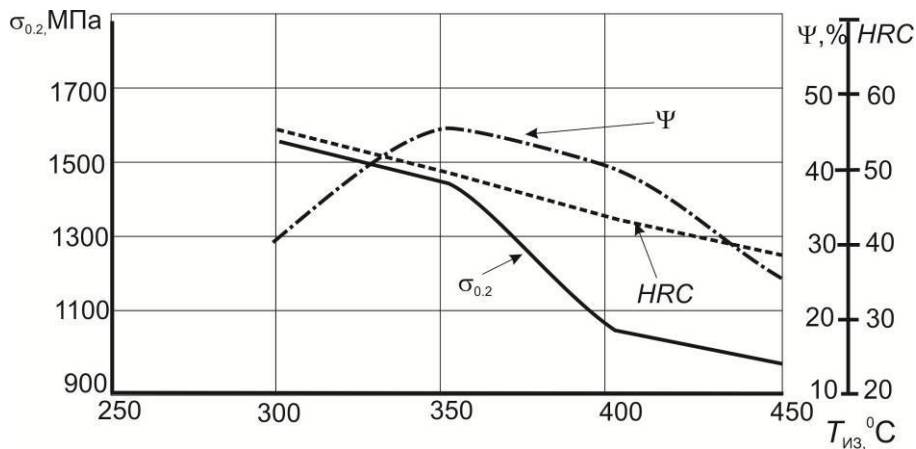


Рисунок 5.8 – Влияние температуры изотермической выдержки на механические свойства стали 5ХВ2С со смешанной структурой, сформированной при температуре предварительного охлаждения 270 °С

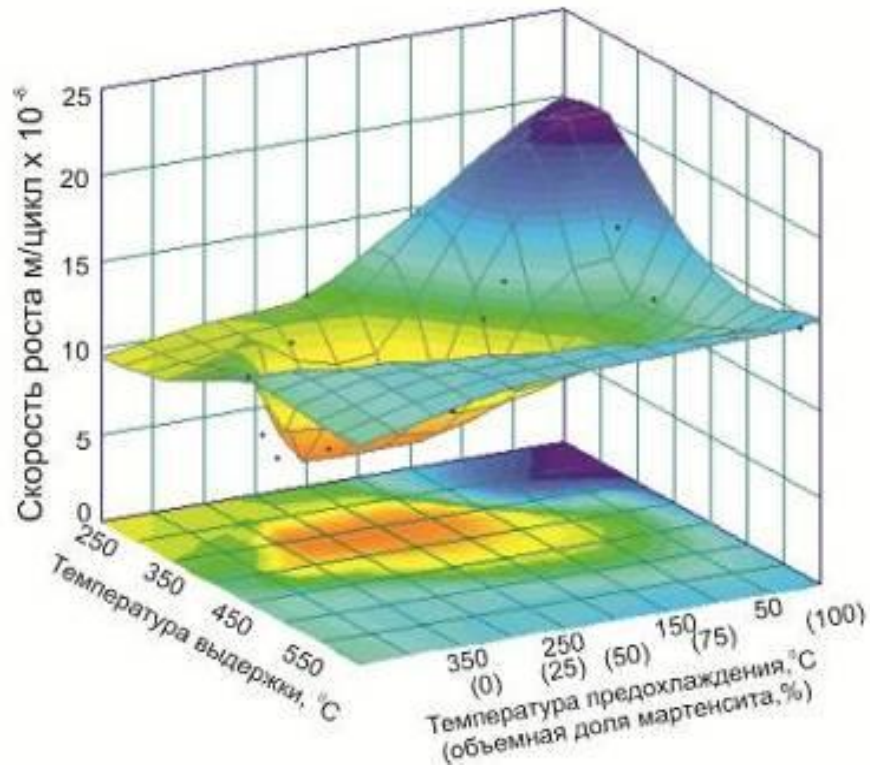


Рисунок 5.9 – Зависимость скорости роста усталостной трещины (при $\Delta K = 20$ МПа $\cdot\sqrt{м}$) в образцах из стали У8 от температур предварительного охлаждения и изотермической выдержки в бейнитной области

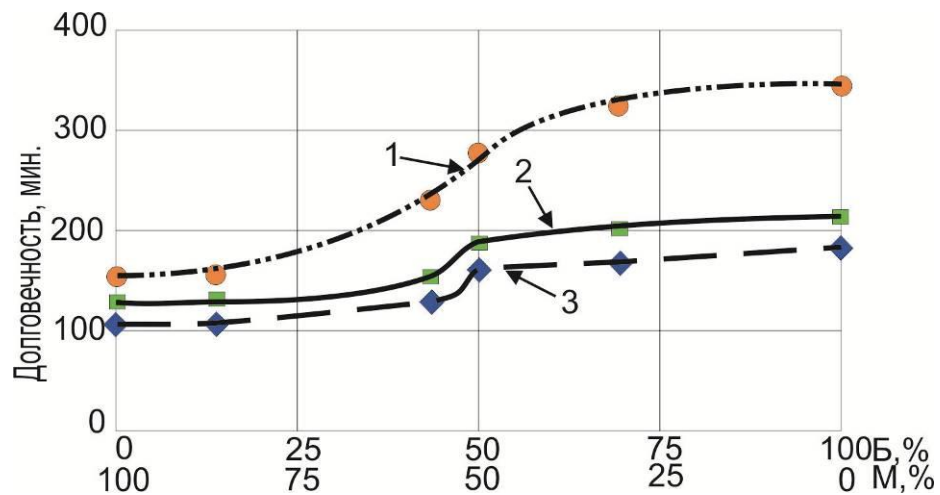


Рисунок 5.10 – Ударно-циклическая долговечность при испытаниях на трехточечный изгиб сталей с различным количеством структурных составляющих (Б – доля бейнита, М – доля отпущенного мартенсита). 1 – сталь 5ХВ2С, 2 – сталь У8, 3 – сталь 40Х (температура изотермической выдержки $T_{из} = 350$ °C)

Минимальное сопротивление зарождению и распространению усталостных трещин характерно для сталей, температура предварительного охлаждения которых составляла 20 °С (т.е. структура состояла полностью из мартенситных кристаллов). Низкой трещиностойкостью обладают также стали, при термической обработке которых температура изотермической выдержки $T_{из}$ была близка к температуре начала мартенситного превращения M_n . В этом случае в сталях формируется структура с относительно высоким уровнем внутренних напряжений, характеризующаяся повышенной склонностью к хрупкому разрушению. Изотермическая выдержка в диапазоне температур 400 - 450 °С приводит к образованию структуры верхнего бейнита с крупными выделениями карбидной фазы, что также снижает пластичность сталей и их сопротивление усталостному разрушению.

Испытания образцов по схеме многократного динамического сжатия показали, что при сопоставимых прочностных характеристиках и твердости стали со смешанной структурой, содержащие 40 и 60 % мартенсита и бейнита соответственно, обладают полуторакратным преимуществом в усталостной долговечности по сравнению со сталями, упрочненными по технологии закалки с отпуском. При этом их долговечность незначительно уступает образцам, упрочненным по традиционной технологии изотермической закалки с охлаждением в области температур промежуточного превращения (таблицы 5.1 - 5.3). Следует отметить, что время зарождения усталостных трещин в сталях с различной структурой было приблизительно одинаковым и составляло от 30 до 135 минут (15000 – 67500 циклов нагружения). Таким образом, можно утверждать, что в условиях многократного динамического сжатия долговечность стали лимитируется главным образом продолжительностью этапа роста усталостных трещин.

В сталях со структурой смешанного типа распространение длинных трещин (трещин, выходящих за пределы влияния поля деформаций, создаваемых поверхностным концентратором напряжений) сопровождается их частыми остановками на продолжительное время с последующим стабильным ростом со

скоростью, сопоставимой со средней скоростью роста в структуре отпущенного мартенсита (рисунок 5.11). Длительные остановки усталостных трещин в сталях со смешанной структурой могут быть объяснены тем, что распространение трещин периодически происходит в областях со структурой нижнего бейнита, обладающего повышенной пластичностью и высокой способностью к релаксации напряжений в окрестности вершины растущей трещины. При дальнейших циклах нагружения происходит наклеп и постепенное накопления повреждений в материале, что позволяет трещине продолжить свой рост.

Таблица 5.1 – Прочностные свойства стали У8, твердость и долговечность при испытаниях по схеме многократного динамического сжатия

№	Термообработка	Твердость, <i>HRC</i>	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	Долговечность при сжатии, цикл*
1	Закалка с отпуском при 300 °С	54	1810	2020	2872500
2	Закалка с отпуском при 400 °С	44	1310	1580	987000
3	Изотермическая закалка при 300 °С	44	1470	1550	4240000
4	Термообработка с М – Б превращением $T_{п} = 180$ °С, $T_{из} = 300$ °С	48	1510	1780	4326000

* Среднее значение долговечности при испытании серии из трех образцов

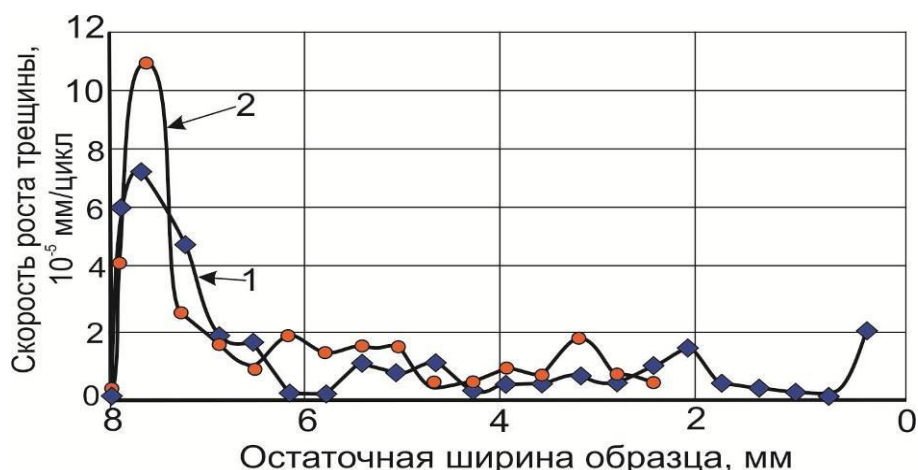


Рисунок 5.11 – Зависимость скорости роста трещины* в стали У8 от остаточной ширины поперечного сечения образца. 1 - термообработка с М – Б превращением.

$$T_{\text{п}} = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}, T_{\text{из}} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}, 2 - \text{закалка} + \text{отпуск } 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

(*Скорость роста трещины рассчитана как отношение суммарного прироста трещин, распространяющихся с противоположных сторон образца (схема на рисунке 3.1), к количеству циклов между замерами)

Таблица 5.2 – Прочностные свойства стали 5ХВ2С, твердость и долговечность при испытаниях по схеме многократного динамического сжатия

№	Термообработка	Твердость, HRC	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	Долговечность при сжатии, цикл*
1	Закалка с отпуском при 300 °С	52	1650	1780	3852500
2	Закалка с отпуском при 400 °С	50	1390	1570	2517600
3	Изотермическая закалка при 350 °С	42	1090	1300	5715000
4	Термообработка с М – Б превращением $T_{\text{п}} = 270 \text{ }^{\circ}\text{C}, T_{\text{из}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$	48	1430	1630	5237500

* Среднее значение долговечности при испытании серии из трех образцов

Таблица 5.3 – Прочностные свойства стали 40X2H2MA, твердость и долговечность при испытаниях по схеме многократного динамического сжатия

№	Термообработка	Твердость, <i>HRC</i>	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	Долговечность при сжатии, цикл*
1	Закалка с отпуском при 400 °С	43	1304	1501	2625500
2	Закалка с отпуском при 500 °С	40	870	1257	2375000
3	Изотермическая закалка при 350 °С	37	788	1160	3952500
4	Термообработка с М – Б превращением. $T_{II} = 270$ °С, $T_{из} = 350$ °С	40	941	1341	3337000

* Среднее значение долговечности при испытании серии из трех образцов

Одна из особенностей эксплуатации ударных машин связана с возникновением в момент удара в поверхностных слоях контактирующих деталей высоких локальных напряжений, величина которых может превышать предел текучести стали. В результате накопления повреждений, обусловленного пластическим течением материала, происходит разрушение поверхностных слоев деталей с образованием микротрещин и ямок выкрашивания (питтингов), что в свою очередь негативно влияет на показатели общей долговечности ударных механизмов.

Одна из задач, решаемых при выполнении исследований, заключалась в оценке контактно-усталостной выносливости сталей со смешанной структурой. Исследования проводили на специально сконструированной установке по схеме нагружения «пульсирующий контакт». В качестве индентора был использован закаленный стальной шарик диаметром 5 мм, к которому с частотой 25 Гц

прикладывалась нагрузка 500 Н. В ходе испытаний на измерительном микроскопе периодически определяли диаметр пятна контакта и строили график его изменения в процессе наработки. При контактном взаимодействии усталостное разрушение стали происходит в три этапа (рисунок 2.2, глава 2). На первом этапе в результате локальной пластической деформации на поверхности образца формируется отпечаток, размер которого увеличивается при последующих циклах нагружения. После некоторого количества циклов нагружения деформационное упрочнение стали достигает насыщения, что приводит к стабилизации размеров пятна контакта. Размеры пятна определяются структурным состоянием, прочностными свойствами и запасом пластичности стали. Дальнейшая релаксация напряжений в материале происходит с образованием по границам пятна контакта усталостных микротрещин, объединение которых приводит к выкрашиванию отдельных блоков металла (питтингов). Диаметр пятна контакта при этом резко возрастает, что проявляется в изломе диаграммы контактно-усталостных испытаний. За критерий выносливости стали при реализации данной схемы испытаний было принято количество циклов нагружения до момента интенсивного образования питтингов по контуру пятна контакта.

Объектами исследования являлись плоские образцы из сталей У8 и 5ХВ2С, упрочненные закалкой с отпуском, изотермической закалкой с получением структуры нижнего бейнита и термообработкой с мартенсито-бейнитным превращением аустенита. Все образцы были упрочнены до одинакового уровня твердости - 48 *HRC*. Результаты экспериментов показывают, что наиболее высокими характеристиками контактной выносливости обладают стали со смешанной структурой, полученной в результате термической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (рисунок 5.12). Так, процесс интенсивного питтингообразования в стали 5ХВ2С зафиксирован после 12×10^6 циклов нагружения. Высокие показатели контактной выносливости – 8×10^6 циклов нагружения имеет сталь со структурой нижнего бейнита. Наиболее низким сопротивлением контактному разрушению обладает сталь после закалки и

отпуска, появление питтингов в которой было обнаружено уже после 5×10^6 циклов нагружения.

Таким образом, показатели контактной выносливости в значительной степени связаны со структурным состоянием стали. При одинаковом уровне твердости они могут различаться более чем в два раза. Полученный результат объясняется тем, что уровень контактной долговечности в основном определяется продолжительностью второго этапа, который, в свою очередь, зависит от сопротивления стали зарождению и распространению усталостных микротрещин в области пятна контакта. Косвенным подтверждением данного вывода является корреляция показателей контактной выносливости с данными ударно-циклической трещиностойкости стали, упрочненной по аналогичным режимам. С ростом трещиностойкости стали увеличивается количество циклов нагружения от момента появления трещин до начала процесса интенсивного усталостного выкрашивания (питтингообразования).

Анализ результатов испытаний на сопротивление контактному разрушению сталей со смешанной структурой, полученной в результате термообработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (рисунок 5.13), показывает, что стабилизация размеров пятна контакта в образцах из стали 5XB2C наступает при меньшем значении, чем на поверхности образцов из стали У8 (1,8 и 2,1 мм, соответственно). Полученный результат объясняется различием количества циклов нагружения, необходимых для достижения максимального уровня деформационного упрочнения анализируемых материалов. Контактная долговечность образцов из стали У8 примерно в 1,5 раза ниже по сравнению со сталью 5XB2C, что может быть связано с меньшим уровнем сопротивления высокоуглеродистой стали зарождению и развитию усталостных трещин. Таким образом, создание смешанной мартенсито-бейнитной структуры является одним из эффективных способов повышения сопротивления сталей разрушению при контактном взаимодействии.

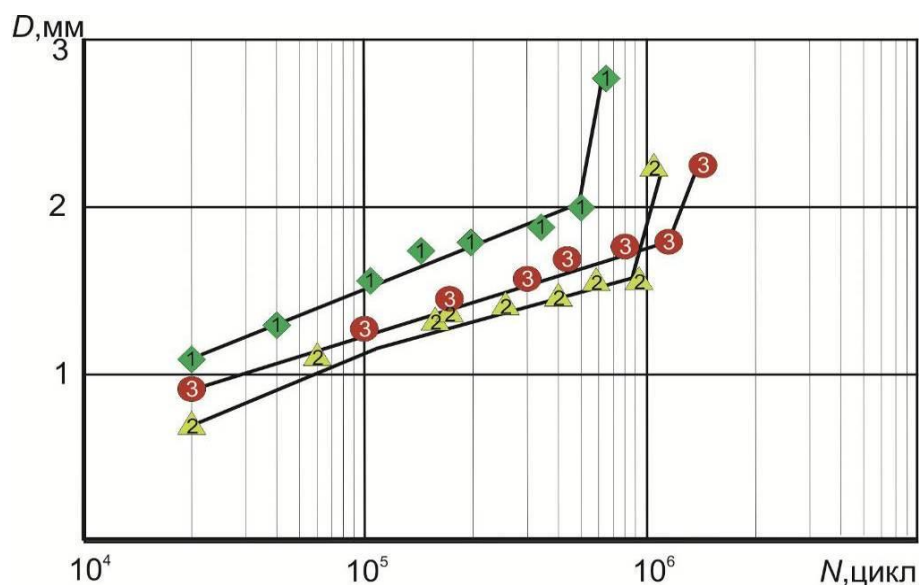


Рисунок 5.12 – Контактная выносливость стали 5XB2C после различных способов термического упрочнения, обеспечивающих твердость на уровне 48 HRC. 1 – закалка с отпуском, 2 – изотермическая закалка, 3 – термообработка со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита

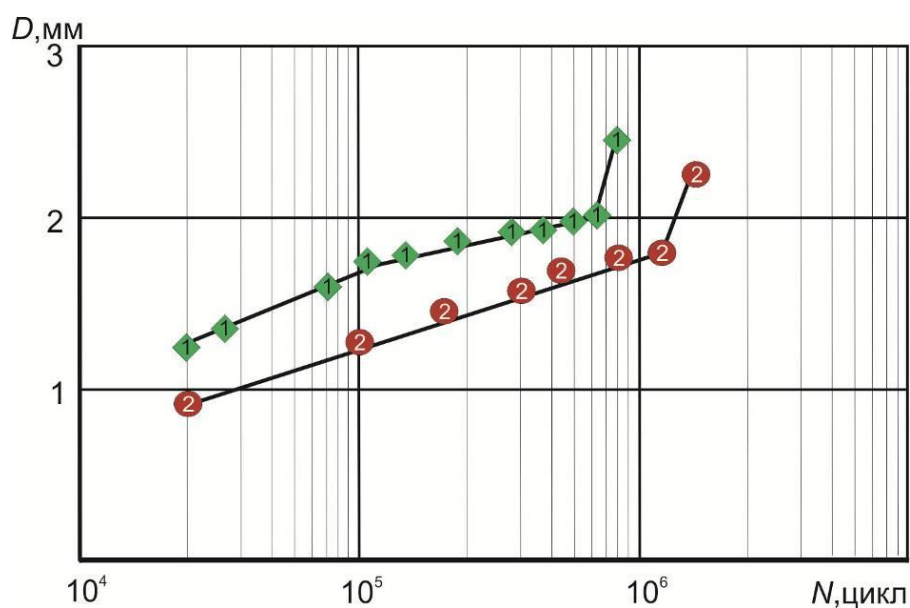
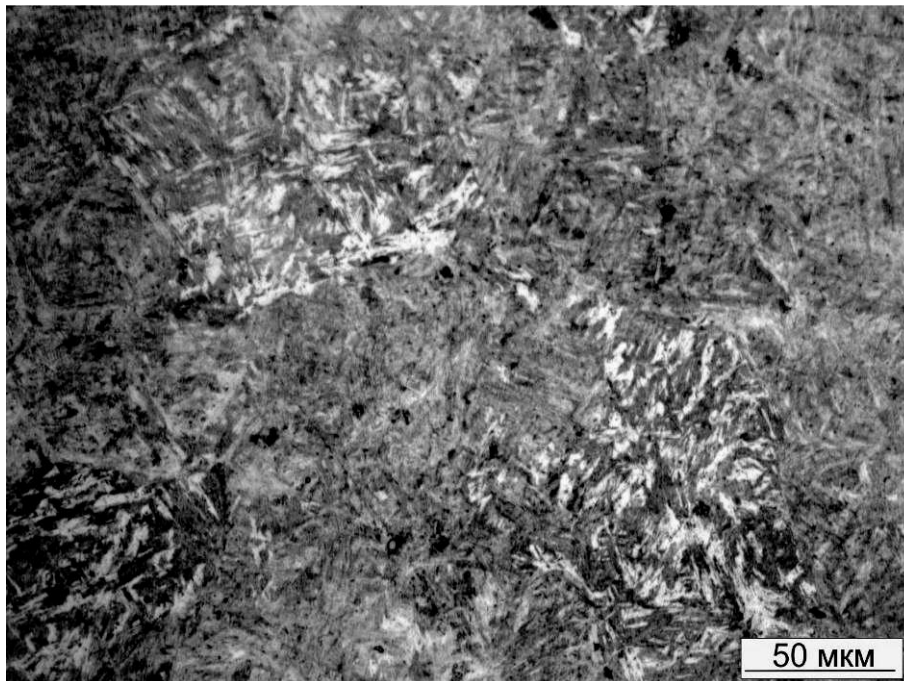


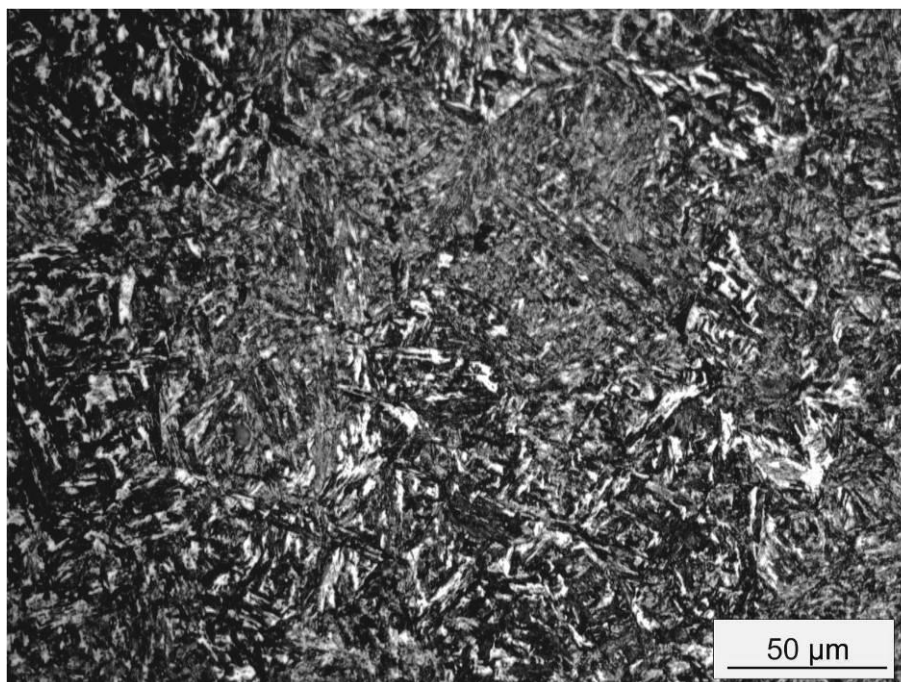
Рисунок 5.13 – Контактная выносливость стали У8 (1) и 5XB2C (2) после термообработки с получением смешанной мартенсито-бейнитной структуры, обеспечивающей твердость на уровне 48 HRC

Исследование сталей методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии свидетельствует о том, что структура, полученная в результате

термической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, характеризуется наличием областей, отличающихся различной травимостью. Темные зоны имеют структуру отпущенного мартенсита, светлые зоны с признаками тонкодисперсного строения являются бейнитом (рисунок 5.14). Обе структурные составляющие имеют “игольчатое” строение и состоят из α -твердого раствора и карбидной фазы. Степень дисперсности присутствующих в сплаве фаз определяется температурой изотермической выдержки. При изменении температуры предварительного охлаждения дисперсность фаз отличается незначительно. При этом существенно изменяются размеры областей, занимаемых структурой мартенситного и бейнитного типа. Так, в стали, охлажденной до 180 °С, средний размер областей со структурой бейнита составляет ~ 70...80 мкм.



а



б

Рисунок 5.14 – Структура стали У8 (а) и 5XB2С (б) после термической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита

Анализ свойств структурных составляющих после различных видов термического упрочнения показывает, что бейнит обладает более высокой микротвердостью по сравнению с аналогичной структурой, формируемой при обработке стали по технологии изотермической закалки, тогда как твердость мартенсита уменьшается незначительно (рисунок 5.15, таблица 5.4). Изменение микротвердости отдельных структурных составляющих может быть объяснено следующим образом. Образование мартенсита на начальном этапе смешанного превращения происходит при повышенной температуре в областях с пониженным содержанием углерода. Слабое пересыщение твердого раствора является фактором, способствующим понижению прочностных свойств, в частности твердости. Бейнит в смешанной структуре обладает более высокой микротвердостью по сравнению с бейнитом после изотермической закалки. Обусловлено это тем, что при образовании мартенситных кристаллов имеет место деление аустенитных зерен на более мелкие блоки. Кроме того, происходит

интенсивный фазовый наклеп аустенита. Результатом этих преобразований является изменение морфологии бейнита и дисперсности его составляющих.

При измерении микротвердости сталей со структурой мартенсито-бейнитного типа зафиксирован значительный разброс результатов, который, объясняется тем, что визуальная идентификация структурных составляющих не отличается высокой точностью. Можно полагать, что в областях с бейнитной структурой возможно присутствие более прочных кристаллов мартенсита, и наоборот.

Таблица 5.4 – Микротвердость структурных составляющих сталей после различных способов термического упрочнения

Обработка	Мартенсит, <i>HV</i>	Бейнит, <i>HV</i>
Сталь У8		
Закалка с отпуском при 300 °С	586 ± 17	-
Изотермическая закалка при 300 °С	-	514 ± 8
Термообработка с М – Б превращением; $T_{п} = 180 \text{ °С}$, $T_{из} = 300 \text{ °С}$	581 ± 25	552 ± 22
Сталь 5ХВ2С		
Закалка с отпуском при 350 °С	575 ± 22	-
Изотермическая закалка при 350 °С	-	494 ± 16
Термообработка с М – Б превращением; $T_{п} = 270 \text{ °С}$, $T_{из} = 350 \text{ °С}$	570 ± 42	512 ± 34
Сталь 40Х2Н2МА		
Закалка с отпуском при 350 °С	463 ± 17	-
Изотермическая закалка при 350 °С	-	363 ± 13
Термообработка с М – Б превращением; $T_{п} = 270 \text{ °С}$, $T_{из} = 350 \text{ °С}$	450 ± 52	390 ± 44

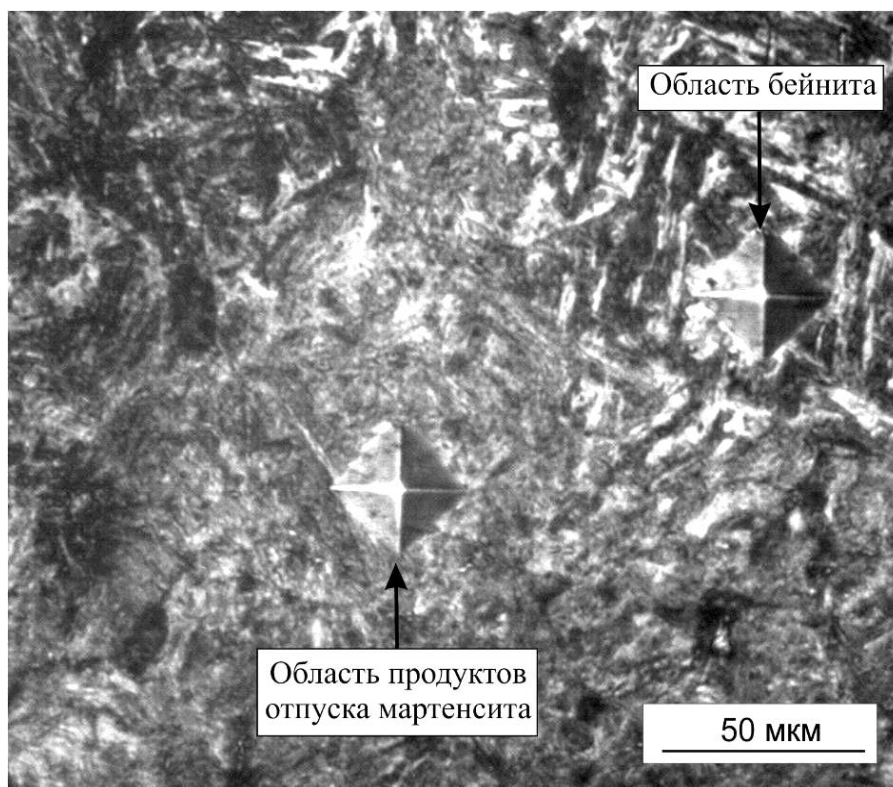


Рисунок 5.15 – Измерение микротвердости стали со смешанной М-Б структурой

Более детальный анализ структуры сталей был проведен на просвечивающем электронном микроскопе *FEI Tecnai 20 G2 TWIN*. Используя метод трансмиссионной электронной микроскопии, был выполнен сравнительный анализ структурных составляющих. Проведено их сопоставление между собой, а также с подобными структурами, получаемыми другими способами термического упрочнения, например, закалкой с отпуском или изотермической закалкой. Следует подчеркнуть, что электронно-микроскопические исследования не позволяют одновременно наблюдать целостную картину смешанной структуры. В большинстве случаев вследствие большого увеличения в поле зрения находится либо мартенситная, либо бейнитная составляющая.

При изучении мартенсита, входящего в смешанную структуру, существенных отличий от α -фазы, полученной в результате закалки и отпуска (при аналогичных режимах отпуска) не обнаружено. На рисунках 5.16 - 5.19 представлена структура мартенсита в сталях У8 и 5ХВ2С после термообработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, а также после закалки с

отпуском. В обоих случаях наблюдается двухфазная смесь, содержащая кристаллы α -твердого раствора и многочисленные карбидные выделения. Карбидные частицы наблюдаются как по границам, так и внутри кристаллов α -фазы. Большинство карбидов имеют удлиненную форму. Ориентация частиц кристаллографически обусловлена. Увеличение температуры изотермической выдержки, при которой происходит отпуск мартенситной составляющей, сопровождается укрупнением цементитных частиц. Такие же преобразования характерны и для традиционной закалки с отпуском.

Варьируя температурой нагрева в области промежуточного превращения $T_{из}$ (после этапа предварительного охлаждения), можно получать бейнит различной морфологии и изменять свойства стали при сохранении регламентированного соотношения объемных долей мартенсита и бейнита. На рисунке 5.20 представлены результаты электронномикроскопических исследований стали У8 со смешанной структурой, сформированной при различных температурах изотермической выдержки. Проведенные исследования показали, что бейнит, образующийся в условиях сложного превращения аустенита, имеет те же структурные особенности, которые характерны для него в случае реализации традиционной изотермической закалки при соответствующих температурах.

В условиях распада переохлажденного аустенита при 400...450 °С формируется грубая структура верхнего бейнита с выделениями цементита по границам реек и пакетов α -фазы. Снижение температуры изотермического превращения приводит к диспергированию структуры бейнита. Так, изменение температуры распада от 450 °С до 350 °С при сохранении количественного соотношения структурных составляющих сопровождается измельчением цементитных частиц в бейните и, соответственно, уменьшением межкарбидного расстояния при одновременном уменьшении ширины реек α -фазы. Образующиеся при этом дисперсные карбиды выделяются не по границам, а внутри кристаллов α -фазы. Малоугловые границы реек α -фазы и карбидные частицы являются эффективными препятствиями на пути движения дислокаций. Таким образом, уменьшение размеров пластин α -твердого раствора и повышение дисперсности

цементитных частиц приводит к сокращению длины свободного пробега дислокаций и, как следствие, к повышению прочности бейнитной составляющей.

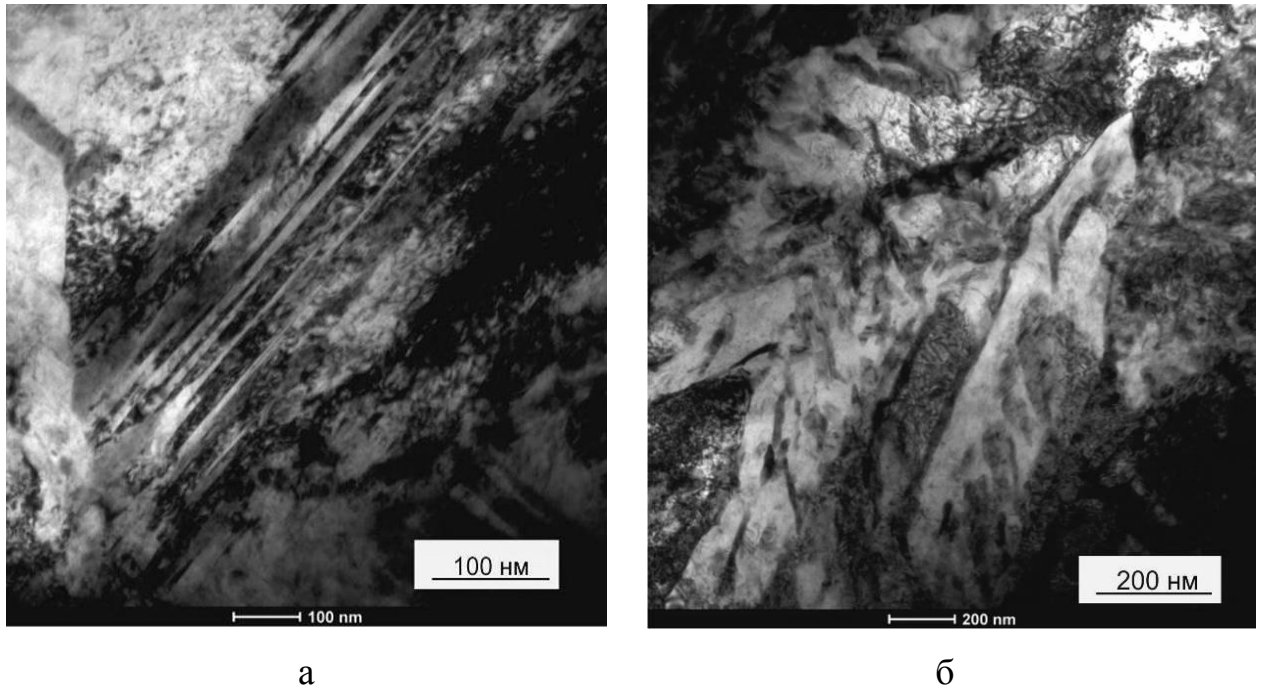


Рисунок 5.16 – Структура мартенсита в стали У8. а – закалка с отпуском при 300 °С; б - термообработка с М – Б превращением ($T_{\text{п}} = 180$ °С, $T_{\text{из}} = 300$ °С)

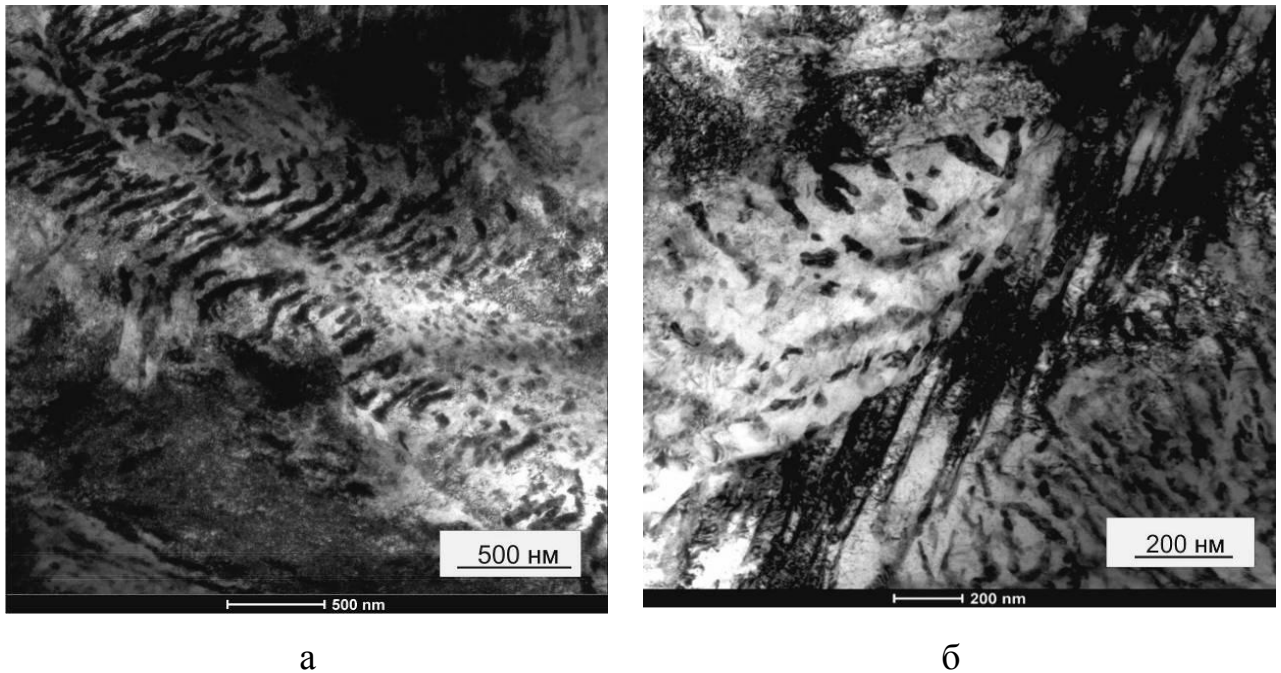
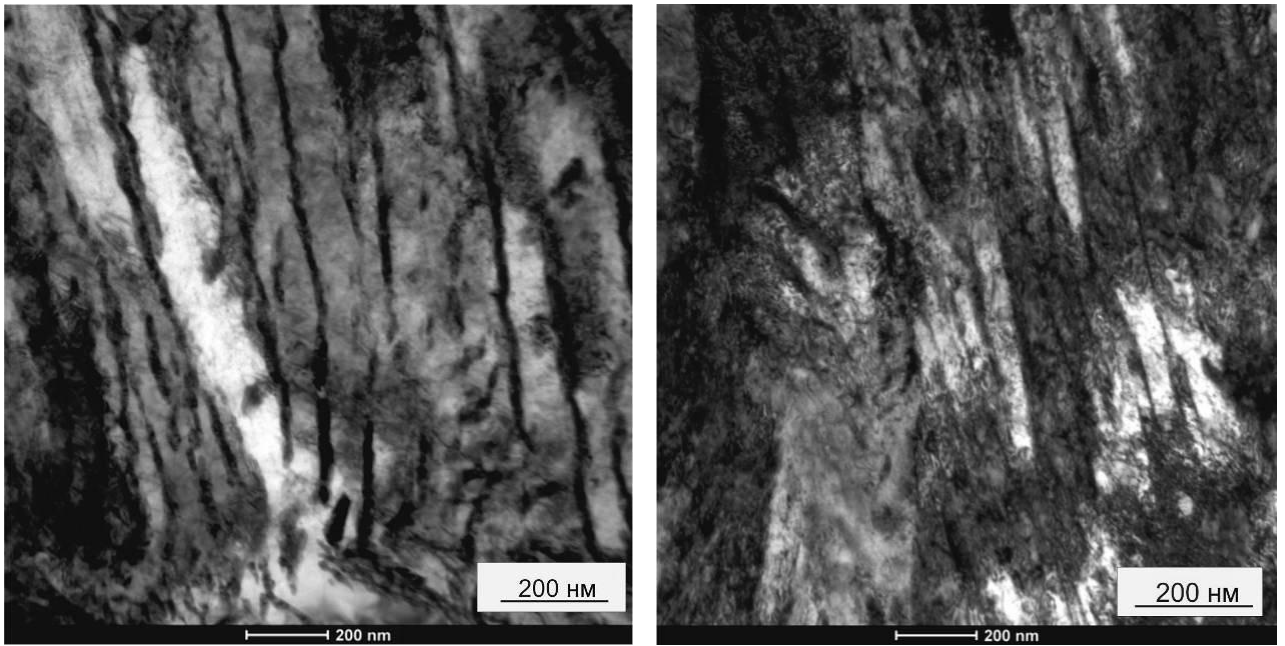


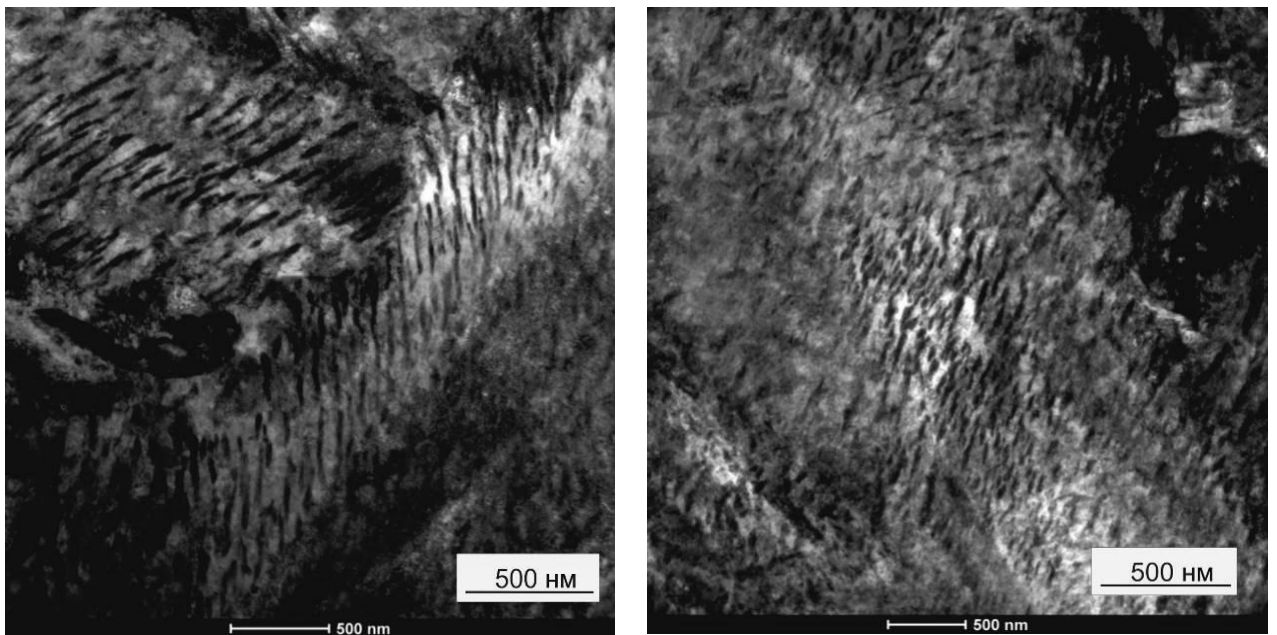
Рисунок 5.17 – Структура бейнита в стали У8. а – закалка с отпуском при 300 °С; б - термообработка с М – Б превращением ($T_{\text{п}} = 180$ °С, $T_{\text{из}} = 300$ °С)



а

б

Рисунок 5.18 – Структура мартенсита в стали 5ХВ2С. а – закалка с отпуском при 350 °С; б - термообработка с М – Б превращением ($T_{п} = 270$ °С, $T_{из} = 350$ °С)



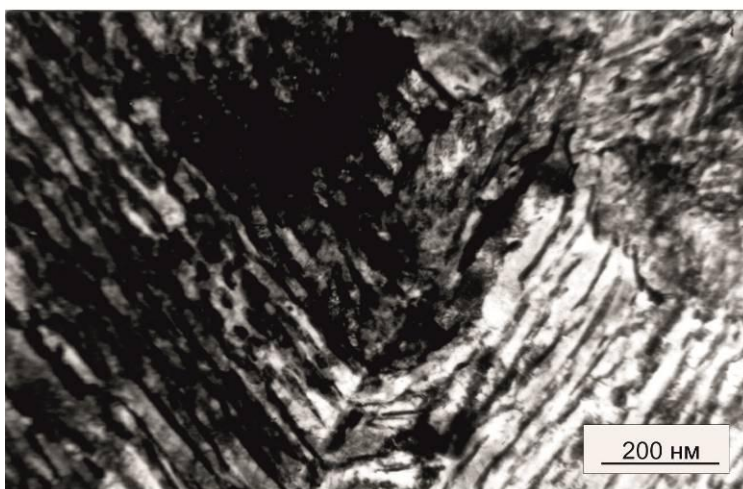
а

б

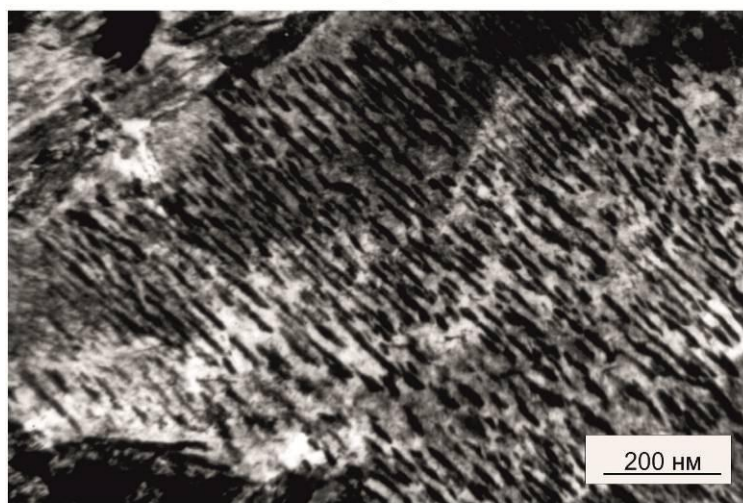
Рисунок 5.19 – Структура бейнита в стали 5ХВ2С. а – закалка с отпуском при 350 °С; б - термообработка с М – Б превращением ($T_{п} = 270$ °С, $T_{из} = 350$ °С)



а



б



в

Рисунок 5.20 – Термообработка стали У8 с М – Б превращением. Структура бейнита в после обработки с различной температурой выдержки в промежуточной области. а - $T_{\text{п}} = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{из}} = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$; б - $T_{\text{п}} = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{из}} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$;
в - $T_{\text{п}} = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{из}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Оптимальное сочетание показателей прочности и сопротивления распространению усталостных трещин предусматривает необходимость соблюдения температурного режима термообработки на стадиях предварительного охлаждения и дальнейшей изотермической выдержки. Этап предварительного охлаждения стали в области аустенито-мартенситного превращения существенных затруднений не вызывает, поскольку в качестве охлаждающей среды используется расплав солей с высокой охлаждающей способностью. Отсутствие стадий образования паровой рубашки и пузырьчатого кипения делает процесс охлаждения высокоэффективным и позволяет проводить обработку нелегированных сталей с низкой устойчивостью переохлажденного аустенита. Проведенные в работе исследования показали, что наиболее заметное влияние на качество термической обработки оказывает изменение температуры солевого расплава. Рациональное решение данной проблемы заключается в применении соляных печей-ванн значительного объема или печей-ванн, оснащенных системами принудительной циркуляции среды.

Стадия последующего нагрева и изотермической выдержки в области температур бейнитного превращения также может выполняться в соляных печах-ваннах. При использовании высокопрочных легированных сталей, характеризующихся высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, выдержка при температуре $T_{из}$ может осуществляться в камерных или шахтных печах с воздушной атмосферой. Такое решение позволяет значительно упростить процесс термической обработки и повысить его экономическую эффективность. Экспериментально установлено, что образцы из стали 40X2H2MA, финальная изотермическая выдержка которых выполнялась в камерной печи, не имели существенных отличий по структуре и механическим свойствам от образцов, обработанных в соляной ванне.

Сравнительный анализ свойств сталей при сопоставимом уровне твердости (45...48 HRC) и временном сопротивлении разрыву ($\sigma_b = 1700...1740$ МПа) показал, что создание смешанной мартенсито-бейнитной структуры (в пропорции 40 % мартенсита и 60 % бейнита) на 20...40 % увеличивает их пластичность

(таблица 5.5). Скорость роста трещин (при $\Delta K = 20 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$) в сталях с мартенсито-бейнитным строением была в 1,3...2 раза ниже по сравнению со сталями, обработанными с использованием традиционных способов термического упрочнения.

Таблица 5.5 – Механические свойства сталей после различных видов термического упрочнения

Способ термического упрочнения	<i>HRC</i>	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	<i>KCU</i> , (<i>KCV</i>) Дж/см ₂	<i>V</i> , м/цикл, ($\Delta K = 20 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$)
Сталь 40Х						
Закалка с отпуском при 300 °С	48	1610	1420	35	21	18×10^{-8}
Закалка с отпуском при 400 °С	42	1440	1320	45	37	10×10^{-8}
Термообработка с М–Б превращением* ($T_{\text{п}} = 270 \text{ °С}$, $T_{\text{из}} = 350 \text{ °С}$)	45	1560	1410	50	41	6×10^{-8}
Сталь У8						
Закалка с отпуском при 300 °С	55	2020	1810	20	15	20×10^{-8}
Закалка с отпуском при 400 °С	44	1580	1310	32	36	15×10^{-8}
Изотермическая закалка при 300 °С	45	1550	1470	25	23	10×10^{-8}
Изотермическая закалка при 350 °С	37	1450	1120	42	44	6×10^{-8}
Термообработка с М–Б превращением ($T_{\text{п}} = 180 \text{ °С}$, $T_{\text{из}} = 350 \text{ °С}$)	48	1780	1510	40	39	7×10^{-8}

Продолжение таблицы

Способ термического упрочнения	<i>HRC</i>	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	<i>KCU</i> , (<i>KCV</i>) Дж/см ₂	<i>V</i> , м/цикл, ($\Delta K = 20$ МПа $\cdot\sqrt{м}$)
Сталь 5XB2C						
Закалка с отпуском при 300 °С	52	1780	1650	20	18	18×10^{-8}
Закалка с отпуском при 400 °С	50	1570	1390	26	20	12×10^{-8}
Изотермическая закалка при 350 °С	42	1300	1090	32	34	4×10^{-8}
Термообработка с М–Б превращением ($T_{\text{п}} = 270$ °С, $T_{\text{из}} = 350$ °С)	48	1630	1430	35	42	6×10^{-8}
Сталь 40X2H2MA						
Закалка с отпуском. при 400 °С	43	1501	1304	45	(48)	15×10^{-8}
Изотермическая закалка при 350 °С	37	1160	788	48	(40)	8×10^{-8}
Термообработка с М–Б превращением ($T_{\text{п}} = 270$ °С, $T_{\text{из}} = 350$ °С)	40	1341	941	55	(61)	7×10^{-8}

*Термообработка с М–Б превращением – термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита

Для оценки эффективности предложенных в работе решений было проведено сравнение стали 40X2H2MA после термической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (рисунок 5.2) с этой же сталью, упрочненной по известной технологической схеме с бейнито-мартенситным превращением аустенита (рисунок 5.1). Режимы обработки образцов указаны в таблице 5.6. Оценивали механические свойства стали при статических

испытаниях на растяжение и показатели ударной вязкости при испытаниях на изгиб образцов с острыми надрезами (*KCV*). Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что при обработке стали с бейнито-мартенситным распадом аустенита повышение доли бейнита, имеющее место при увеличении времени выдержки на стадии промежуточного превращения, приводит к снижению прочностных характеристик, а также к увеличению показателей пластичности и ударной вязкости (рисунок 5.21). Сталь 40X2H2MA, упрочненная по новой технологии с мартенсито-бейнитным превращением, при сопоставимых показателях твердости и прочности обладает двукратным преимуществом по ударной вязкости (таблица 5.6). Таким образом, термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита обладает явным преимуществом и является одним из эффективных способов повышения механических свойств деталей ударных механизмов, позволяющих сочетать высокие прочностные характеристики стали со значительным сопротивлением усталостному разрушению.

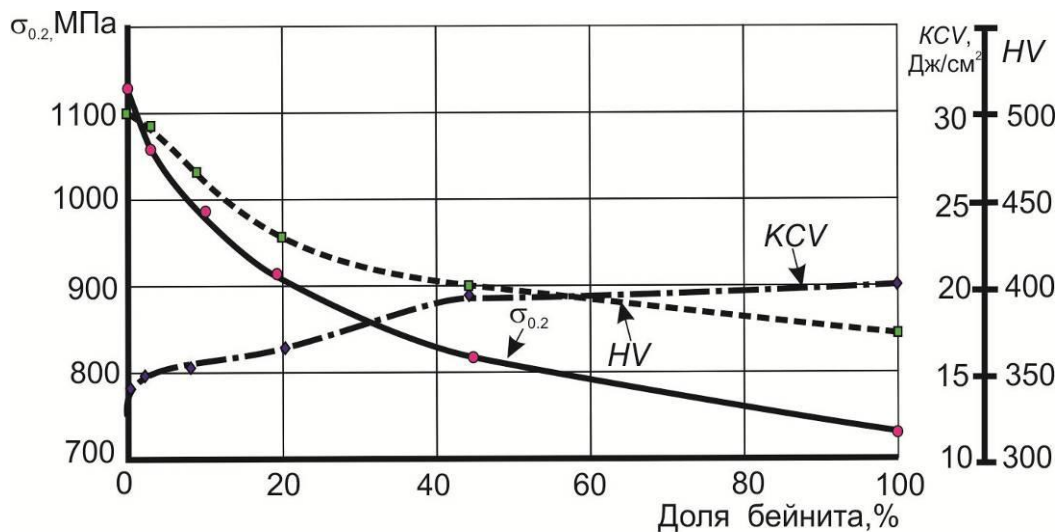


Рисунок 5.21 – Изменение механических свойств стали 40X2H2MA при увеличении объемной доли бейнита в структуре, полученной в процессе обработки с бейнито-мартенситным превращением аустенита

Таблица 5.6 – Свойства стали 40X2H2MA, упрочненной по технологическим процессам, основанным на бейнито-мартенситном и мартенсито-бейнитном превращении аустенита

№	Режимы обработки	Доля бейнита, %	<i>HV</i>	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	<i>KCV</i> , Дж/см ²
1	Нагрев до 910 °С, закалка в масло с последующим отпуском в течение 60 минут в камерной печи при 350 °С	0	500	1441	1141	10	28
2	Нагрев до 910 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С в течение 1 минуты, закалка в масло, отпуск в камерной печи в течение 60 минут при 350 °С	~ 3	482	1380	1069	10	30
3	Нагрев до 910 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С в течение 3 минут, закалка в масло, отпуск в камерной печи при 350 °С в течение 60 минут	~ 10	470	1226	988	5	32
4	Нагрев до 910 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С в течение 5 минут, закалка в масло, отпуск в камерной печи при 350 °С в течение 60 минут	~ 20	441	1160	916	6	32
5	Нагрев до 910 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С в течение 15 минут, закалка в масло, отпуск в камерной печи при 350 °С в течение 60 минут	~ 45	400	1036	822	7	38
6	Нагрев до 910 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С в течение 60 минут, отпуск в камерной печи при 350 °С в течение 60 минут	100	370	1017	739	11	40

Продолжение таблицы

№	Режимы обработки	Доля бейнита, %	HV	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV , Дж/см ²
7	Нагрев до 910 °С, охлаждение в расплаве солей при 270 °С в течение 5 минут, изотермическая выдержка в камерной печи при 350 °С в течение 60 минут	~ 60	43 <i>HRC</i>	1341	941	13	61

Режимы № 1 - № 6 – термообработка с бейнито-мартенситным превращением;

Режим № 7 – термообработка с мартенсито-бейнитным превращением.

5.2 Повышение комплекса свойств сталей для изготовления динамически нагруженных деталей машин путем создания структуры с высоким содержанием остаточного аустенита

Одно из решений проблемы повышения конструктивной прочности сталей связано с созданием многофазной высокопрочной структуры, имеющей в своем составе значительную долю метастабильного остаточного аустенита, склонного к мартенситному превращению в процессе нагружения. В англоязычной литературе сплавы с подобной структурой обычно называют *TRIP*-сталями (*Transformation-Induced Plasticity*). При внешнем силовом воздействии содержащийся в них остаточный аустенит претерпевает мартенситное превращение, что обеспечивает высокий уровень прочностных свойств при одновременном увеличении показателей пластичности и энергоемкости разрушения.

Основными недостатками сталей с метастабильным аустенитом являются их высокая стоимость, обусловленная высоким содержанием дорогостоящих легирующих элементов (хрома, никеля и марганца). Кроме того, следует учитывать, что реализация мартенситного превращения сопровождается изменением геометрических размеров деталей. Это обстоятельство делает

проблематичным применение анализируемых материалов для изготовления высокоточных узлов. В традиционных *TRIP*-сталях зерна остаточного аустенита имеют значительный размер.

Для изготовления деталей ударных машин наиболее предпочтительными являются стали, имеющие в своей структуре высокопрочную фазу с дисперсными (наноразмерными) прослойками метастабильного остаточного аустенита. Малый размер аустенитных областей благоприятно отражается на прочностных свойствах, а их способность к мартенситному превращению в процессе пластического течения повышает сопротивление распространению усталостных трещин в сталях.

5.2.1 Конструктивная прочность стали со структурой нанобейнита

Одними из перспективных высокопрочных материалов, используемых для изготовления тяжело нагруженных деталей ответственного назначения, являются стали, характеризующиеся присутствием наноструктурированного бейнита (нанобейнита). По литературным данным тонкодисперсная структура нанобейнита обеспечивает высокие показатели прочности стали (σ_B до 2300 МПа) в сочетании со значительной вязкостью разрушения (K_{IC} до 30 МПа $\cdot\sqrt{м}$) и пластичностью (δ до 20 %) [157-167]. Для повышения устойчивости переохлажденного аустенита в наноструктурированные бейнитные стали, как правило, вводят 0,8-1,2 % углерода, по 1,5-2 % кремния, марганца и хрома. Дополнительно стали могут быть легированы молибденом, кобальтом, ванадием и алюминием. Термическая обработка сталей заключается в нагреве до температуры аустенитизации, ускоренном охлаждении (обычно в расплавах солей) до температуры изотермической выдержки, на 5-10 градусов превышающей точку начала мартенситного превращения, и последующей длительной выдержке при этой температуре продолжительностью от десятков часов до нескольких суток.

При низкой температуре промежуточного бейнитного превращения диффузионные процессы в стали протекают с малой скоростью. Интенсивный фазовый наклеп обогащенного углеродом аустенита на стадии бейнитного превращения приводит к формированию в стали дисперсной структуры с тонкими прослойками остаточного аустенита между кристаллами α -фазы. Пластины α -фазы имеют малую толщину (не более 1 мкм). Образующаяся структура обычно является бескарбидной, т.е. не содержит включения цементита, которые часто являются источниками возникновения усталостных трещин в высокопрочных сталях.

Остаточный аустенит, находящийся между пластинами бейнитного феррита, обладает высокой пластичностью. Следует также учитывать, что в поле напряжений распространяющейся трещины может происходить аустенито-мартенситное превращение, благоприятно отражающееся на трещиностойкости стали. Низкая скорость превращения позволяет сформировать структуру нанобейнита в стальных изделиях на глубину до 200 мм. При этом мала склонность к короблению деталей и образованию в них закалочных трещин. Время выдержки при температуре промежуточного превращения (которое обычно составляет несколько суток) можно сократить дополнительным легированием стали алюминием и кобальтом (в количестве около 2 % вес.), увеличением температуры изотермической выдержки или измельчением исходного аустенитного зерна за счет предварительной деформации стали в горячем состоянии.

За рубежом нанобейнитные стали известны под названиями *nanobain steel* или *nanostructure bainitic steel*. Структуру, формируемую в них, определяют различными терминами: *cold-bainite* (низкотемпературный бейнит - из-за низкой температуры его образования), *hard-bainite* (твердый бейнит) или *strong-bainite* (высокопрочный бейнит). В некоторых статьях использован термин *superbainite* [157].

Следует отметить, что изучение сталей с нанобейнитной структурой началось относительно недавно, поэтому данные о их свойствах

немногочисленны и иногда противоречивы. Большинство научных исследований свидетельствует о высоких показателях конструктивной прочности сталей с нанобейнитной структурой. Однако в ряде работ отмечается, что, усталостные трещины могут быстро распространяться по границам бейнитных колоний, приводя к низким показателям сопротивления разрушению при усталостном или динамическом нагружении [174, 175].

Одна из задач, решаемых в данной работе, заключалась в получении информации о свойствах сталей с нанобейнитной структурой и оценке возможности их использования при изготовлении деталей горнодобывающей техники. На начальном этапе были получены слитки из экспериментальной легированной стали, обладающей высокой устойчивостью переохлажденного аустенита. Лабораторную плавку образцов, характеризующихся низкой загрязненностью неметаллическими включениями и примесями, производили в вакууме в лабораторной печи *Arc Melting System AM*. Для получения однородной структуры материала процесс переплава производили пятикратно. Результаты исследования химического состава отливок, проведенного на оптикоэмиссионном спектрометре *ARL 3460*, представлены в таблице 5.7.

Таблица 5.7 – Результаты анализа стальной отливки на оптикоэмиссионном спектрометре *ARL 3460*

Номер образцов	Содержание химических элементов, % (основа <i>Fe</i>)										
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Co</i>	<i>Mo</i>	<i>Al</i>	<i>Ti</i>
НБ-1	0,8	1,36	1,68	0,021	0,011	0,16	0,86	0,67	0,51	0,36	0,063

С целью получения нанобейнитной структуры выплавленные образцы подвергали термической обработке по режиму: аустенитизация в камерной печи при температуре 900 °С в течение 20 минут, быстрое охлаждение в расплаве солей до 220 °С в течение 5 минут с последующим переносом заготовок в лабораторную электрическую печь *SNOL* и выдержкой при 220 °С в течение 60 часов. Окончательное охлаждение образцов проводили на воздухе. Режимы

обработки были выбраны на основании литературных данных [157, 158]. Схема проведения термообработки представлена на рисунке 5.22.

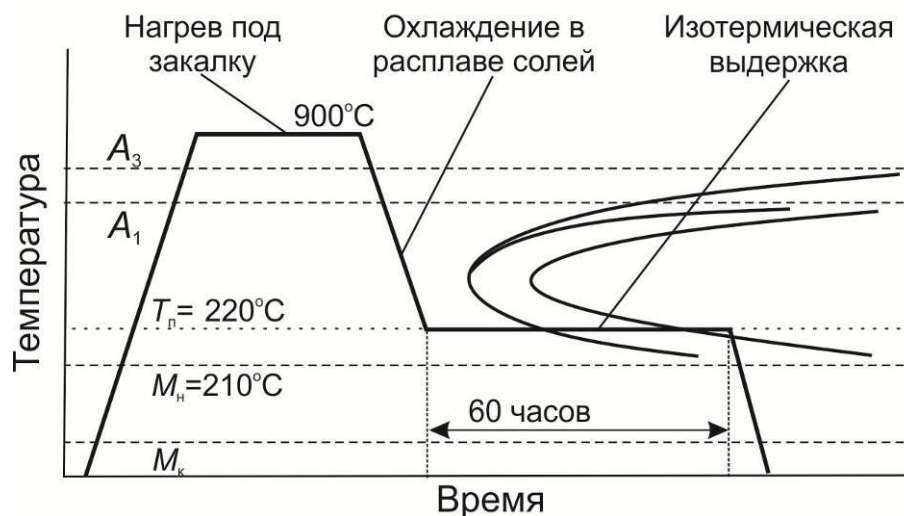


Рисунок 5.22 – Схема термической обработки стали, обеспечивающей формирование нанобейнитной структуры

Важнейшей характеристикой сталей с нанобейнитной структурой является содержание в них остаточного аустенита. В представленной работе эту величину определяли методом рентгеновской дифракции на дифрактометре *ARL X'TRA* в соответствии с требованиями стандарта *ASTM E975-1*. Подробно методика и условия проведения анализа рентгенограмм изложены в разделе 2.2.4.2. Интегральную интенсивность пиков определяли, как площадь под пиком при выполнении профильного анализа рентгенограмм в программе *Fityk*. Поскольку пики (110) α -фазы и (111) γ -фазы перекрывали друг друга, при расчете объемной доли аустенита их не учитывали. Расчет производили по трем пикам γ -фазы (200), (220) и (311) и двум пикам α -фазы (200) и (211).

Данные рентгеноструктурного анализа свидетельствуют о том, что после термической обработки в стали формируется двухфазная структура, состоящая из α -железа и переохлажденного аустенита. Цементит или карбиды другого типа в структуре не обнаружены. Соотношения интегральных интенсивностей пиков для каждой из фаз находятся в допустимом согласно методике диапазоне, что

позволяет сделать вывод об отсутствии текстуры в образцах. Дифрактограмма, по которой выполнялся количественный фазовый анализ, представлена на рисунке 5.23. Согласно результатам расчетов, общее количество остаточного аустенита в стали составляет 29,6 %.

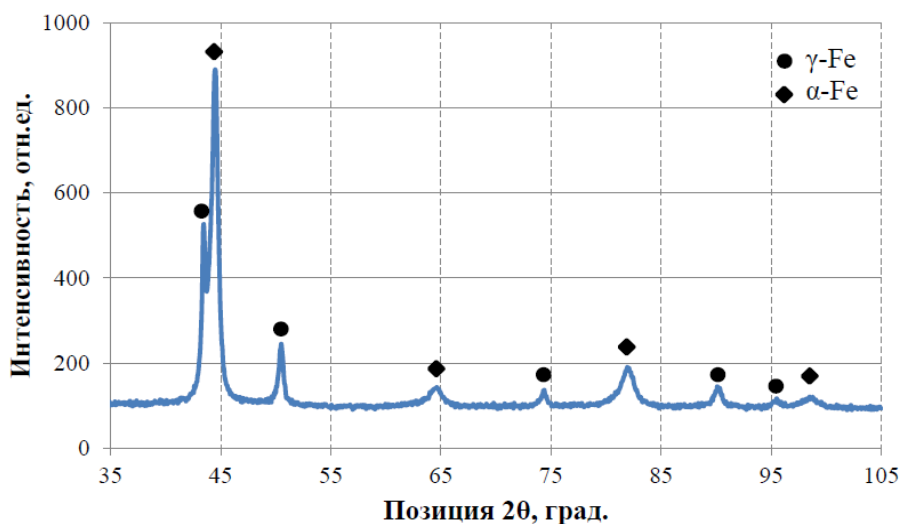
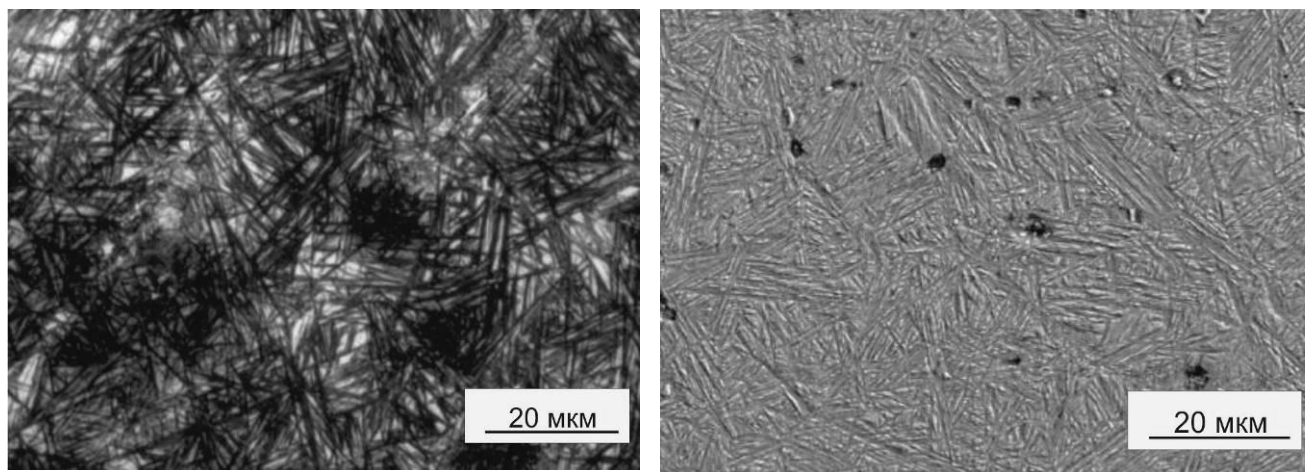


Рисунок 5.23 – Дифрактограмма образца из экспериментальной легированной стали, подвергнутой термической обработке

Результаты металлографических исследований свидетельствуют о том, что в процессе длительной изотермической выдержки при температуре промежуточного превращения 220 °С в стали формируется структура «игольчатого» типа, характеризующаяся присутствием темных и светлых областей. Темные участки идентифицированы как структура бейнита, а светлые области являются остаточным аустенитом. Остаточный аустенит присутствует в структуре, как в виде отдельных зерен, так и в виде тонких прослоек между пластинами бейнитного феррита (рисунок 5.24). Средняя длина кристаллов α-фазы составляет 4...6 мкм.

Исследование микроструктуры стали методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что в результате термической обработки формируется гетерофазная бейнито-аустенитная структура, состоящая из чередующихся пластин α- и γ-железа (рисунок 5.25). Полученные результаты

подтверждаются картинами дифракции электронов от различных по строению участков (рисунок 5.26). Толщина пластин бейнитного феррита составляет ~ 200-300 нм. Пластины разделены прослойками остаточного аустенита толщиной до 50 нм. Характер сопряжения фаз подчиняется соотношению Курдюмова – Закса, в соответствии с которым при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении сохраняется параллельность плотноупакованных плоскостей $(111)_\gamma \parallel (101)_\alpha$. Следует отметить, что в пластинах α -фазы отсутствуют выделения карбидов железа. Таким образом, в стали сформирован бейнитный феррит бескарбидного типа с повышенными показателями прочности.

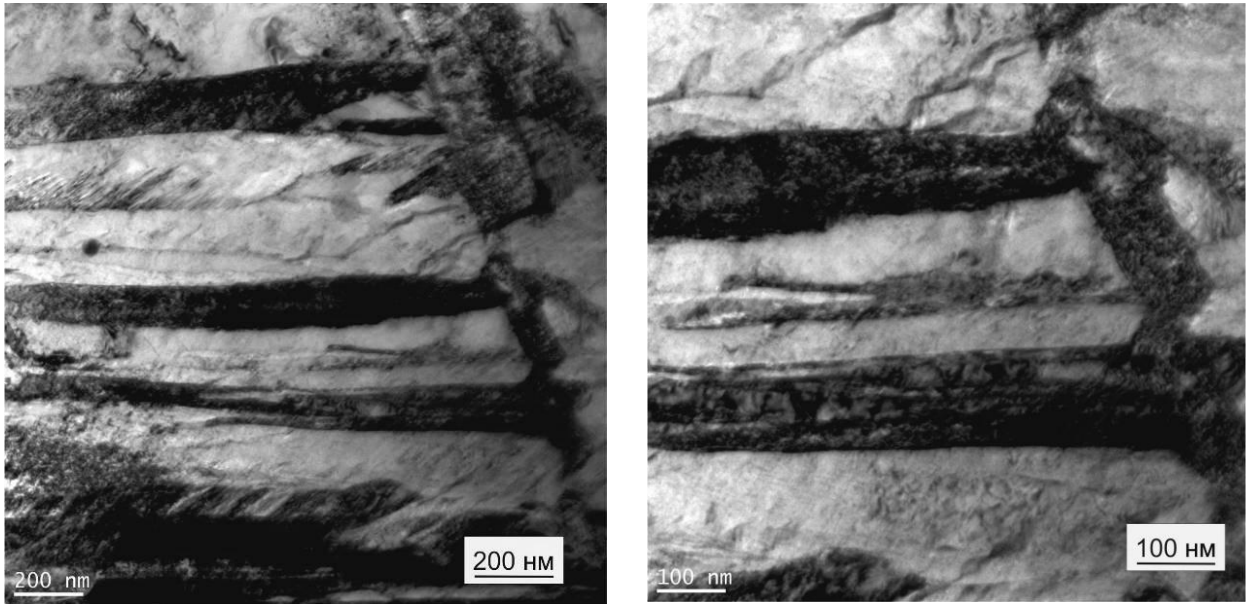


а

б

Рисунок 5.24 – Структура стального образца после термообработки. а – световая микроскопия, б – растровая электронная микроскопия

В объеме анализируемой стали зафиксирована небольшая доля областей со структурой тонких двойников, характерных для пластинчатого мартенсита (рисунок 5.27). Можно предположить, что в результате температурных колебаний при длительной изотермической выдержке отдельные участки образцов были охлаждены до значений ниже температуры начала мартенситного превращения, что привело к формированию кристаллов α -фазы мартенситного типа по сдвиговому механизму. Точное определение количества возникшего мартенсита металлографическими методами не представляется возможным из-за схожести морфологии мартенситной и бейнитной фаз.



а

б

Рисунок 5.25 – Структура стали с нанобейнитом. Просвечивающая электронная микроскопия

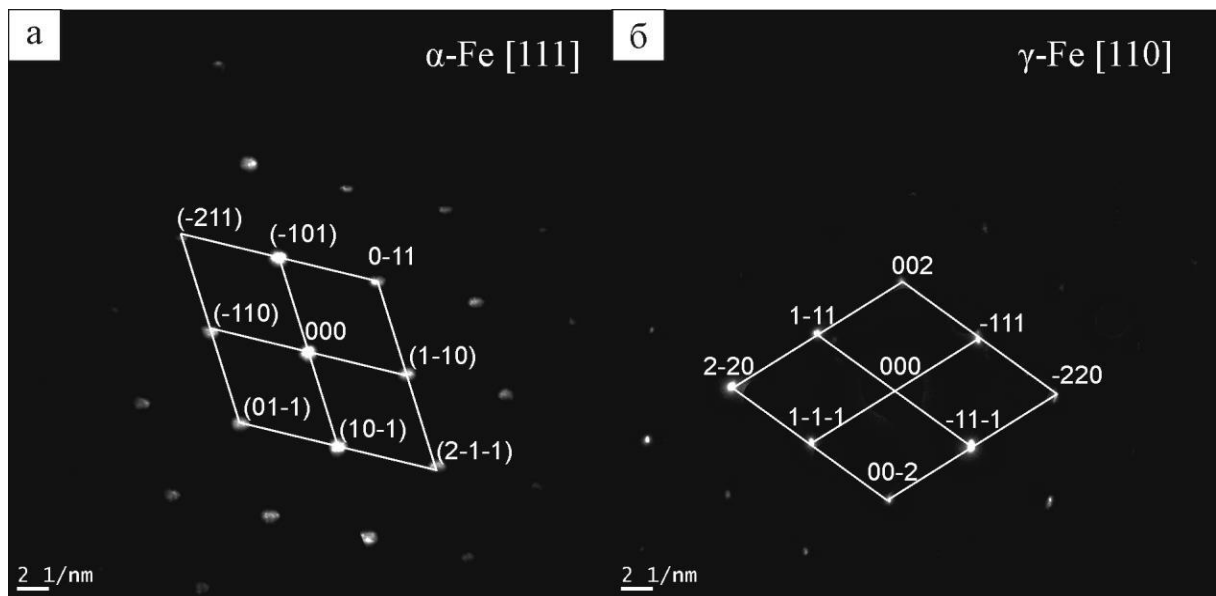


Рисунок 5.26 – Картины дифракции электронов от светлых (а) и темных (б) областей в стали с нанобейнитом

Оценка свойств локальных зон в стали со структурой нанобейнита свидетельствует о том, что микротвердость темных (бейнитных) областей на поверхности образца составляет 760 *HV*. Участки более светлого оттенка,

соответствующие остаточному аустениту, также характеризуются достаточно высоким уровнем твердости - 640 *HV*. Объяснить это можно процессами интенсивного фазового наклепа, сопровождающегося упрочнением аустенита. В соответствии с литературными данными при низкотемпературном бейнитном превращении остаточный аустенит обогащен углеродом и легирующими элементами, что также объясняет высокие показатели его твердости и прочности [160].

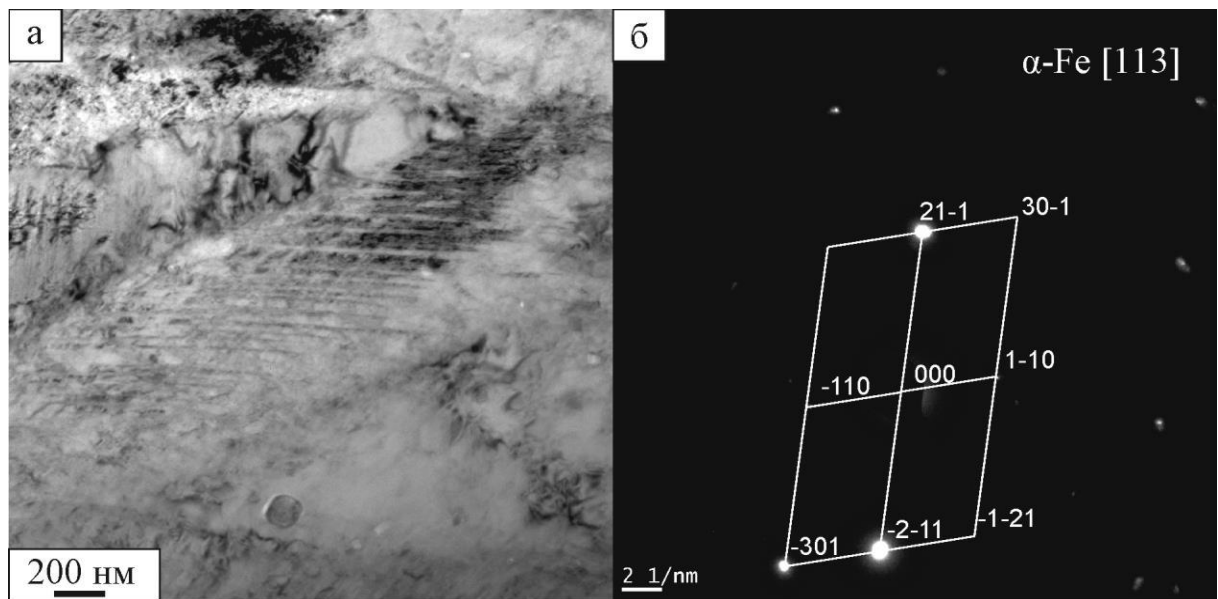


Рисунок 5.27 – Двойники в структуре экспериментальной стали с нанобейнитом (а) и картина дифракции электронов (б)

Результаты статических испытаний на растяжение (таблица 5.8) свидетельствуют о том, что сталь с нанобейнитной структурой обладает высокими прочностными характеристиками - условный предел текучести равен 1320 МПа, временное сопротивление разрыву составляет 1580 МПа при величине относительного удлинения 12 %. Кроме того, анализируемая сталь характеризуется значительной ударной вязкостью (KCV 91 Дж/см²) при испытаниях на ударный изгиб.

Таблица 5.8 – Механические свойства стали со структурой нанобейнита

Наименование обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Твердость <i>HV</i>	<i>KCV</i> , Дж/см ²
НБ	1320	1580	12	665	91

Фрактографические исследования стали со структурой нанобейнита свидетельствуют о том, что разрушение образцов носит смешанный характер. Развитая поверхность изломов является результатом частой смены направления распространения трещин (рисунок 5.28). На изломах присутствуют участки квазихрупкого разрушения и области с крупными фасетками хрупкого скола, которые образуются, вероятно, в результате распространения трещин по границам пакетов бейнитных блоков и зон остаточного аустенита. Квазихрупкий характер разрушения наблюдается при росте трещины внутри бейнитных пакетов по границам прослоек α - и γ -фазы.

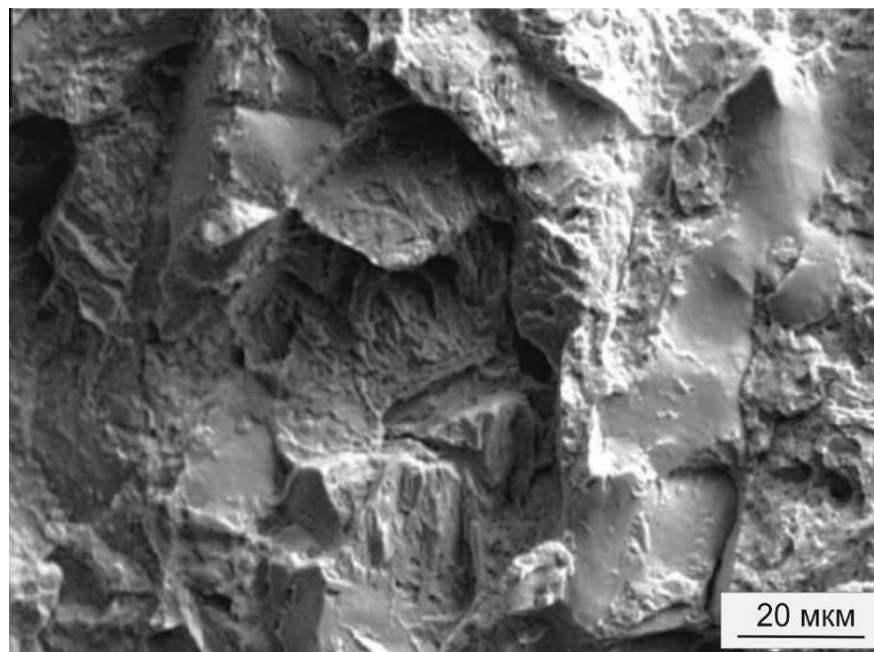


Рисунок 5.28 – Поверхность разрушения образцов с нанобейнитной структурой

Можно полагать, что стали со структурой нанобейнита являются одними из перспективных высокопрочных материалов, которые могут быть использованы для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных машин. Бескарбидная

сталь с высоким содержанием остаточного аустенита (29,6 %) состоит из пластин бейнитной α -фазы толщиной 200-300 нм, разделенных прослойками остаточного аустенита толщиной до 50 нм. Такая структура обеспечивает высокие прочностные характеристики ($\sigma_{0,2}$ более 1320 МПа) и твердость стали (более 600 HV) при значительной пластичности ($\delta = 12$ %) и ударной вязкости (KCV 91 Дж/см²).

5.2.2 Повышение конструктивной прочности деталей ударных механизмов с использованием технологии *Quenching and Partitioning*

Одним из современных методов термического упрочнения, способствующим достижению высоких показателей конструктивной прочности сталей, связан с процессом, получившим в англоязычной литературе название *Q&P (Quenching and Partitioning)*. Суть его заключается в формировании в стали смешанной высокопрочной структуры с повышенной долей остаточного дисперсного аустенита. Технология упрочнения включает в себя несколько этапов (рисунок 1.7, глава 1). После аустенитизации осуществляется высокоскоростное охлаждение образцов (как правило, в расплаве солей) до температуры, соответствующей интервалу значений $M_n - M_k$ [176-183]. В этих условиях в пределах матрицы переохлажденного аустенита формируется определенная доля мартенсита. При дальнейшем кратковременном нагреве (в течение десятков секунд) выше температуры начала мартенситного превращения из мартенсита в γ -фазу диффундирует углерод. Результатом этого процесса является формирование по границам мартенситных кристаллов аустенитных зон с повышенной концентрацией углерода, что приводит к стабилизации аустенита на стадии последующего высокоскоростного охлаждения стали до комнатной температуры. Таким образом, остаточный аустенит сохраняется в виде тонких прослоек по границам мартенситных кристаллов, выделившихся на начальном этапе обработки. На финальной стадии обработки с целью уменьшения внутренних напряжений сталь подвергается отпуску.

Основным преимуществом данной обработки перед традиционной закалкой с отпуском является присутствие в конечной структуре дисперсных прослоек (зерен) аустенита [176-180, 182]. Структура мартенсита обеспечивает высокую прочность стали, а тонкие прослойки вязкого остаточного аустенита по границам мартенситных кристаллов – повышенное сопротивление зарождению и распространению трещин. Объемные доли мартенсита и остаточного аустенита в конечной структуре стали можно регулировать изменением температуры предварительного охлаждения и варьированием временем выдержки на этапе повторного нагрева. Основным технологическим недостатком *Q&P*-технологии является сложность ее реализации при упрочнении деталей с большим поперечным сечением. Ранее отмечалось, что время выдержки на этапе повторного нагрева мало, что не дает возможность для прогрева массивных деталей на всю глубину. При этом по данным литературных источников использование анализируемого технологического процесса для термообработки относительно небольших деталей является рациональным и позволяет достичь высоких показателей их надежности и долговечности.

Цель исследования заключалась в изучении структуры и свойств стали, термически упрочненной на основе *Q&P* принципа, и оценке возможности использования данной технологии при производстве малогабаритных деталей ударных машин. В качестве объекта для исследования была выбрана сталь 30ХГСА, широко применяемая для изготовления деталей ответственного назначения. По данным литературных источников при реализации *Q&P*-технологии наиболее рационально использование сталей, легированных кремнием и марганцем, которые подавляют выделение карбидов из мартенситной фазы и способствуют повышению концентрации углерода в переохлажденном аустените на этапе «*Partitioning*» [277]

Для оценки эффективности *Q&P*-технологии был проведен сравнительный анализ структуры и механических свойств стали после четырех видов упрочнения: традиционной закалки без отпуска, закалки с отпуском при температуре 300 °С, обработки по *Q&P*-технологии без отпуска, а также *Q&P* с последующим

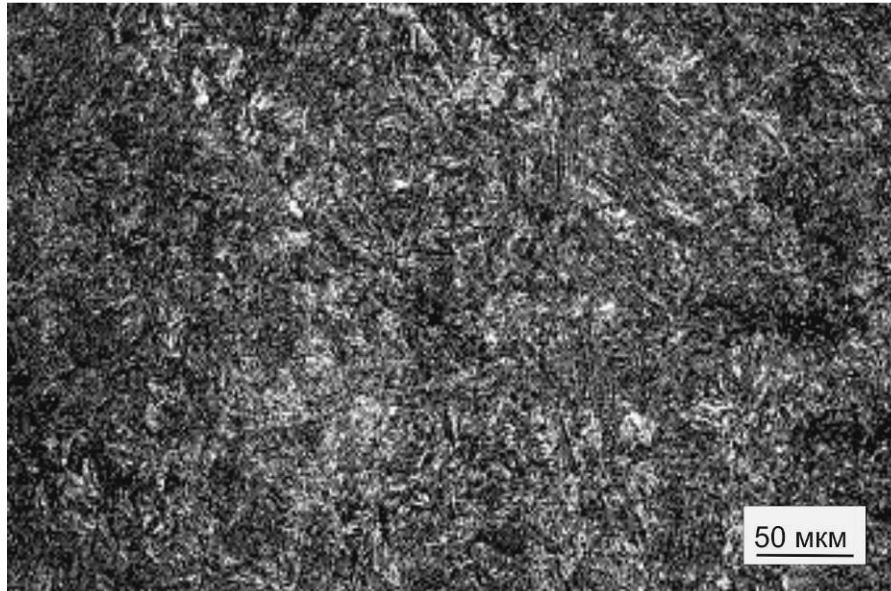
отпуском при 300 °С. Обозначения видов обработки и режимы упрочнения стали 30ХГСА указаны в таблице 5.9.

Таблица 5.9 – Обозначение и режимы различных способов термического упрочнения стали 30ХГСА

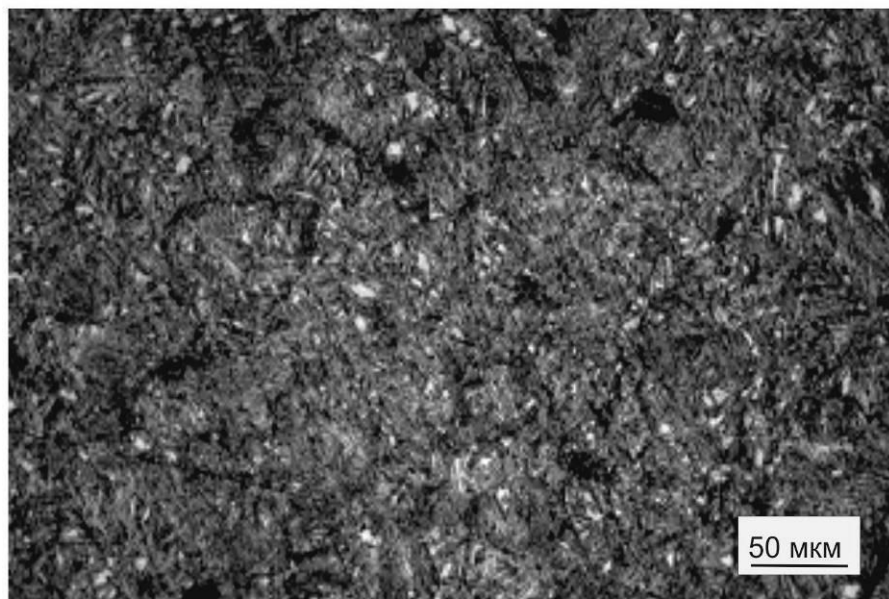
№ отработки	Сокращенное обозначение обработки	Последовательность и режимы обработки
1	Закалка	1. Нагрев до 900 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в масле.
2	Закалка + отпуск при 300 °С	1. Нагрев до 900 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в масле. 3. Отпуск в камерной печи при 300 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением в воде.
3	<i>Q&P</i>	1. Нагрев до 900 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в расплаве солей при 270 °С и выдержка при этой температуре в течение одной минуты. 3. Нагрев в расплаве свинца до 460 °С и выдержка при этой температуре в течение двадцати секунд. 4. Охлаждение в масле.
4	<i>Q&P</i> + отпуск при 300 °С	1. Нагрев до 900 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в расплаве солей при температуре 270 °С и выдержка при этой температуре в течение одной минуты. 3. Нагрев в расплаве свинца до 460 °С и выдержка при этой температуре в течение двадцати секунд. 4. Охлаждение в масле. 5. Отпуск в камерной печи при 300 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением в воде.

Структура стали, упрочненной по технологии закалки, состоит из кристаллов мартенсита (рисунок 5.29 а). После *Q&P*-обработки кроме кристаллов мартенсита сталь содержит значительный объем остаточного аустенита в виде мелких зон, обладающих пониженной травимостью (рисунок 5.29 б). После закалки с отпуском и *Q&P*-обработки с отпуском структура стали 30ХГСА

представляет собой мартенсит отпуска с участками дисперсной феррито-цементитной смеси. Значительных различий в структуре сталей после этих обработок не зафиксировано.



а



б

Рисунок 5.29 – Микроструктура стали 30ХГСА после различных видов обработки.

а – закалка + отпуск при 300 °С; б – *Q&P* + отпуск при 300 °С

Так как основные преимущества стали после *Q&P*-обработки обусловлены наличием в ней значительного количества остаточного аустенита, был выполнен

количественный анализ фазового состава стали после различных методов термического упрочения. Условия проведения анализа рентгенограмм были выбраны аналогичными разделу 5.2.1 диссертации. Подробно методика определения количества остаточного аустенита приведена в разделе 2.2.4.2. Результаты рентгеноструктурного анализа (рисунок 5.30) свидетельствуют о том, что после традиционной операции заковки структура стали состоит из мартенситных кристаллов и не содержит значительного количества остаточного аустенита. После *Q&P*-обработки в структуре стали кроме мартенсита зафиксировано около 9 % остаточного аустенита.

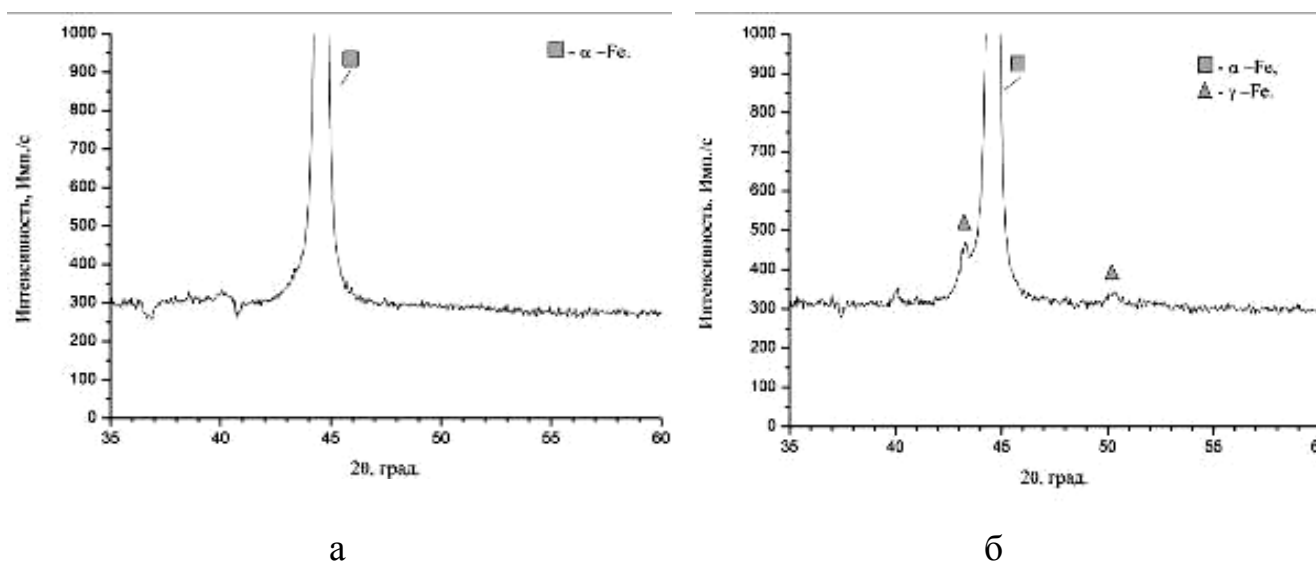


Рисунок 5.30 – Рентгенограммы стали после заковки (а) и *Q&P*-обработки (б)

Результаты испытаний на статическое растяжение свидетельствуют о том, что максимальными прочностными свойствами обладают образцы, упроченные по технологии заковки и заковки с отпуском. При этом показатели относительного удлинения не высоки (таблица 5.10). После обработки по *Q&P*-технологии, а также после заковки по технологии *Q&P* с отпуском при 300 °С сталь характеризуется небольшим снижением твердости, пределов прочности и текучести и обладает в то же время более высокими показателями пластичности. Эта особенность позволяет повысить надежность изделий практически без ущерба их прочностным характеристикам.

Таблица 5.10 – Механические свойства стали после различных видов обработки

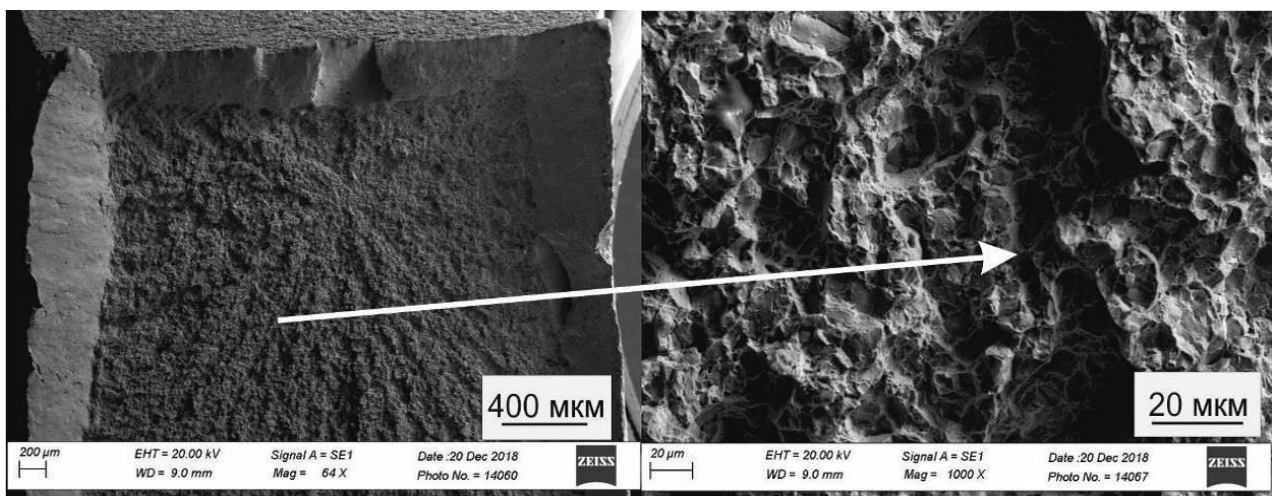
№	Наименование обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Твердость <i>HRC</i>	<i>KCU</i> , Дж/см ²
1	Закалка	1370	1698	6	53...55	60
2	Закалка + отпуск при 300 °С	1391	1687	10	47...51	88
3	<i>Q&P</i>	1332	1604	14	49...52	116
4	<i>Q&P</i> + отпуск при 300 °С	1319	1564	15	44...48	120

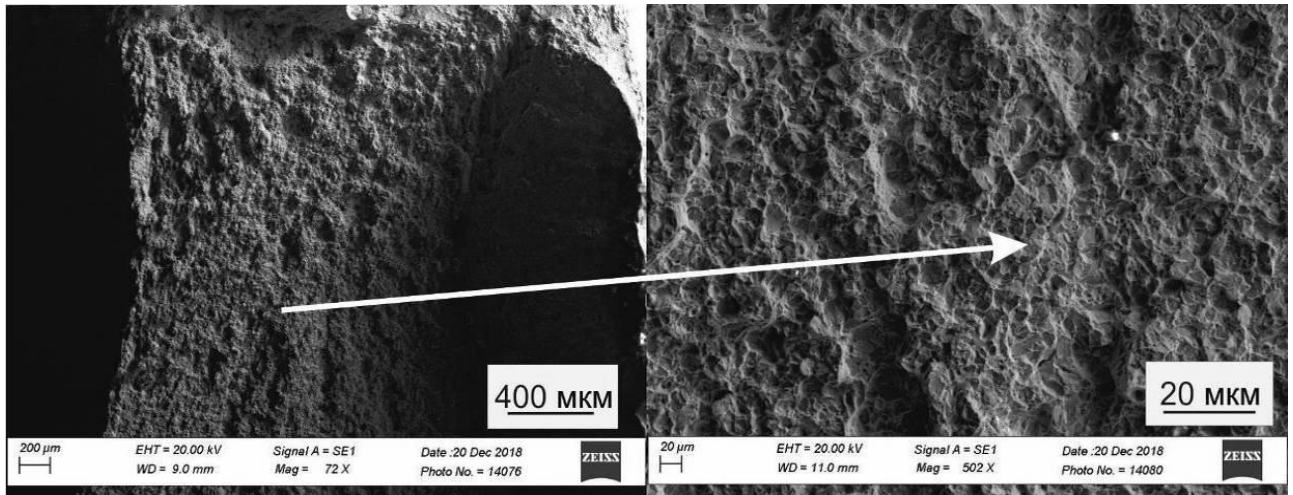
Результаты испытаний на ударный изгиб показали, что максимальной ударной вязкостью (116-120 Дж/см²) обладают образцы после закалки по технологии *Q&P* (таблица 5.10). По величине *KCU* они в два раза превосходят свойства закаленных и отпущенных образцов. Рост сопротивления разрушению объясняется присутствием в стали остаточного аустенита, обладающего высокой вязкостью и характеризующегося склонностью к мартенситному превращению при динамическом воздействии. Следует отметить, что, в отличие от традиционной технологии закалки, при упрочнении стали по схеме *Q&P* дополнительная операция отпуска не сопровождается существенным ростом показателей ударной вязкости.

Фрактографические исследования образцов после испытаний на ударный изгиб показали, что закаленная сталь характеризуется формированием смешанного излома с локализованными зонами хрупкого и вязкого разрушения (рисунок 5.31). Площадь участков, на которых развивается хрупкое разрушение, составляет примерно 40 % от общей площади изломов. Доля участков квазихрупкого скола в образцах из закаленной и отпущенной стали существенно меньше и не превышает 10-15 % от общей площади излома. Анализ поверхностей разрушения образцов, упрочненных по технологии *Q&P*, показывает, что наличие в структуре стали остаточного аустенита приводит к увеличению доли вязкой составляющей и, как следствие, к росту энергии разрушения. Разрушение образцов, упрочненных по технологии *Q&P*, происходит преимущественно по вязкому механизму с образованием на поверхности разрушения ямок с явно

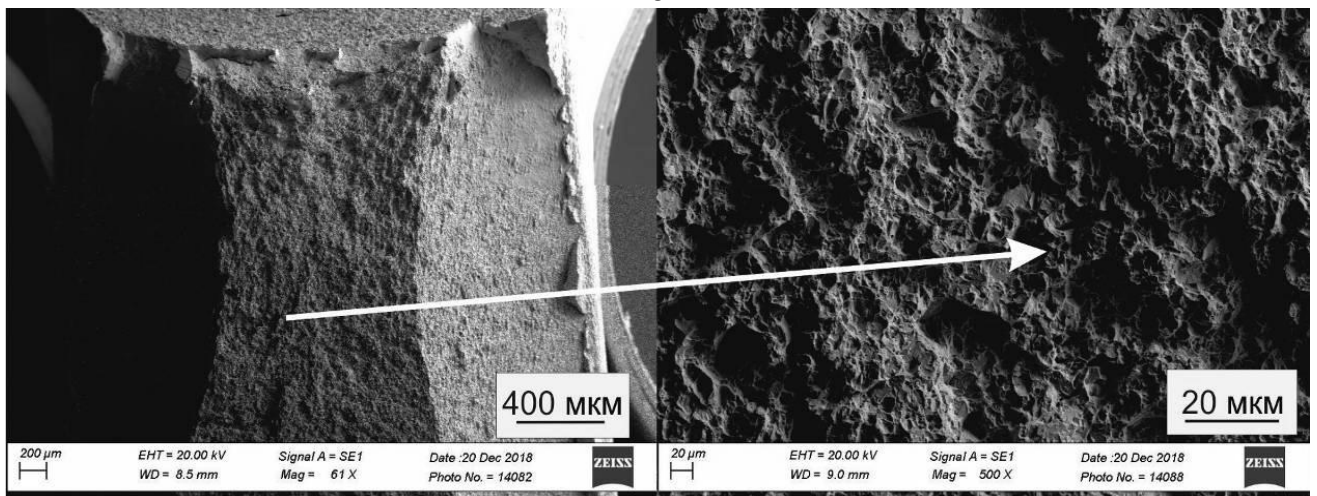
выраженными следами пластической деформации. Кроме того, по сравнению с закаленными образцами при упрочнении по технологии *Q&P* наблюдается значительное снижение размеров области, в пределах которой происходит разрушение по механизму отрыва (перпендикулярно усилию разрушения). Отмеченная особенность косвенным образом свидетельствует о росте пластичности стали.

Для оценки влияния способов обработки на сопротивление сталей разрушению в условиях ударно-циклического нагружения изгибом были построены кинетические диаграммы усталостного разрушения стали 30ХГСА, упрочненной по технологии традиционной закалки с отпуском и стали, обработанной по технологии *Quenching and Partitioning* с дополнительной операцией отпуска (рисунок 5.32). Полученные результаты показывают, что в условиях многократного динамического изгиба сталь 30ХГСА, упрочненная с использованием *Q&P*-принципа, обладает повышенным сопротивлением росту усталостных трещин по сравнению с закаленной и отпущенной сталью, упрочненной по традиционной технологии. Средняя скорость распространения усталостной трещины (при $\Delta K = 20 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$) в образцах, упрочненных по технологии *Q&P* с последующим отпуском при $300 \text{ }^\circ\text{C}$, составляет $13 \times 10^{-8} \text{ м/цикл}$, а после стандартной закалки и отпуска при $300 \text{ }^\circ\text{C}$ – $20 \times 10^{-8} \text{ м/цикл}$

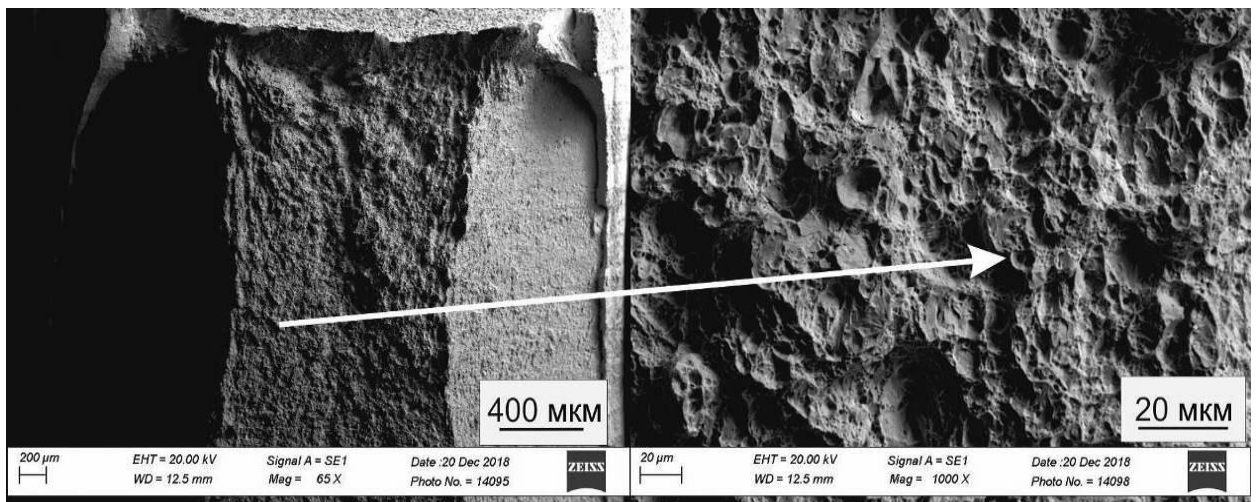




б



в



г

Рисунок 5.31 – Изломы образцов после испытаний стали 30ХГСА на ударный изгиб. а – закалка; б – закалка + отпуск при 300 °С; в – Q&P; г – Q&P + отпуск при 300 °С

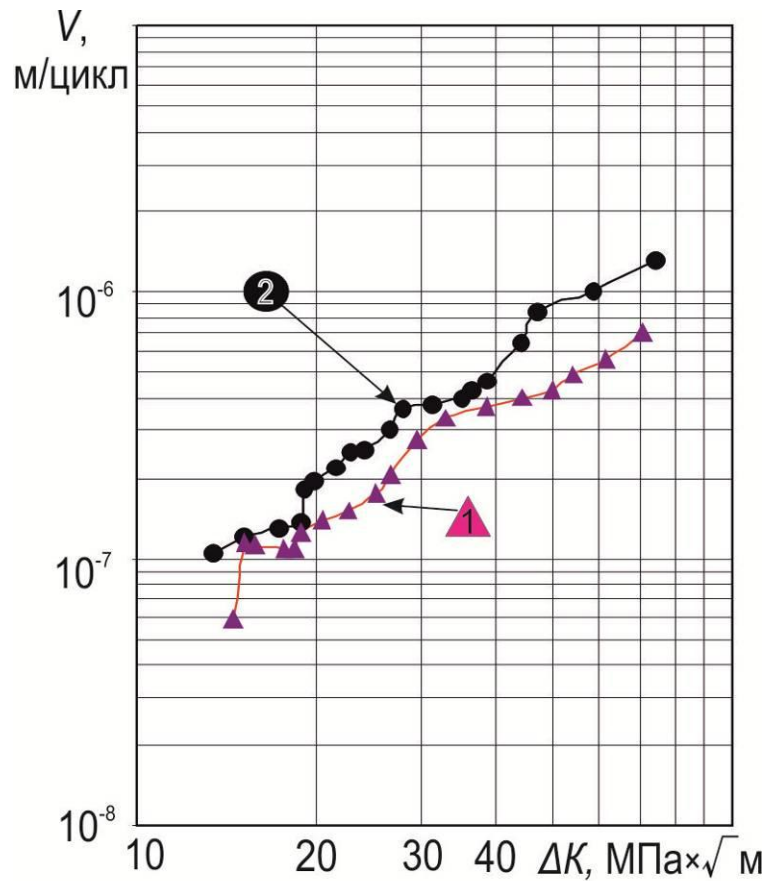


Рисунок 5.32 – Кинетические диаграммы ударно-усталостного разрушения стали 30ХГСА после различных видов термического упрочнения.

1 – *Q&P* + отпуск при 300 °С, 2 – закалка + отпуск при 300 °С

5.3 Термомеханическая обработка стали с мартенсито-бейнитным превращением аустенита

Исследования, выполненные в научных коллективах М.Л. Бернштейна, Л.И. Тушинского и многих других специалистов [129, 184, 185, 278, 279, 280] во второй половине прошлого века, а также результаты современных научных разработок [186, 187, 281-291], позволяют сделать вывод о том, что высокие показатели конструктивной прочности стали могут быть обеспечены технологическими процессами, основанными на совмещении термического и деформационного воздействия. В нашей стране этот вид упрочнения обычно называют термомеханической обработкой (ТМО) или регулируемым

термопластическим упрочнением (РПТУ), в зарубежных литературных источниках часто используют термин «*Thermomechanically Controlled Processing*» (ТМСП). Интерес к практическому применению данных видов упрочнения обусловлен, прежде всего, тем, что современный уровень развития технологий обработки металлов давлением и интенсивное внедрение компьютеризированных систем управления технологическими процессами позволяют существенно повысить экономическую эффективность производства и обеспечить высокую стабильность свойств выпускаемой продукции [292-295].

При термомеханической обработке деформация может осуществляться на различных стадиях процесса. Однако для упрочнения деталей ударных машин наиболее рациональным является подход, при реализации которого сталь деформируют в области существования стабильного аустенита. Высокотемпературная термомеханическая обработка позволяет увеличить прочностные характеристики среднелегированных конструкционных сталей на 200-300 МПа по сравнению с традиционным технологическим процессом закалки с отпуском без уменьшения показателей их пластичности и в 1,5 – 2 раза повысить сопротивление усталостному разрушению [184, 185, 280]. Результатом горячей пластической деформации со степенью 25 - 30 % является формирование в стали полигонизованной субзеренной структуры, характеризующейся относительно высокой стабильностью [184, 185, 280].

Одна из особенностей горячедеформированной стали заключается в увеличении доли пакетного мартенсита при одновременном уменьшении размера пакетов. При реализации процессов термопластического упрочнения может быть сформирована структура мартенсита или бейнита с более мелкими кристаллами α -фазы, характеризующаяся пониженной степенью пересыщения твердого раствора углеродом. Такого рода структурные преобразования обеспечивают склонность сталей к релаксации локальных напряжений и рост сопротивления разрушению.

Высокотемпературную термопластическую обработку следует рассматривать в качестве эффективного технологического процесса обработки

деталей ударных машин, сочетающего операции формообразования и упрочнения материала. Такого рода подход может быть использован для повышения конструктивной прочности деталей, получаемых с использованием технологии горячей объемной штамповки. Наиболее рационально процессы термопластического воздействия использовать для упрочнения тяжело нагруженных деталей машин, изготовленных из экономнолегированных конструкционных сталей.

Суть предлагаемого в работе подхода заключается в следующем. Стальные заготовки нагревают до температуры аустенитизации и после выдержки пластически деформируют на 20...40 %. Развивающийся в этих условиях процесс рекристаллизации приводит к формированию структуры мелкозернистого аустенита (рисунок 5.33 а). Деформированные заготовки в расплаве солей ускоренно охлаждают до температуры $T_{\text{п}}$, находящейся в диапазоне между значениями, соответствующими началу и окончанию мартенситного превращения ($M_{\text{н}} - M_{\text{к}}$). При этом происходит частичный распад аустенита с образованием в стали определенного количества мартенсита. Финальная стадия термической обработки заключается в нагреве заготовки до температуры промежуточного превращения $T_{\text{из}}$, при которой оставшийся аустенит преобразуется в нижний бейнит, а возникший ранее мартенсит отпускается.

В результате термообработки в стали формируется мелкодисперсная структура, состоящая из микрообъемов отпущенного мартенсита и нижнего бейнита. Проведенные ранее исследования процесса термообработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (раздел 5.1) показали, что рациональное сочетание показателей прочности, ударной вязкости и трещиностойкости стали обеспечивается при формировании в структуре 40 % мартенситной и 60 % бейнитной составляющей.

Принципиальное отличие предложенной в диссертации технологии высокотемпературной термомеханической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ) от известных технологических процессов высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО)

(рисунок 5.33 б) и термомеханической изотермической обработки с бейнитным превращением переохлажденного аустенита (ВТМИЗО) заключается в том, что при ВТММБ в стали формируется мелкодисперсная смешанная структура, состоящая из микрообъемов нижнего бейнита и продуктов отпуска мартенсита [296-299].

Предложенная обработка обладает рядом особенностей. Горячая деформация приводит к измельчению зерен аустенита, способствует формированию развитой субструктуры α -твердого раствора, что в итоге сопровождается измельчением кристаллов мартенсита и пластин α -фазы бейнита. При реализации ВТММБ-технологии мартенситное превращение характеризуется своей незавершенностью. Мартенсит преимущественно образуется в микрообъемах, обедненных углеродом и характеризующихся по этой причине повышенной температурой начала мартенситного превращения M_n . Отмеченное обстоятельство является причиной формирования в стали речного мартенсита, обладающего по сравнению с двойникованным повышенной вязкостью разрушения. Релаксации механических напряжений, сопутствующих мартенситному превращению, способствует остаточный аустенит, окружающий мартенситные кристаллы. Таким образом, в результате описанных преобразований в стали формируется дисперсная структура смешанного типа, обеспечивающая высокий уровень прочностных свойств и сопротивления усталостному разрушению.

Одна из поставленных в работе задач заключалась в выявлении особенностей формирования структуры стали при термомеханической обработке, основанной на мартенсито-бейнитном превращении аустенита, а также в изучении процессов разрушения, развивающихся в различных условиях нагружения. В качестве материала исследования была выбрана сталь марки 40X2H2MA, широко используемая при производстве ответственных деталей ударных машин. Повышенная устойчивость легированного аустенита стали 40X2H2MA в процессе последеформационной выдержки обеспечивает

стабильное качество упрочняемых деталей при выполнении термомеханической обработки.

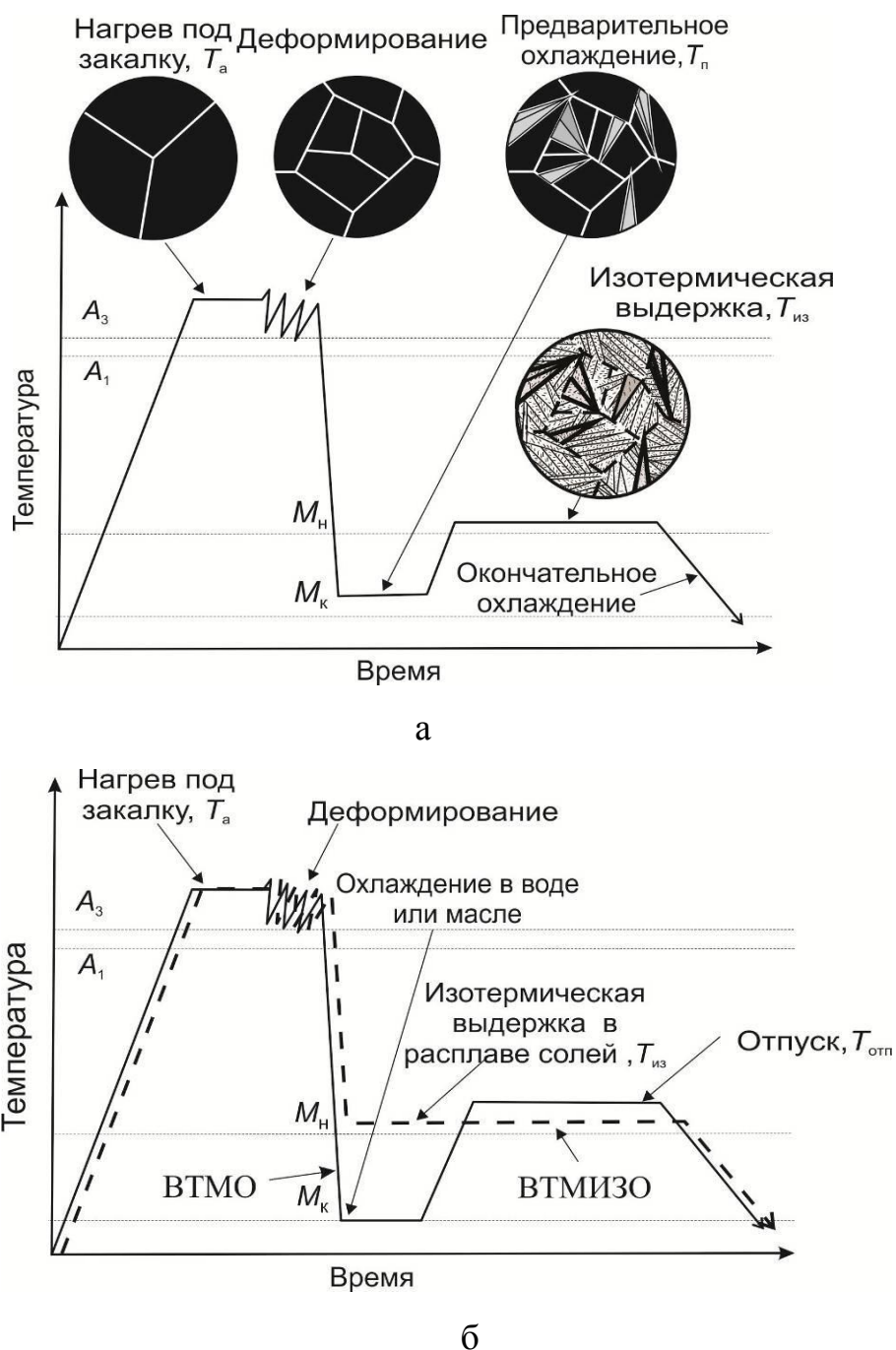


Рисунок 5.33 – Схемы высокотемпературной термомеханической обработки стали со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита ВТММБ (а), высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) и термомеханической изотермической обработки с бейнитным превращением переохлажденного аустенита (ВТМИЗО) (б)

Из проката круглого сечения диаметром 100 мм вырезали заготовки прямоугольной формы длиной 80, шириной 20 и высотой 20 мм. С целью учета возможной химической и структурной неоднородности проката заготовки вырезали как параллельно (рисунок 5.34 а, позиция 1), так и перпендикулярно направлению прокатки (рисунок 5.34 а, позиция 2). На следующем этапе, используя различные методы воздействия, осуществляли упрочнение стали. Финальная стадия обработки заключалась в шлифовании и полировании полученных образцов.

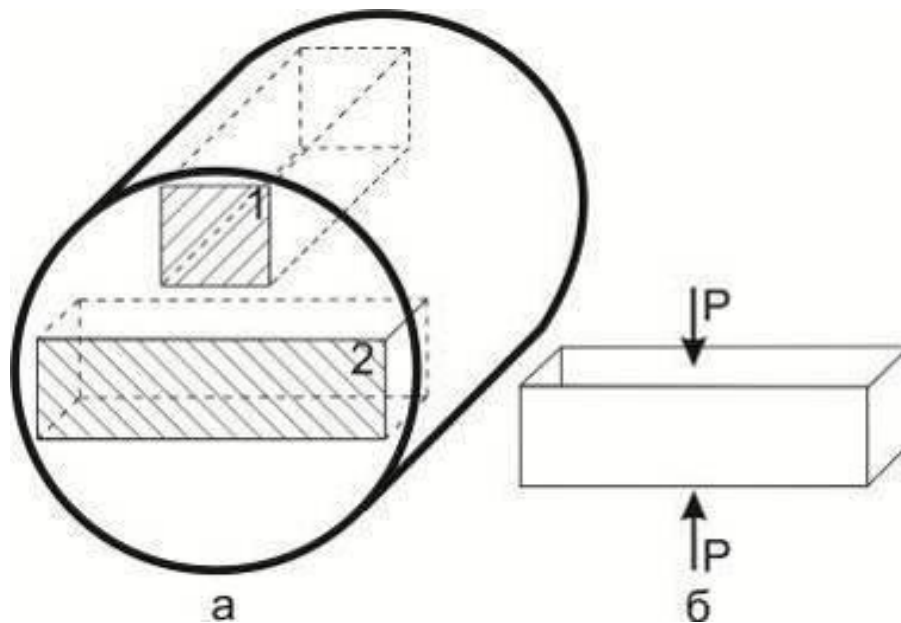


Рисунок 5.34 – Схема вырезки образцов из проката (а) и обжатия их при последующей термомеханической обработке (б)

В качестве основного метода упрочнения использовали высокотемпературную термомеханическую обработку стали со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ). Эффективность предложенного способа термической обработки оценивали путем сравнения со свойствами стали после закалки и отпуска, изотермической закалки (ИЗО), высокотемпературной термомеханической обработки с бейнитным превращением (ВТМИЗО) и технологии высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Все указанные выше технологические процессы приводили к

формированию структуры твердостью 36...46 *HRC*, которая, по литературным данным, обеспечивает сочетание высоких значений прочности и сопротивления усталостному разрушению [56, 256, 257, 300].

Температура нагрева стали при всех видах термической и термомеханической обработки составляла 910 °С, длительность выдержки при этой температуре была равна 20 мин. Пластическое деформирование нагретых прямоугольных заготовок осуществляли на гидравлическом прессе *SCAMEX* со степенью деформации 40 %. В качестве охлаждающей среды при закалке стальных образцов и обработке по схеме ВТМО использовали минеральное масло. При реализации технологических процессов ИЗО, ВТМИЗО и ВТММБ охлаждение заготовок проводили в расплаве солей состава 50 % $NaNO_3$ + 50 % $KaNO_2$. Отпуск стали выполняли в течение одного часа в камерной печи при температуре 400 °С. Режимы термического упрочнения стали 40X2H2MA приведены в таблице 5.11.

После закалки и отпуска при 400 °С в структуре стали 40X2H2MA сохраняются очертания кристаллов мартенсита (рисунок 5.35). Высокотемпературная термомеханическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ) приводит к формированию фрагментированной структуры (рисунок 5.36), проявляющейся в виде локальных областей с различной травимостью. В зависимости от направления вырезки образцов в структуре стали наблюдаются либо чередующиеся темные и светлые полосы шириной 50-70 мкм, либо фрагментированные ячейки аналогичного размера (рисунок 5.37). В светлых областях со средней микротвердостью *HV* 367 сталь имеет структуру нижнего бейнита, в темных областях с микротвердостью *HV* 409 – отпущенного мартенсита. Фактически области с кристаллами мартенсита имеют форму эллиптических микрообъемов, окруженных нижним бейнитом. Повышенная травимость структуры мартенсита по сравнению с бейнитом приводит к появлению на поверхности шлифа характерного рельефа в виде выступов и впадин с различием по высоте полос до 0,2 мкм (рисунок 5.38).

Таблица 5.11 – Обозначение и режимы различных способов термического упрочнения стали 40X2H2MA

№	Обозначение обработки	Последовательность и режимы обработки
1	Закалка + отпуск при 400 °С	1. Нагрев до 910 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в масле. 3. Отпуск в камерной печи при 400 °С в течение 1 часа.
2	ИЗО при 350 °С	1. Нагрев до 910°С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в расплаве солей при 350 °С и выдержка при этой температуре в течение одного часа.
3	ВТМИЗО при 350 °С	1. Нагрев до 910 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Деформация нагретых заготовок со степенью 40 %. 3. Охлаждение в расплаве солей при 350 °С и выдержка при этой температуре в течение 1 часа.
4	ВТМО	1. Нагрев до 910 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Деформация нагретых заготовок со степенью 40 %. 3. Охлаждение в масле. 4. Отпуск в камерной печи при 400 °С в течение 1 часа.
5	М-Б	1. Нагрев до 910 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Охлаждение в расплаве солей при 270 °С с выдержкой в течение 5 минут. 3. Изотермическая выдержка в камерной печи при 350 °С в течение 1 часа.
6	ВТММБ	1. Нагрев до 910 °С и выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Деформация нагретых заготовок со степенью 40 %. 3. Охлаждение в расплаве солей при 270 °С с выдержкой в течение 5 минут. 4. Изотермическая выдержка в камерной печи при 350 °С в течение 1 часа.

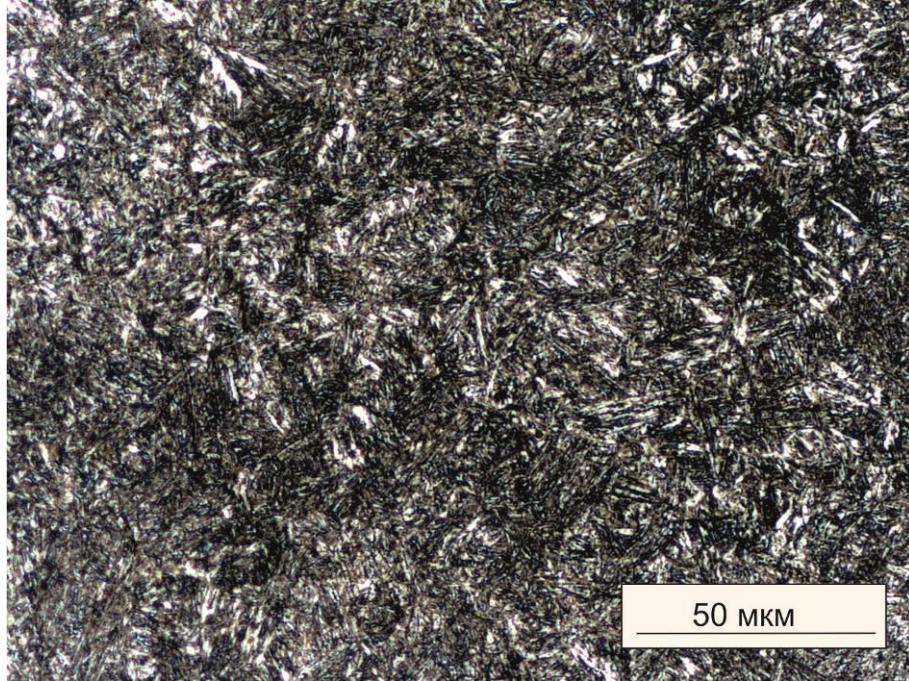
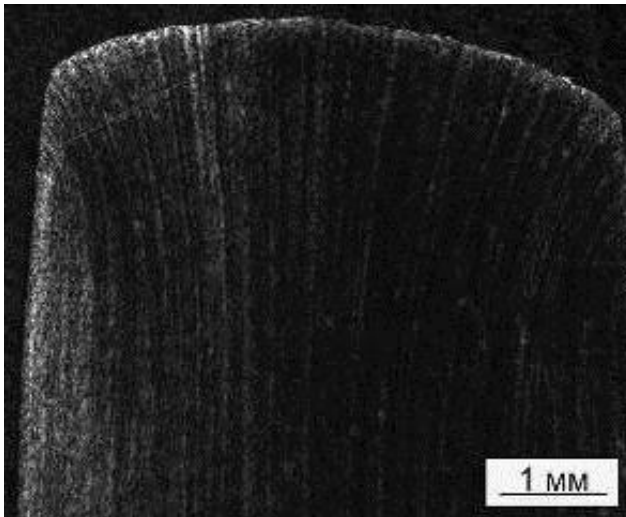
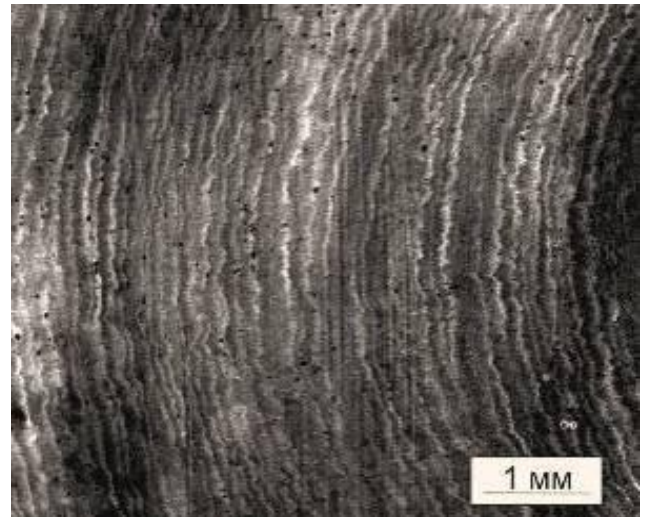


Рисунок 5.35 – Микроструктура стали 40X2H2MA после закалки с последующим отпуском при 400 °С

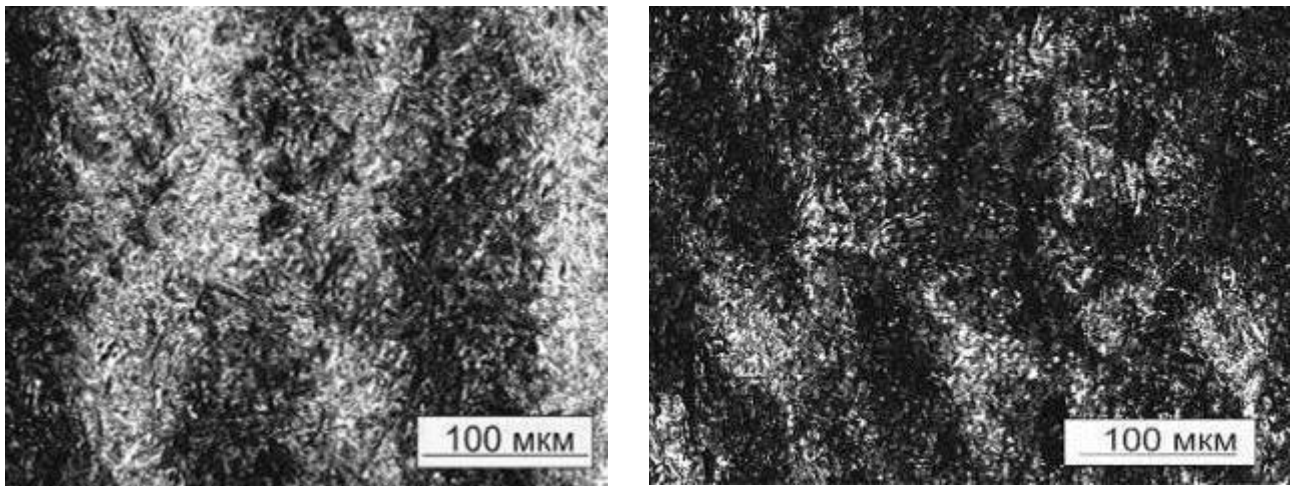


а



б

Рисунок 5.36 – Полосы в структуре поковки, обработанной по технологии ВТММБ. а – продольный срез; б – поперечный срез



а

б

Рисунок 5.37– Микроструктура стали 40X2H2MA после ВТММБ-обработки.

а – продольный шлиф; б – поперечный шлиф

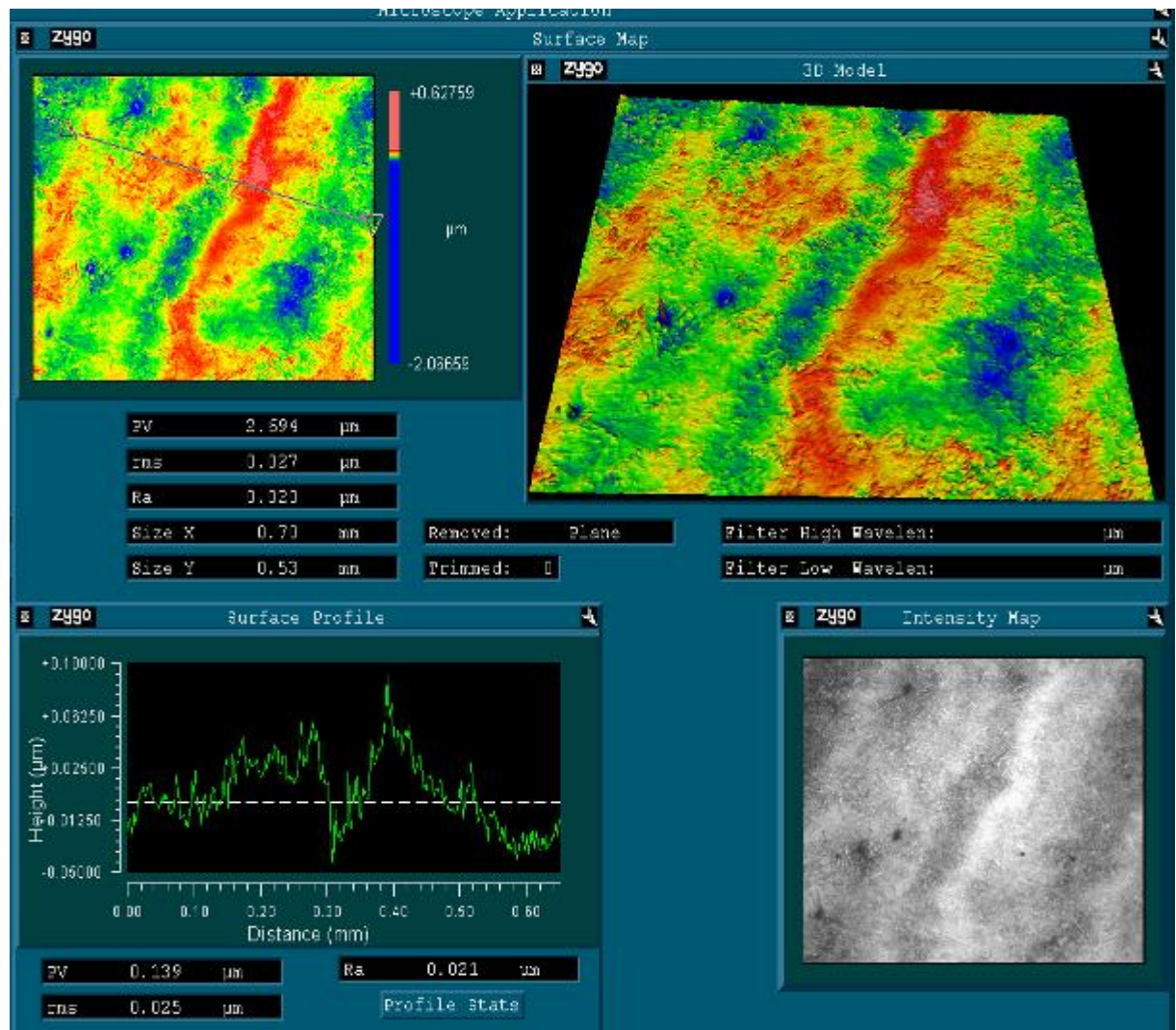


Рисунок 5.38 – Топография поверхности стали 40X2H2MA с полосчатым строением

После ВТМО в стали формируется более дисперсная и однородная структура по сравнению с закаленной и отпущенной сталью. Средняя длина кристаллов мартенсита в термопластически упрочненной стали составляет 3-4 мкм. После закалки и отпуска этот показатель находится на уровне 8-12 мкм. Эффект измельчения структуры и повышения ее однородности обусловлен увеличением протяженности высокоугловых границ в горячедеформированном аустените. После ВТМО в структуре стали обнаружены полосы из мартенситных кристаллов различной дисперсности (рисунок 5.39). Ширина полос также, как и при ВТММБ-обработке, составляет 50-70 мкм. Однако слабые различия в травимости мартенситных кристаллов не позволяют явно выделять полосы в структуре термомеханически обработанной стали 40X2H2МА.

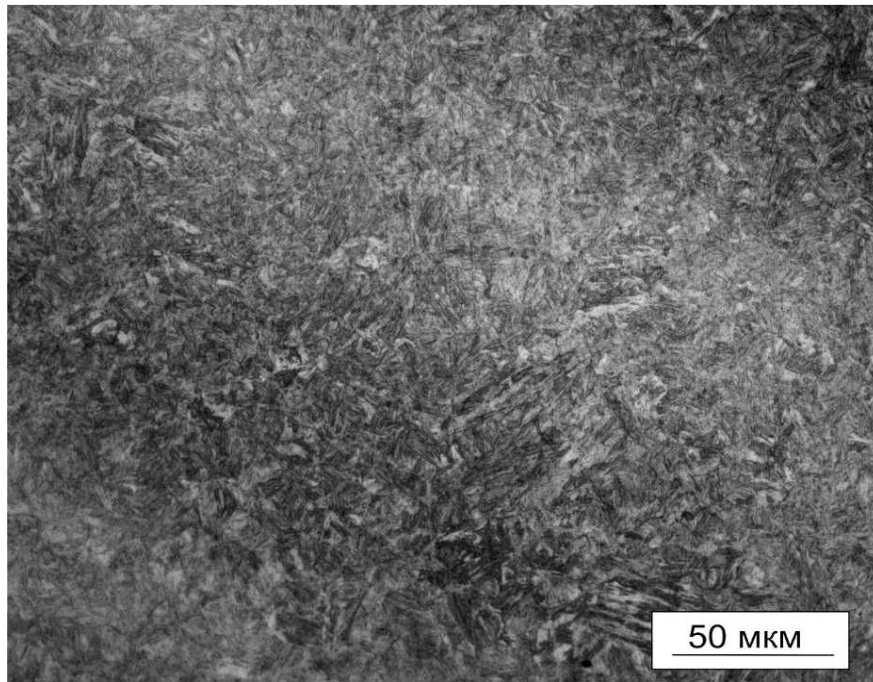


Рисунок 5.39 – Микроструктура стали 40X2H2МА после обработки по схеме ВТМО

Обычно полосчатость в структуре деталей является наследственным признаком концентрационной и структурной неоднородности исходного проката. Для выявления причин образования фрагментированной структуры в термомеханически обработанной стали были проведены дополнительные

эксперименты по анализу заготовок, вырезанных из исходного проката в продольном и поперечном направлениях (рисунок 5.35 поз. 1 и 2). Установлено, что ширина и направление полос в упрочненных образцах не зависят от направления вырезки исходных заготовок. Формирование полос при термомеханической обработке стали 40X2H2MA связано, вероятно, с процессами, происходящими в легированном аустените при его горячей деформации. Образование полос может быть обусловлено тем, что рекристаллизационные процессы в различных областях деформированного аустенита развиваются с различной скоростью.

Зарождение и рост новых зерен преимущественно начинается у границ деформированных зерен и в полосах сдвига внутри них [184]. На определенном этапе деформационной выдержки вблизи границ аустенитных зерен формируются вытянутые области, состоящие из мелких равноосных рекристаллизованных зерен, которые разделены объемами нерекристаллизованного материала (рисунок 5.40 б). При охлаждении стали с такой структурой до температуры начала мартенситного превращения мартенситные кристаллы в первую очередь появляются в рекристаллизованных зернах аустенита (рисунок 5.40 в). Подобный эффект формирования полос с различным размером аустенитных зерен на этапе деформационной выдержки наблюдали в работе [301]. При неполном мартенситном превращении в стали может быть получена структура, состоящая из областей с кристаллами мартенсита и зон остаточного аустенита между ними. Последующий нагрев материала до температуры промежуточного превращения приводит к отпуску мартенсита и преобразованию переохлажденного аустенита в структуру бейнита (рисунок 5.40 г).

Образованию полос в структуре стали 40X2H2MA способствует высокая устойчивость легированного деформированного аустенита к разупрочнению при последеформационных выдержках и пониженная скорость развития рекристаллизационных процессов в нем. По литературным данным после деформации со степенью 60 % с последующей выдержкой длительностью 10 секунд в среднелегированной стали объем рекристаллизованных зерен составляет

40-50 %, а после выдержки в течение минуты – около 70 % [184]. При термомеханической обработке время, за которое деформированные заготовки извлекали из прессы и перемещали в печь-ванну, составляло 10-15 секунд. Такой временной интервал является недостаточным для завершения процессов рекристаллизации в стали 40Х2Н2МА, что приводит к формированию локализованных полос рекристаллизованных зерен в деформированном аустените.

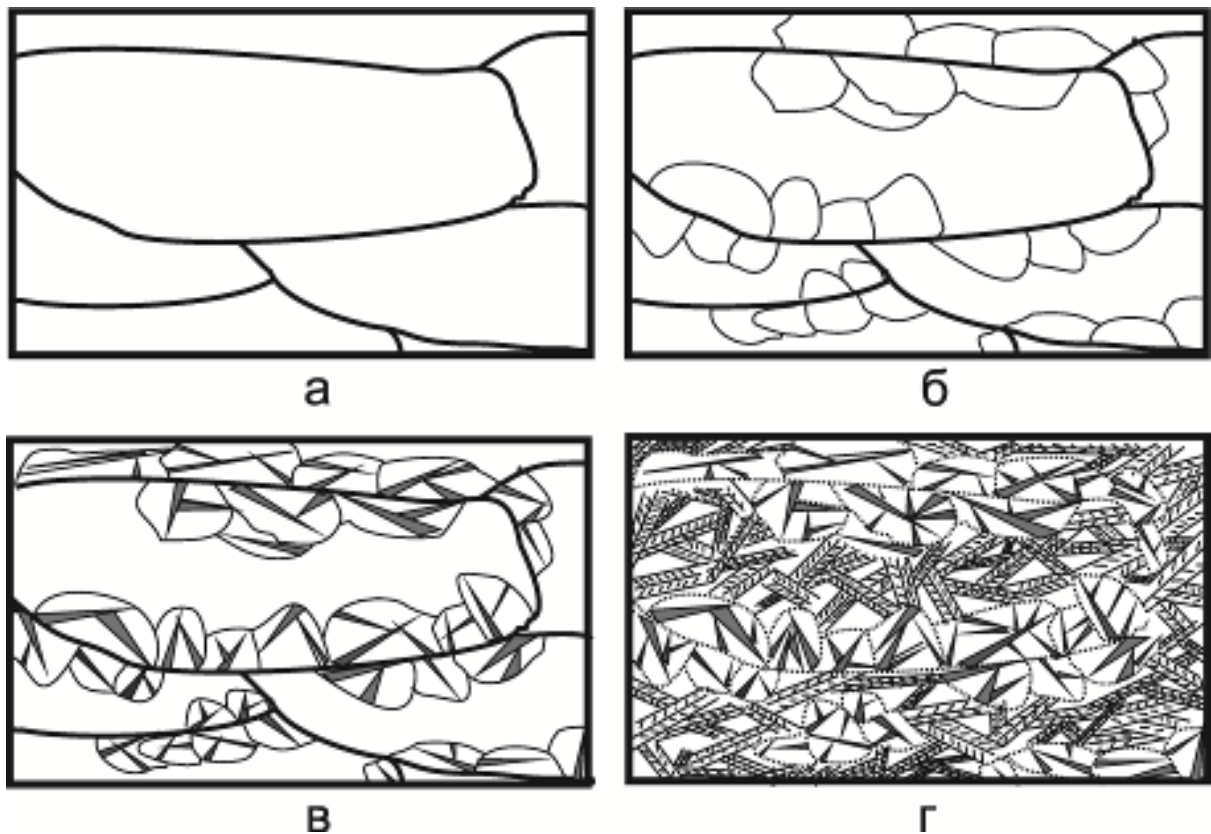
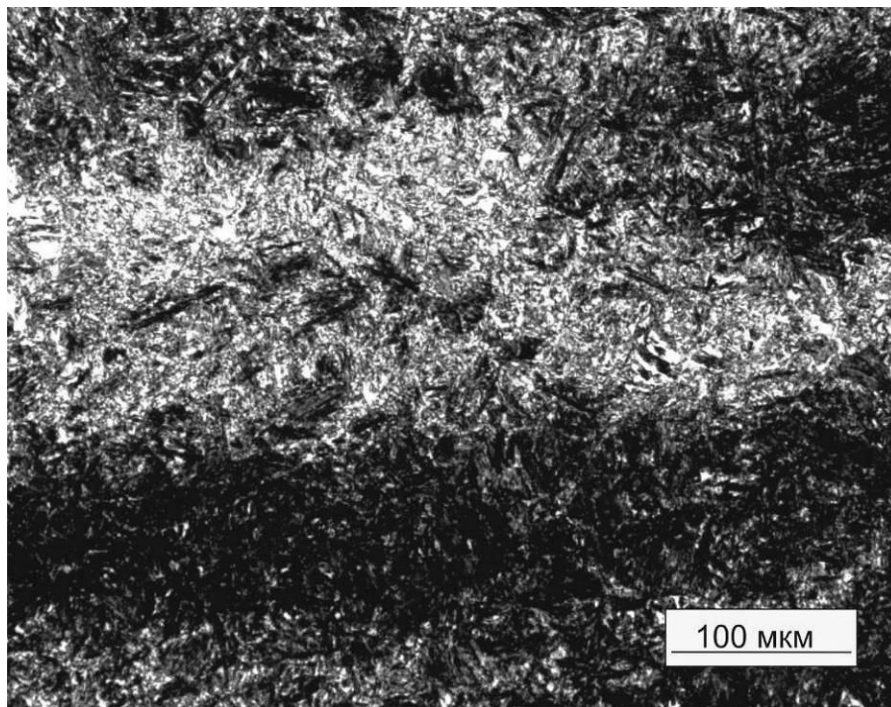


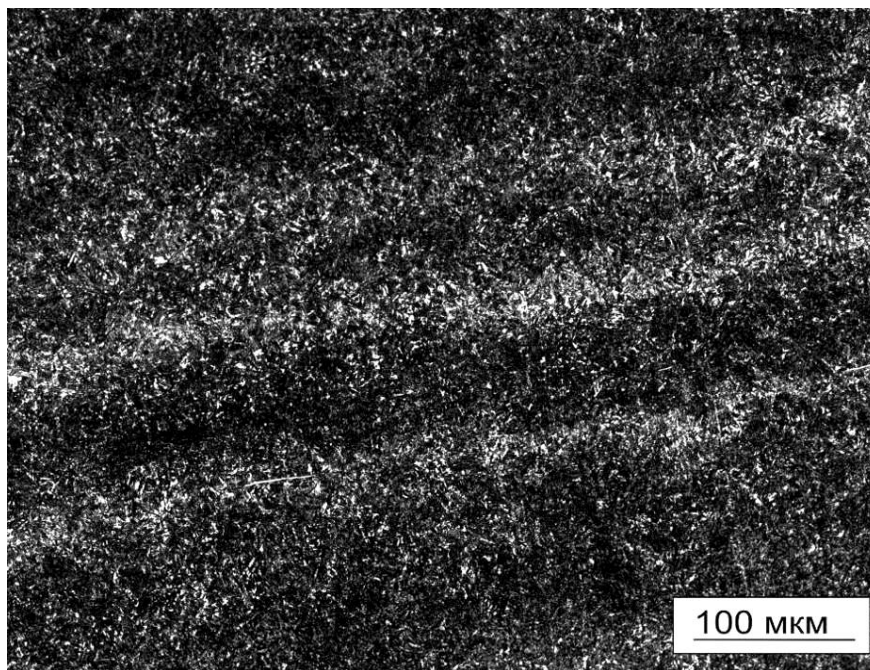
Рисунок 5.40 – Схема образования полос в структуре стали. а – структура деформированного аустенита; б – формирование рекристаллизованных зерен аустенита вблизи границ деформированных зерен; в – преимущественное выделение мартенситных кристаллов в рекристаллизованных зернах аустенита; г – превращение оставшегося аустенита в бейнит и формирование мартенсито-бейнитной структуры

Анализируемая модель предполагает, что, если в горячедеформированной стали процессы рекристаллизации завершены, полосчатость в конечной структуре

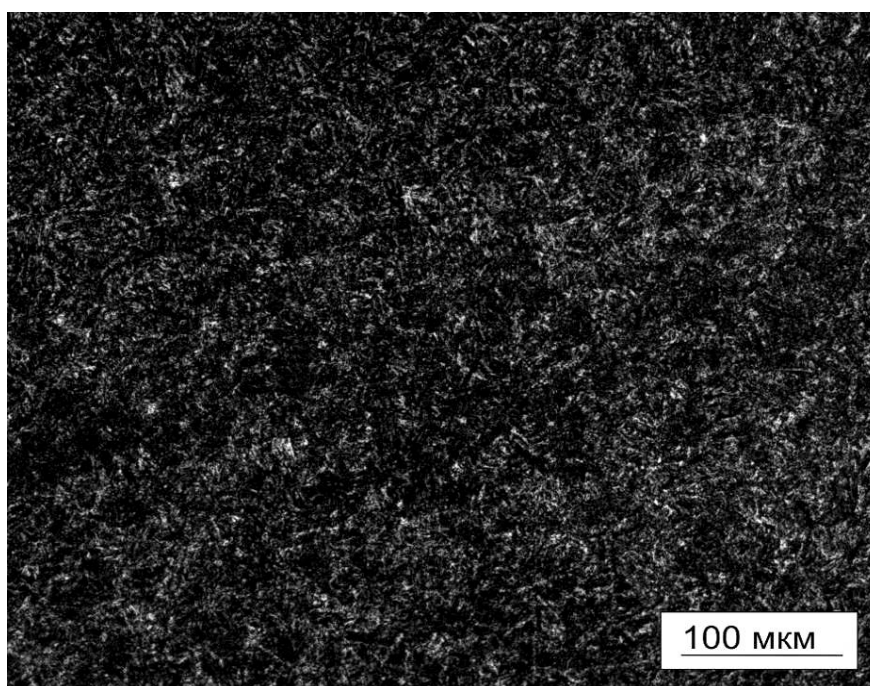
стали не проявляется. Для проверки этой гипотезы были проведены исследования стали после термомеханической обработки с различным временем последеформационной выдержки. По окончании горячей деформации образцы помещали в камерную печь при температуре 800 °С, выдерживали в течение одной, двух или трех минут, а затем ускоренно охлаждали в расплаве солей с температурой 270 °С. Заключительная стадия процесса состояла в изотермической выдержке образцов в камерной печи при температуре 350 °С в течение одного часа. Металлографические исследования показали, что последеформационная выдержка длительностью 1 минута сопровождается уменьшением в стали количества и ширины полос со структурой нижнего бейнита (рисунок 5.41 б). Введение в технологический процесс обработки дополнительной трехминутной последеформационной выдержки стали при 800 °С приводит к полному исчезновению полос в ее структуре (рисунок 5.41 в).



а



б



в

Рисунок 5.41 – Строение стали 40X2H2MA, подвергнутой ВТММБ-обработке с последеформационной выдержкой в течение 15 секунд (а), 1 минуты (б) и 3 минут (в)

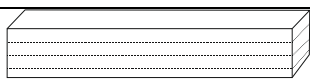
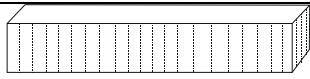
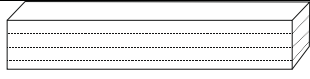
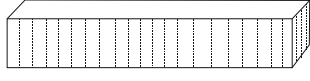
Анализ механических свойств стали 40X2H2MA после различных видов термического и термомеханического упрочнения позволяет сделать вывод о том,

что технология высокотемпературной термомеханической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита обеспечивает высокий уровень конструктивной прочности. Высокие прочностные свойства сталей формируются при реализации технологических процессов, результатом которых является структура мартенсита (таблица 5.12). Речь идет о технологических процессах закалки с отпуском, высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) и высокотемпературной термомеханической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ). Технологии, при реализации которых в стали формируется структура нижнего бейнита различной дисперсности (ИЗО и ВТМИЗО), обеспечивают показатели условного предела текучести и временного сопротивления стали на 400-500 МПа меньше, по сравнению с закалкой и отпуском (при сопоставимых температурах изотермического превращения и отпуска). Результатом процессов ВТМО и ВТМИЗО, связанных с горячей пластической деформацией аустенита, является увеличение на 10-15 % прочностных свойств стали при одновременном росте на 10-20 % показателей пластичности по сравнению с закалкой и отпуском, а также по сравнению с изотермической закалкой.

Следует отметить, что технологические процессы, основанные на горячей пластической деформации с последующим мартенсито-бейнитным превращением аустенита, приводят к анизотропии механических свойств стали. Максимальные прочностные характеристики ($\sigma_b = 1597$ МПа) зафиксированы при ориентации полос в стали параллельно растягивающей силе. В этом случае уровень прочности превышает аналогичные характеристики закаленной и отпущенной стали ($\sigma_b = 1484$ МПа), а также стали, упрочненной по технологии ВТМО ($\sigma_b = 1483$ МПа). При ориентации растягивающей силы перпендикулярно направлению полос прочностные характеристики стали на 15 % ниже ($\sigma_b = 1290$ МПа). Эффект снижения прочностных свойств стали при поперечной ориентации полосчатой структуры может быть объяснен тем, что после ВТММБ-обработки в стали формируется структура, подобная строению однонаправленного волокнистого композиционного материала, в котором при данной схеме нагружения

прочностные характеристики в основном определяются свойствами наименее прочной структурной составляющей (в нашем случае - свойствами нижнего бейнита). В стали, упрочненной по технологии ВТМО, явно выраженной анизотропии свойств не зафиксировано. Это может быть объяснено незначительным различием в прочностных характеристиках мартенсита различной дисперсности.

Таблица 5.12 – Механические свойства стали 40X2H2MA после различных видов термического и термомеханического упрочнения

Способ термического упрочнения	Ориентация полос в образце	HRC	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{B_s} , МПа	δ %	KCV, Дж/см ²	Долговечность при изгибе, цикл
Закалка + отпуск при 400 °С	Полосы отсутствуют	45	1207	1484	10	48	31920
ИЗО при 350 °С	Полосы отсутствуют	35	750	1080	12	37	45390
ВТМИЗО при 350 °С	Полосы отсутствуют	37	876	1094	14	46	50190
ВТМО		46	1446	1483	13	59	33000
ВТМО		46	1430	1431	11	58	-
ВТММБ		47	1439	1597	18	97	67320
ВТММБ		46	983	1290	15	64	-

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов с надрезами свидетельствуют о том, что при ориентации полос перпендикулярно направлению изгибающей силы ударная вязкость стали после ВТММБ-обработки в 1,5 раза выше по сравнению с ВТМО и в 2 раза выше по сравнению с закалкой и

отпуском. Если изгибающая сила совпадает с направлением полос, то сопротивление стали разрушению при динамическом нагружении сопоставимо с показателями стали, упрочненной по технологии ВТМО. Следует отметить, что вне зависимости от схемы испытаний ударная вязкость стали, упрочненной по технологии ВТММБ, превышает ударную вязкость после закалки и отпуска.

Фрактографические исследования образцов после испытаний на ударный изгиб свидетельствуют о том, что разрушение закаленной и отпущенной стали происходит преимущественно по двум механизмам – путем слияния микропор и хрупкого скола (рисунок 5.42 а). Доля поверхности, на которой зафиксирован хрупкий излом, составляет ~ 50 %. Для участков хрупкого разрушения характерно присутствие плоских фасеток, возникших по механизму межзеренного скола. Остальная часть излома представляет собой поверхность с признаками, типичными для вязкого разрушения. Наиболее характерным из них является наличие мелких ямок правильной формы.

Анализ поверхности разрушения образцов, упрочненных по технологии ВТМО, показывает, что пластическая деформация стали в горячем состоянии сопровождается увеличением доли вязкой составляющей и, как следствие, ростом вязкости разрушения материала. Площадь участков, в пределах которых разрушение стали происходит хрупко, составляет 10-15 % от общей площади поверхности излома (рисунок 5.42 б). Разрушение образцов, упрочненных по технологии ВТМИЗО или изотермической закалки с распадом аустенита в бейнитной области, происходит преимущественно по механизму хрупкого квазискола с образованием на поверхности излома мелких фасеток со слабо выраженными следами пластической деформации (рисунок 5.42 в).

На изломах образцов, упрочненных по схеме, сочетающей комбинированную термомеханическую обработку со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ), преимущественно проявляется вязкий характер, признаками которого являются многочисленные утяжки материала и глубокие ямки (рисунок 5.42 г). Участки внутриверенного скола практически отсутствуют. Поверхности изломов характеризуются развитым рельефом с

вытянутыми бороздами, возникшими в результате разрушения по границам областей с мартенситной и бейнитной составляющими. Такой рельеф поверхности свидетельствует о частой переориентации магистральной трещины, увеличивающей энергоёмкость процесса разрушения в условиях динамического изгиба.

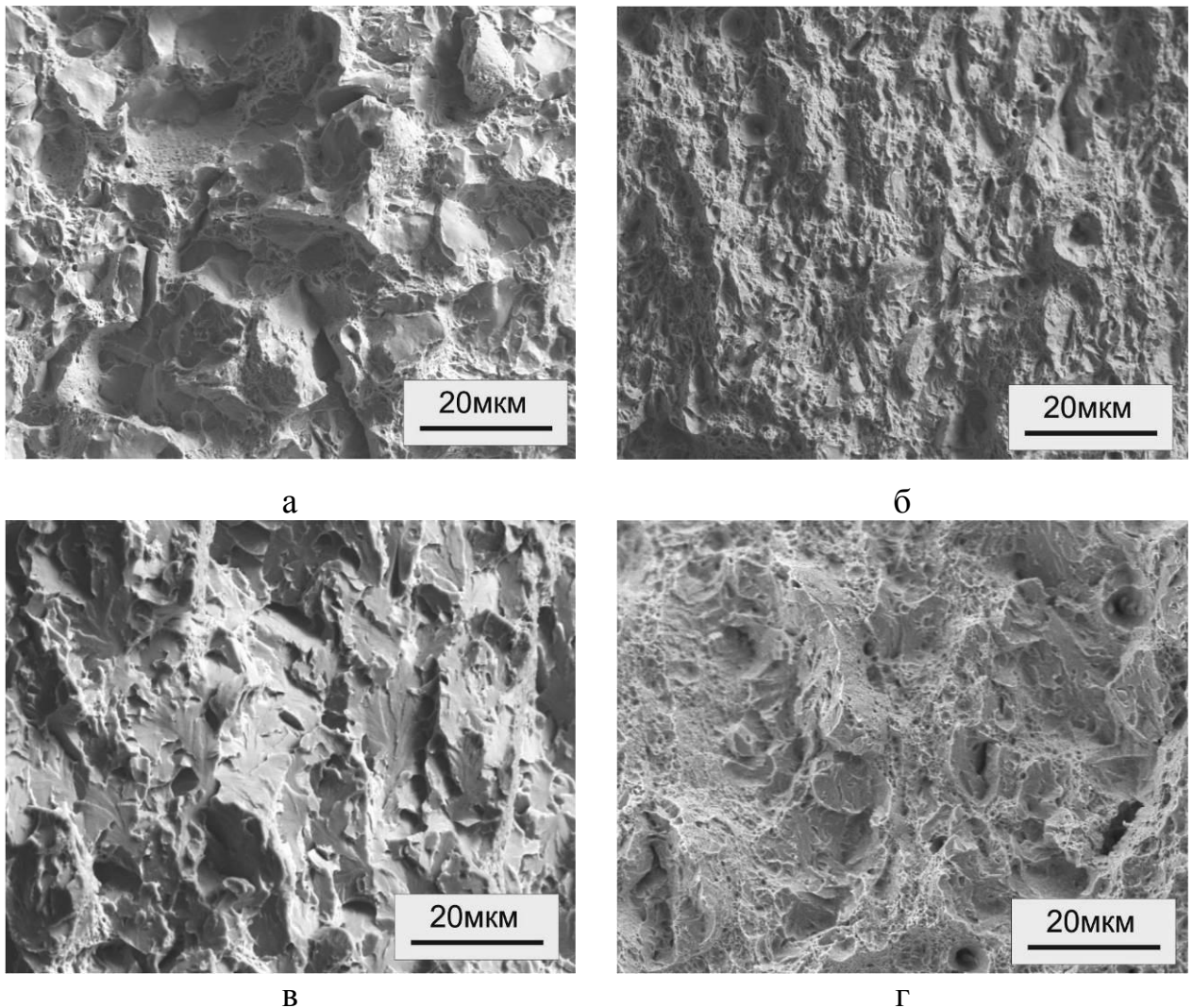


Рисунок 5.42 – Поверхности разрушения образцов после испытаний на ударный изгиб. а – закалка + отпуск при 400 °С; б – обработка по технологии ВТМО; в – обработка по технологии ВТМИЗО; г – обработка по технологии ВТММБ

Одним из наиболее важных показателей конструктивной прочности деталей ударных машин является их сопротивление усталостному разрушению. С учетом этого обстоятельства оценку эффективности различных способов термической

обработки осуществляли путем сравнения показателей циклической долговечности и скорости роста усталостных трещин на вторых (линейных) участках кинетических диаграмм усталостного разрушения. Установлено, что высокотемпературная пластическая деформация способствует увеличению сопротивления зарождению и распространению усталостных трещин. Наилучшими показателями трещиностойкости обладают образцы, упрочненные по технологии ВТММБ (рисунок 5.43). Так, например, в образцах с полосами, ориентированными перпендикулярно направлению движения магистральной трещины, скорость разрушения материала на линейном участке кинетической диаграммы в 1,5 раза ниже, чем в стали 40Х2Н2МА, упрочненной другими методами (при одновременном более чем двукратном увеличении общей усталостной долговечности).

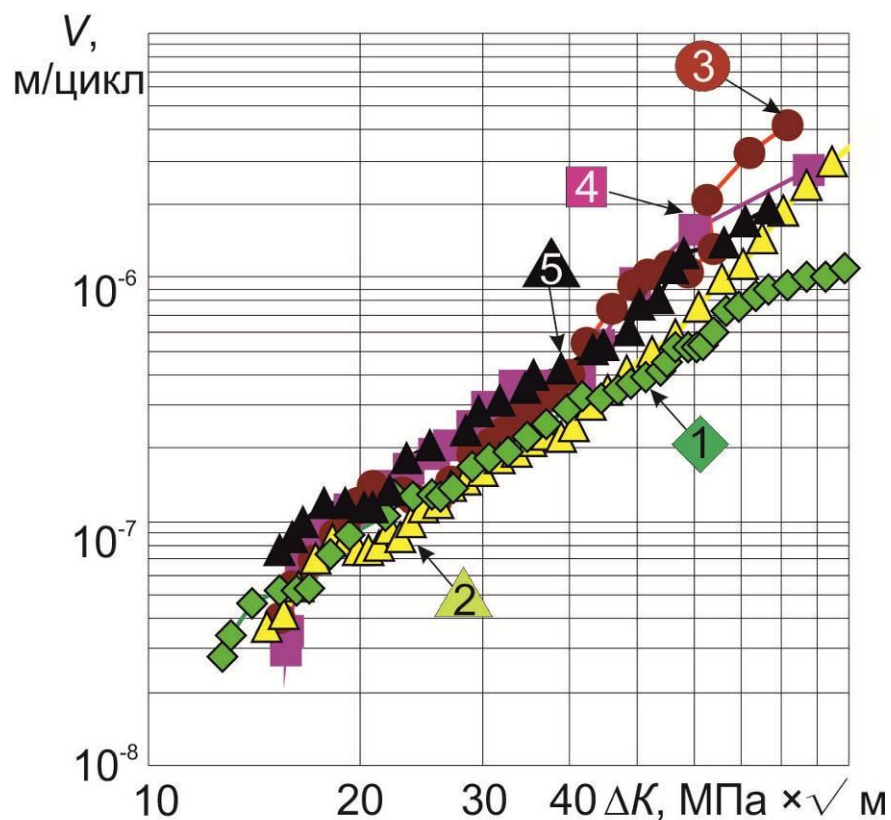


Рисунок 5.43 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения стали 40Х2Н2МА после различных видов упрочнения. 1 – ВТММБ; 2 – ВТМИЗО; 3 – ИЗО при 350 °С; 4 – закалка + отпуск при 400 °С; 5 – ВТМО

Значительным сопротивлением распространению усталостных трещин обладает также сталь, обработанная по технологиям изотермической заковки или ВТМИЗО. Следует, однако, учитывать, что структура бейнита не обеспечивает высокие показатели прочности и твердости стали. В случае, когда схема нагружения предполагает рост магистральной трещины в направлении, совпадающем с ориентацией полос в структуре стали, упрочненной по технологии ВТММБ, распространение трещины происходит преимущественно по областям с максимальным количеством мартенситных кристаллов (рисунок 5.44). Количество участков со структурой нижнего бейнита на пути движения трещины невелико, что объясняет незначительное отличие ударной вязкости и трещиностойкости сталей, упрочненных по технологиям ВТМО и ВТММБ. Показатели конструктивной прочности стали после термомеханической обработки выше по сравнению с традиционной технологией заковки с отпуском.

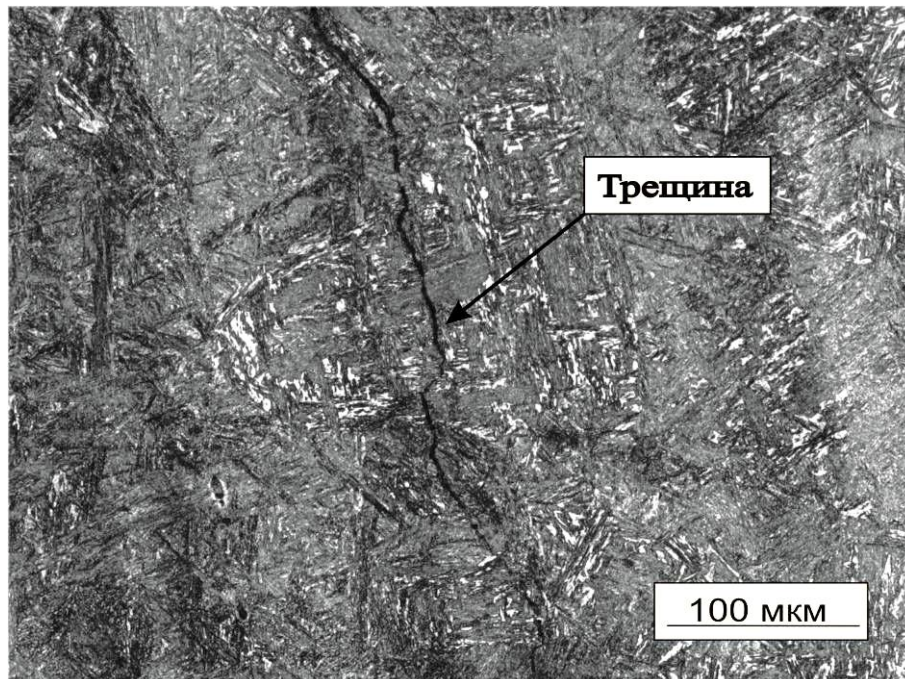


Рисунок 5.44 – Продвижение усталостной трещины в зоне мартенситных кристаллов в стали, упрочненной по технологии ВТММБ

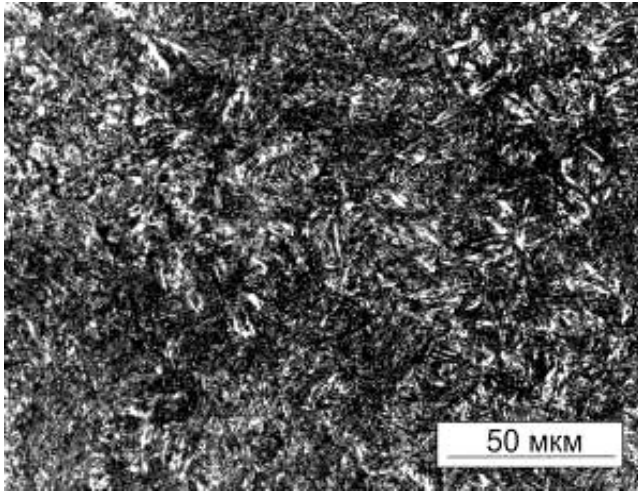
Схема формообразования бойков ударных машин с использованием термомеханической обработки предполагает, что полосы в структуре стали будут

ориентированы преимущественно вдоль оси бойка. Это позволит обеспечить как высокую прочность материала при воздействии растягивающих и сжимающих напряжений, так и значительный уровень сопротивления распространению усталостных трещин в поперечном направлении.

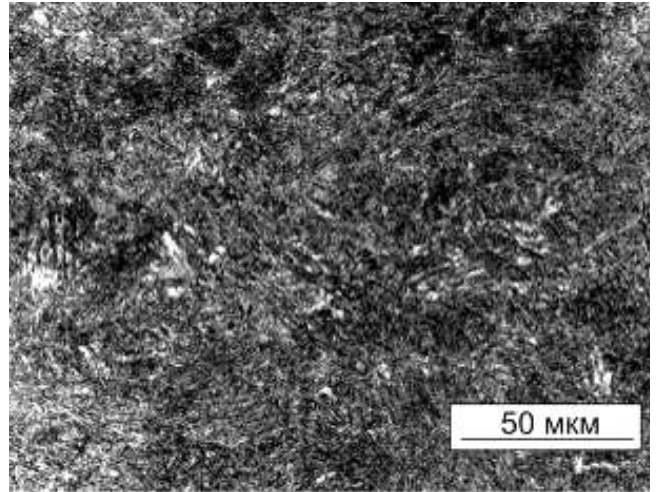
Для объяснения различий в механических свойствах стали, упрочненной различными методами термического и термомеханического воздействия, были проведены исследования тонкой структуры материалов на просвечивающем электронном микроскопе *Tecnai 20 G2* при ускоряющем напряжении 200 кВ. Из образцов, полученных с использованием различных технологических процессов, было изготовлено по 5 - 6 фольг. Идентификацию структурных составляющих осуществляли на основе дифракционных картин, обеспечивающих информацию о типе кристаллической решетки и ее кристаллографической ориентации в локальных зонах образца. Расшифровка картин дифракции электронов заключалась в измерении межплоскостных расстояний и сопоставлении их с данными о кристаллических решетках известных фаз, которые могли содержаться в исследуемом образце.

Результаты металлографических исследований структуры стали 40X2H2MA после различных видов термического и термомеханического упрочнения, выполненные на микроскопе *Carl Zeiss Axio Observer Z1m*, приведены на рисунке 5.46. Примеры тонкой структуры стали 40X2H2MA, зафиксированной методом просвечивающей электронной микроскопии, представлены на рисунке 5.47. Характерным элементом структуры стали 40X2H2MA после закалки с отпуском при $T_{\text{отп}} = 400$ °С являются кристаллы двойникового мартенсита длиной 8 - 10 мкм, по границам которых выделяются карбиды размером 0,2 – 0,4 мкм. Средняя длина двойников в мартенсите составляет 2 - 3 мкм при ширине 10 - 50 нм. Карбиды выделяются как внутри мартенситных кристаллов, так и по их границам. Частицы, находящиеся внутри кристаллов, имеют форму пластин длиной до 250-300 нм. В поперечном направлении размер карбидов не превышает 15-20 нм. В то же время длина цементитных частиц, выделившихся на границах кристаллов, достигает 1 мкм и более. Кроме того, на границах наблюдаются цепочки карбидов

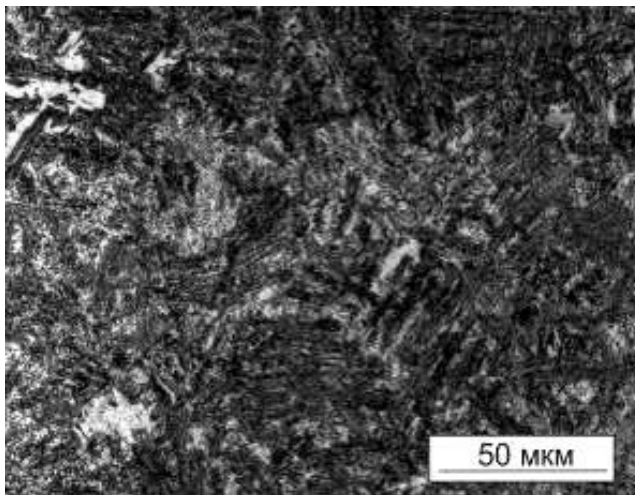
с формой, близкой к глобулярной. Максимальный размер частиц такого рода не превышает 70 нм.



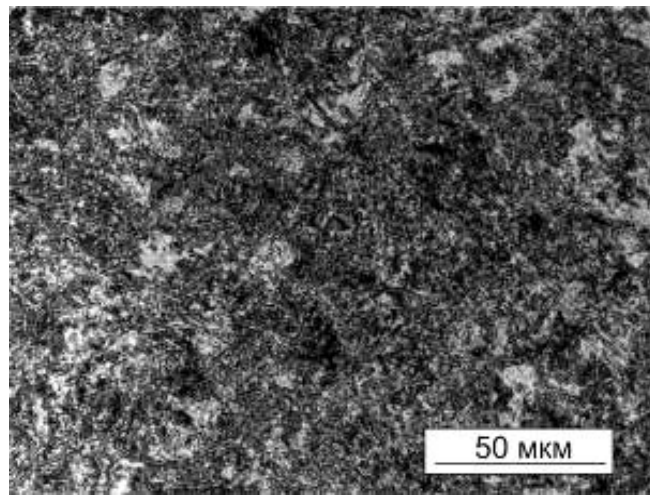
а



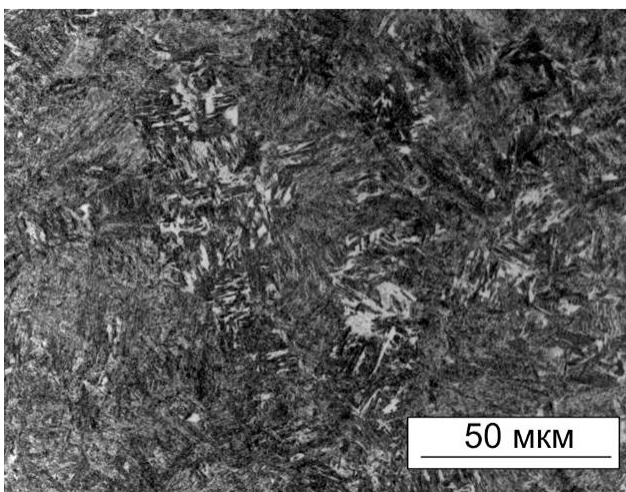
б



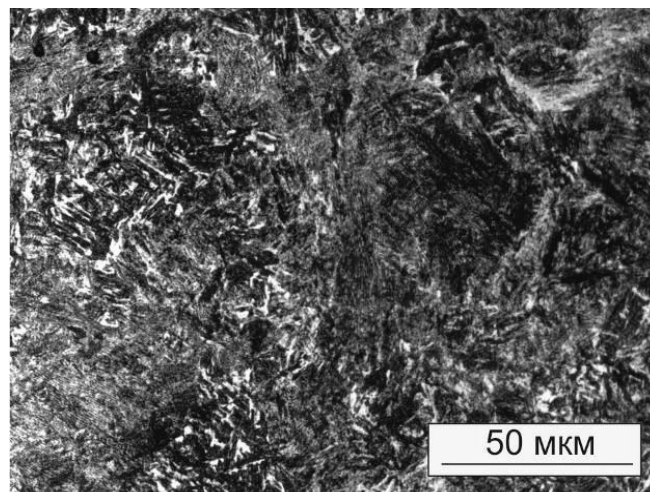
в



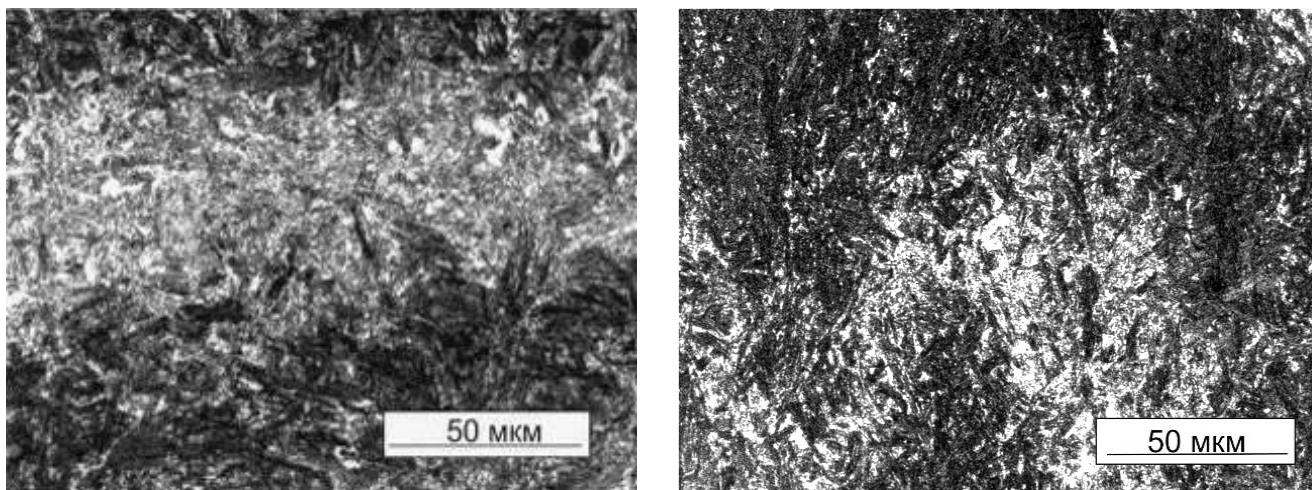
г



д



е



ж

з

Рисунок 5.45 – Структура стали 40X2H2MA после различных видов термического и термопластического упрочнения.

а – закалка + отпуск при 400 °С; б – обработка по технологии ВТМО; в – обработка по технологии ИЗО; г – обработка по технологии ВТМИЗО;
 д - обработка по технологии МБ (продольный срез); е - обработка по технологии МБ (поперечный срез); ж - обработка по технологии ВТММБ (продольный срез),
 з - обработка по технологии ВТММБ (поперечный срез)

Высокотемпературная термомеханическая обработка стали 40X2H2MA приводит к формированию мартенситной структуры, средний размер кристаллов в которой составляет ~ 5 - 8 мкм. Анализ тонкого строения стали свидетельствует о том, что характерными элементами структуры при реализации данного способа термомеханического упрочнения являются конгломераты кристаллов пластинчатого и речного типа (рисунок. 5.46). По сравнению с традиционной закалкой и отпуском технология ВТМО сопровождается не только измельчением структуры, но также и уменьшением в ней количества двойникового мартенсита и ростом доли пакетного. Отмеченный эффект может быть обусловлен тем, что высокотемпературная деформация приводит к созданию развитой дислокационной субструктуры в аустените и способствует росту количества мартенсита, образующегося в верхней области мартенитного интервала. Уменьшение количества двойникованных кристаллов в структуре

стали при горячей деформации аустенита в цикле ВТМО неоднократно отмечалось в работах ряда [184, 185, 280]. Следует также отметить, что наряду с уменьшением размеров мартенситных кристаллов пластическая деформация аустенита способствует повышению однородности формируемой структуры (рисунок. 5.47). В мелкозернистом деформированном аустените размер пакетов мартенсита ограничен границами аустенитных зерен. При увеличении протяженности границ в полигонизованном аустените возрастает число мест зарождения и, соответственно, общее количество мартенситных кристаллов. Таким образом, высокотемпературная термомеханическая обработка способствует повышению однородности структуры закаленного и отпущенного мартенсита. Средняя длина блоков в стали 40X2H2MA после ВТМО составляет 5-8 мкм при их ширине на уровне 1-2 мкм.

После изотермической закалки с температурой выдержки в области промежуточного превращения (350 °С) в стали формируется нижний бейнит с продольным размером пакетов 10-15 мкм при поперечном размере 5-8 мкм. Внутри кристаллов α -фазы выделяются карбидные частицы, длина которых составляет 0,5-1,0 мкм, размер в поперечном направлении - 30-50 нм. Расстояние между карбидными частицами, измеренное в направлении, перпендикулярном линии возникших цементитных цепочек, равно $\sim 150 - 250$ нм.

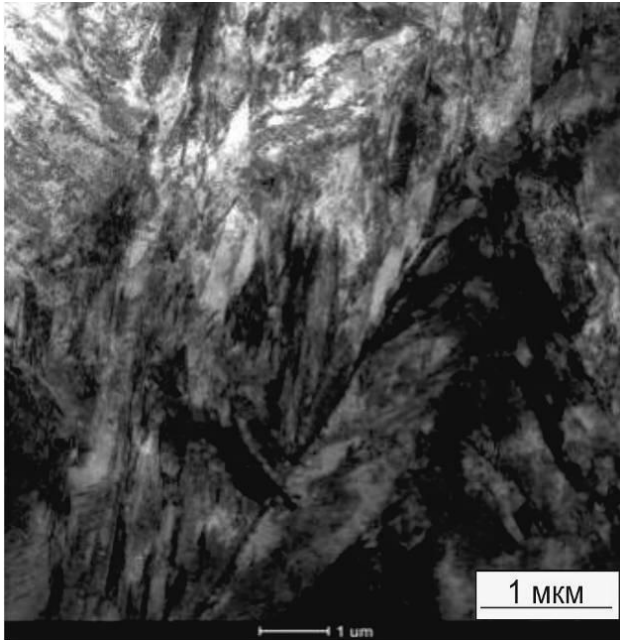
По сравнению с технологией изотермической закалки в области промежуточного превращения высокотемпературная термомеханическая изотермическая обработка с распадом аустенита в бейнитной области приводит к росту прочностных характеристик стали, а также увеличению ее пластичности и ударной вязкости (таблица 5.12). При упрочнении стали по технологии ВТМИЗО, также, как и при высокотемпературной термомеханической обработке, пластическая деформация аустенита сопровождается уменьшением размеров бейнитных блоков. Для образующегося в этих условиях бейнита характерно отсутствие явно выраженных границ между отдельными пакетами кристаллов. Средний продольный размер пакетов, образующихся при реализации технологии ВТМИЗО, составляет 6 - 9 мкм при их поперечном размере 3 - 5 мкм.

Уменьшение размеров бейнитных кристаллов и карбидных выделений, а также расстояния между цементитными частицами является, вероятно, основной причиной повышения конструктивной прочности стали по сравнению с традиционной технологией изотермической закалки (при аналогичной температуре промежуточного превращения). Измельчение кристаллов α -фазы бейнита обусловлено наличием на пути их роста препятствий в виде границ и субграниц аустенитных зерен, а также увеличением количества центров зарождения кристаллов. В отличие от работ [184, 280] преимущественной ориентации кристаллов в структуре бейнита, возникшего при реализации технологии ВТМИЗО, не обнаружено.

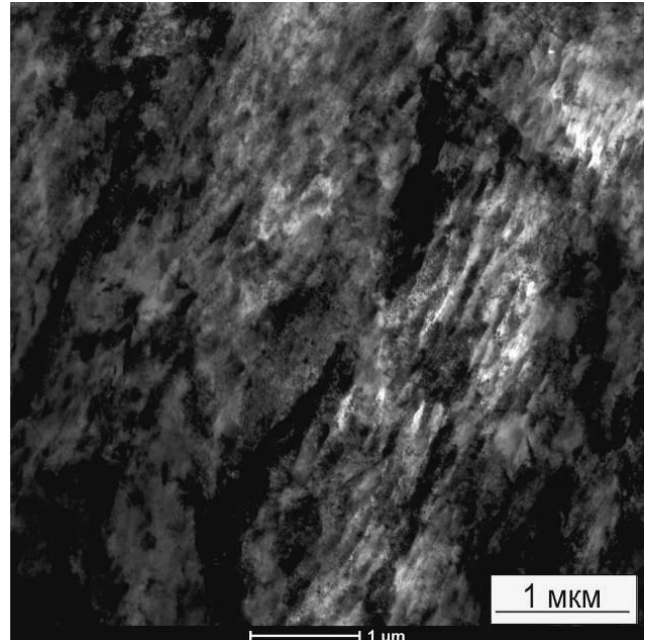
С позиции формирования конечной структуры следует учитывать также характер развития диффузионных процессов. Экспериментально установлено, что в результате ВТМИЗО формируется структура, средняя длина карбидных частиц в которой приблизительно в 2 раза меньше, чем в стали 40X2H2MA, упрочненной по технологии изотермической закалки.

Результатом технологического процесса ВТММБ является формирование структуры, представленной кристаллами отпущенного мартенсита и пакетами нижнего бейнита. Как и при других видах термопластического упрочнения, пластическая деформация аустенита в технологии, основанной на реализации смешанного мартенсито-бейнитного превращения, сопровождается снижением размеров структурных составляющих. Причины этого связаны с наличием в аустените множества преград в виде высоко- и малоугловых границ, а также с увеличением количества центров зарождения кристаллов. По сравнению с закаленной и отпущенной сталью длина двойникованных кристаллов мартенсита уменьшается примерно в два раза (с 8 - 10 до 4 - 6 мкм). Границы между отдельными пакетами и кристаллами в структуре бейнита выражены менее четко. Средняя длина выделившихся карбидов составляет 200 - 500 нм. Ширина промежутков α -фазы между карбидными частицами, измеренная в направлении, перпендикулярном оси выделяющихся карбидов, составляет 50 - 150 нм. Преимущественной ориентации кристаллов α -фазы в стали 40X2H2MA после

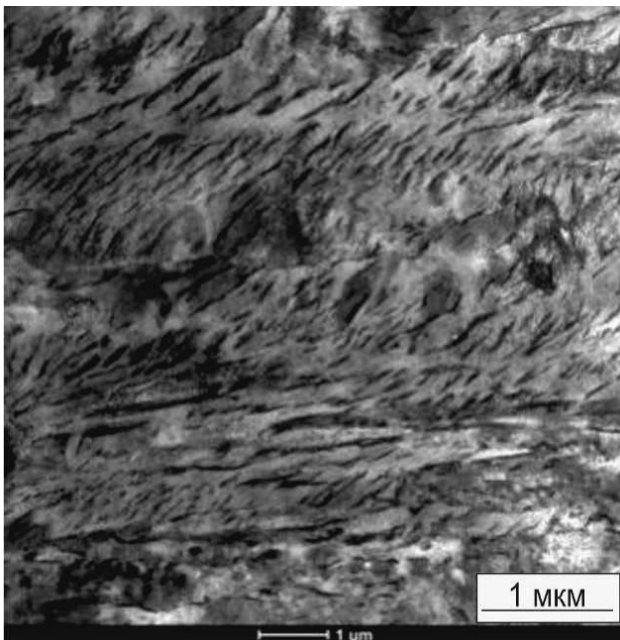
обработки по схеме ВТММБ также не зафиксировано. Средние размеры структурных составляющих после различных видов термического и термомеханического упрочнения стали приведены в таблице 5.13.



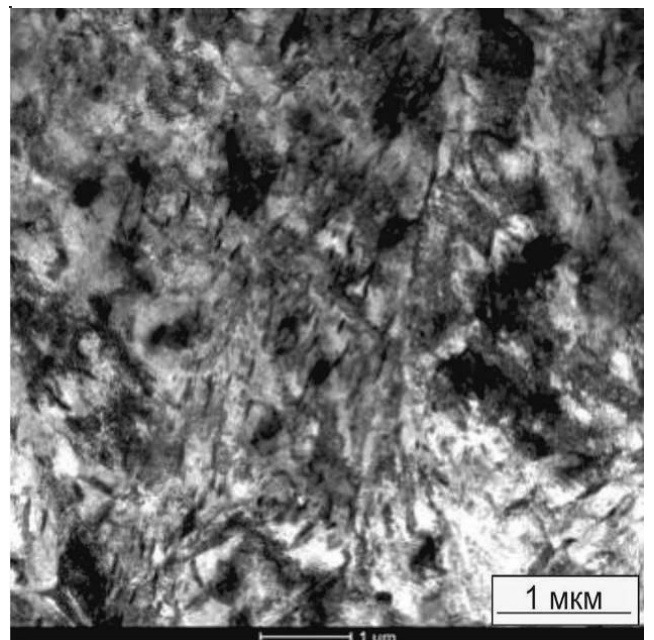
а



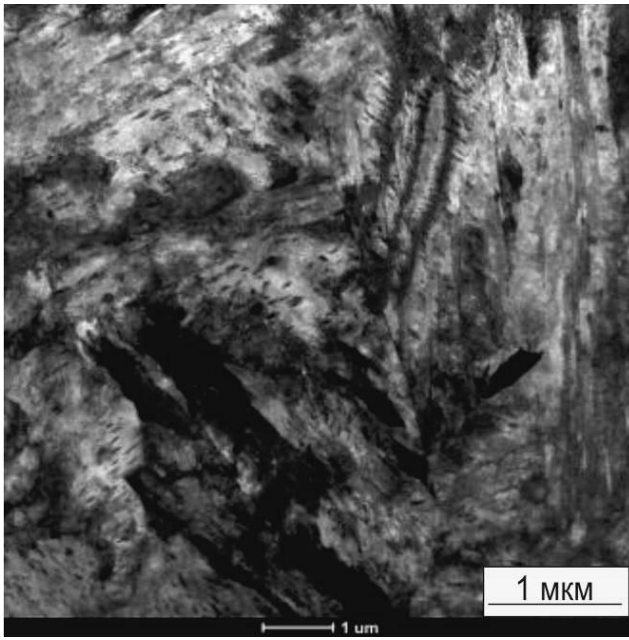
б



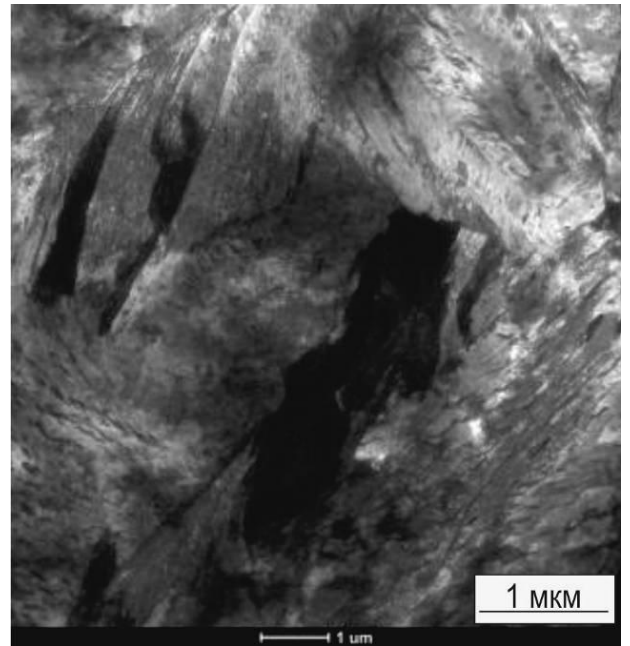
в



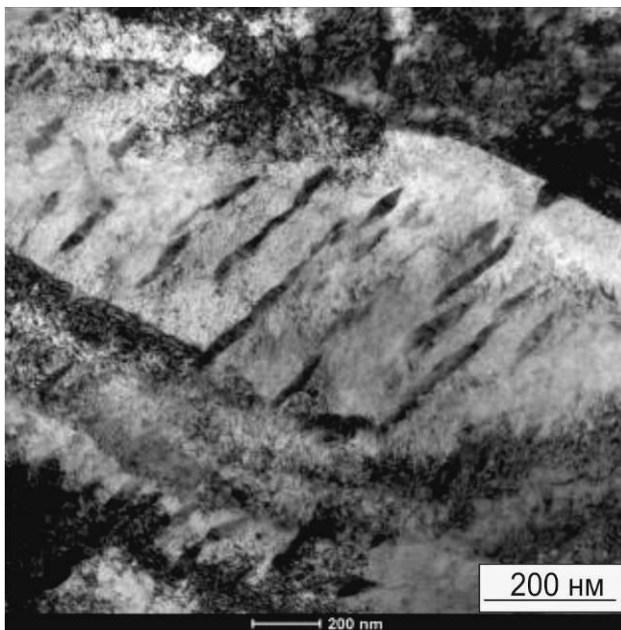
г



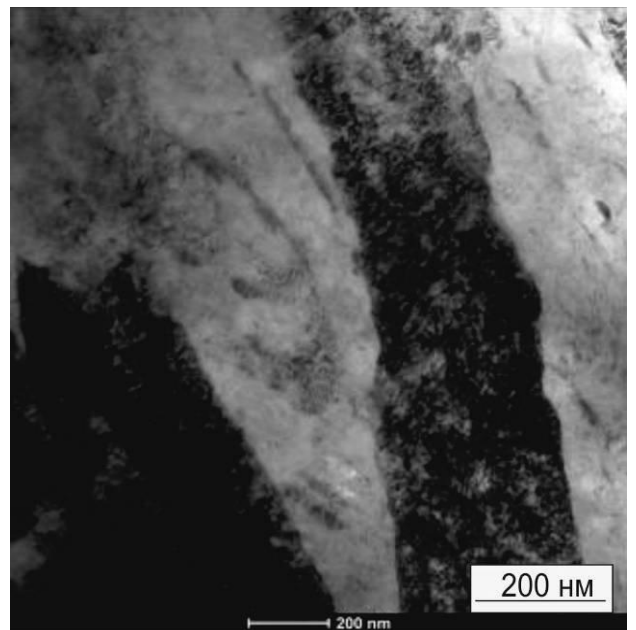
д



е



ж



з

Рисунок 5.46 – Тонкое строение стали 40X2H2MA после различных видов термического и термопластического воздействия. Просвечивающая электронная микроскопия. а - закалка + отпуск при 400 °С; б - обработка по технологии ВТМО; в - обработка по технологии ИЗО; г - обработка по технологии ВТМИЗО; д - обработка по технологии МБ; е - обработка по технологии ВТММБ; ж - обработка по технологии ВТММБ (фрагмент бейнитной структуры); з - обработка по технологии ВТММБ (фрагмент мартенситной структуры)

Таблица 5.13 – Параметры структуры стали 40X2H2MA после различных видов термического и термопластического упрочнения

Способ упрочнения	Длина пакетов мкм	Ширина пакетов, мкм	Длина карбидов, нм	Расстояние между карбидами, нм
Закалка с отпуском, $T_{\text{отп}} = 400 \text{ } ^\circ\text{C}$	8 - 10	2 - 3	250 - 300	200 - 300
ВТМО	5 - 8	1 - 2	300 - 500	100 - 200
Изотермическая закалка, $T_{\text{из}} = 350 \text{ } ^\circ\text{C}$	10 - 15	5 - 8	500 - 1000	150 - 250
ВТМИЗО	6 - 9	3 - 5	300 - 500	50 - 150
ВТММБ (фрагмент бейнитной структуры)	2 - 4	0,4 - 1	200 - 500	50 - 150
ВТММБ (фрагмент мартенситной структуры)	4 - 6	1 - 2	300 - 500	50 - 150

Повышение механических свойств после обработки с мартенсито-бейнитным превращением переохлажденного аустенита обусловлено, вероятно, комплексным влиянием ряда факторов. Высокоугловые границы в горячедеформированном аустените являются не только эффективными препятствиями на пути роста кристаллов α -фазы, но и преимущественными местами их зарождения. Таким образом, увеличение протяженности границ сопровождается измельчением структуры (уменьшением размеров кристаллов и пакетов).

При реализации технологических процессов, связанных с горячей деформацией, в переохлажденном аустените формируется ячеистая субструктура, неоднородная по содержанию углерода. Вблизи субзеренных границ наблюдается повышенная концентрация углерода, тогда как в менее дефектных микрообъемах его содержание существенно ниже. Результатом таких преобразований является увеличение в конечной структуре доли пакетного малоуглеродистого мартенсита и уменьшение доли более хрупкого двойникового мартенсита. Кроме того, по данным литературных источников [184, 280] горячедеформированный переохлажденный аустенит обладает повышенной устойчивостью в области

промежуточного (бейнитного) превращения, что позволяет расширить диапазон технологических режимов обработки, при которых обеспечивается оптимальное соотношение объемных долей мартенситной и бейнитной составляющей.

Результаты экспериментальных исследований позволяют сделать вывод о том, что процесс термопластического упрочнения, основанный на смешанном мартенсито-бейнитном превращении, наиболее рационально применять при обработке легированной стали с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита. В углеродистых сталях эффект термопластического воздействия в значительной степени ослаблен быстропротекающими процессами рекристаллизации аустенита.

При термопластической обработке среднеуглеродистой стали 45 эффект, обусловленный присутствием локализованных полос со структурой отпущенного мартенста и нижнего бейнита, проявляется в меньшей степени. Кроме того, малая устойчивость нелегированного переохлажденного аустенита при длительных последеформационных выдержках является причиной появления в структуре зерен феррита, что сопровождается значительным снижением как прочностных характеристик стали, так и ее сопротивления разрушению в процессе динамического нагружения. Так, при термопластическом упрочнении стали 45 с мартенсито-бейнитным превращением увеличение времени последеформационной выдержки от 10 до 30 секунд привело к образованию гетерофазной структуры, содержащей ~ 20 % (объемн.) феррита (рисунок 5.47). Результатом этих изменений является снижение условного предела текучести (с 1237 до 1147 МПа) и ударной вязкости стали (с 43 до 33 КСV).

Фрактографические исследования изломов образцов из стали 45 после испытаний на ударный изгиб свидетельствуют о том, что при наличии в структуре стали зерен феррита на поверхности разрушения образуются многочисленные фасетки хрупкого скола размером 5-7 мкм (рисунок 5.48 б). Снижение сопротивления разрушению обусловлено, вероятно, тем, что в результате формирования ферритной фазы углерод концентрируется в оставшемся переохлажденном аустените, из которого впоследствии образуется

высокоуглеродистый мартенсит, характеризующийся более высоким уровнем внутренних напряжений. Таким образом, технология ВТММБ наиболее эффективна при упрочении легированных сталей с повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита и малой склонностью к выделению феррита на стадии последеформационной выдержки.

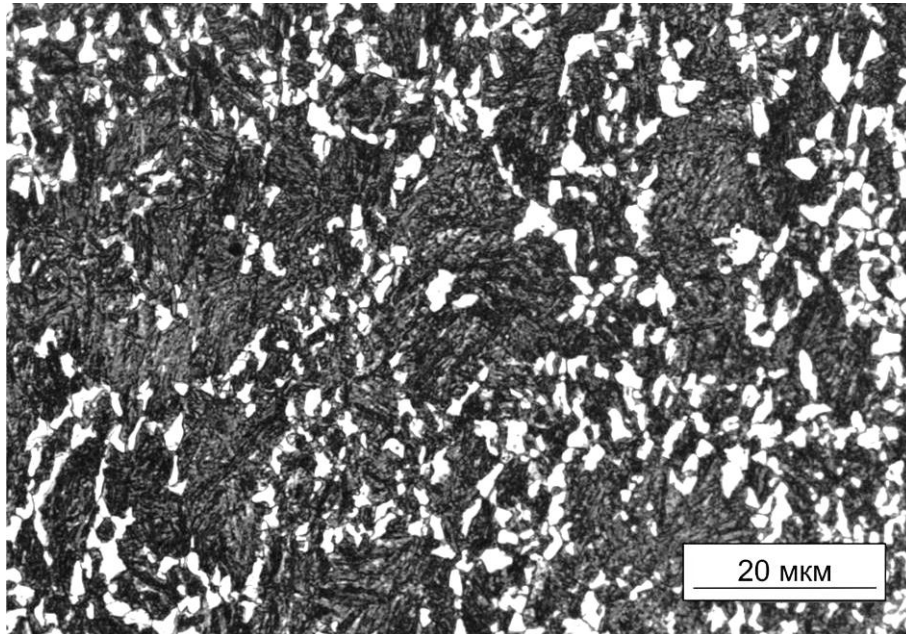
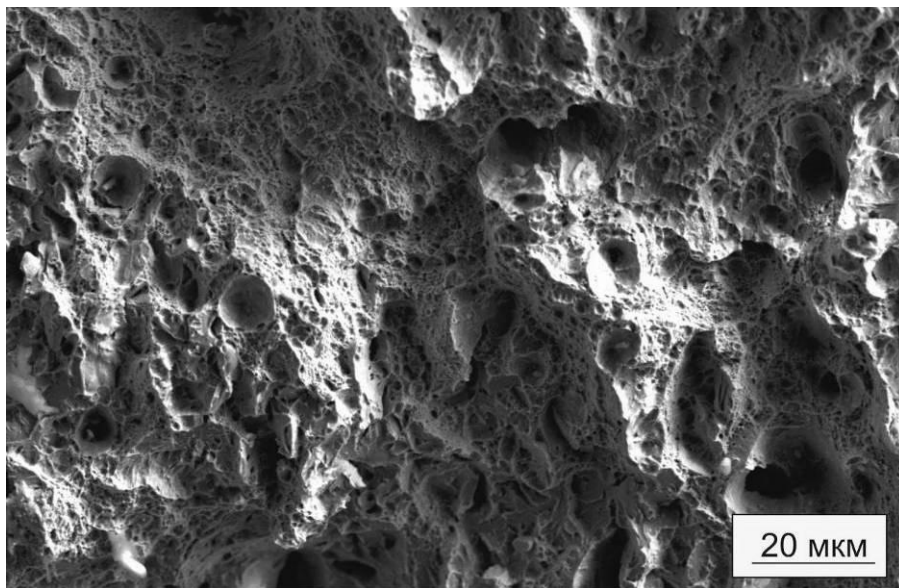
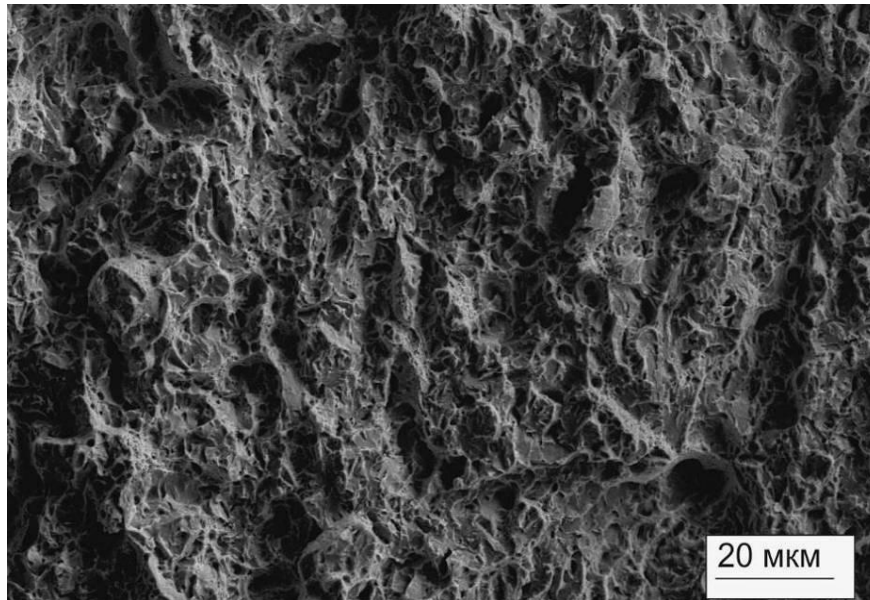


Рисунок 5.47 – Выделение зерен феррита в структуре стали 45. Обработка по схеме ВТММБ с последеформационной выдержкой длительностью 30 с



а



б

Рисунок 5.48 – Поверхность разрушения стали 45, упрочненной по технологии VTMMB. а - в отсутствии микрообъемов феррита, б - при наличии в конечной структуре зерен феррита

5.4 Влияние способа упрочнения на износостойкость деталей ударных механизмов

Одним из показателей конструктивной прочности, определяющих долговечность деталей ударных машин, является сопротивление материалов изнашиванию. Разработка новых видов горного оборудования, эксплуатирующегося при высоком рабочем давлении сжатого воздуха, предъявляет повышенные требования к износостойкости подвижных частей ударных механизмов. Износ поверхностей пары трения «боек – корпус» приводит к уменьшению давления в рабочей камере ударной машины, падению частоты и энергии ударного нагружения, что существенно снижает показатели мощности и производительности оборудования. Нанесение износостойких и антифрикционных покрытий на поверхность подвижных деталей обычно не приводит к положительным результатам вследствие их быстрого отслаивания при воздействии ударных импульсов. Применительно к деталям ударных машин

наиболее рациональные способы повышения износостойкости сталей связаны с их объемным упрочнением методами термической, химико-термической или термомеханической обработки.

Для оценки влияния термического и термомеханического упрочнения на триботехнические свойства деталей ударных машин были проведены испытания образцов из стали 40Х2Н2МА в условиях трения скольжения по схеме «диск - плоскость». Испытания выполнены на машине трения ИИ 5018 при подаче в зону трения минерального масла марки М8В. Скорость вращения диска составляла 300 об/мин, нагрузка на пару трения - 500 Н. Отмеченные режимы соответствуют условиям граничного трения, характерным для пары трения «боек – корпус». При проведении испытаний через каждые пять минут фиксировали размер лунки изнашивания и коэффициент трения. По результатам испытаний строили графики зависимости объема изношенного материала от пути трения для образцов после различных видов термической и термомеханической обработки.

На образцах, подвергнутых триботехническому воздействию, оценивали топографию поверхностей лунок изнашивания и измеряли шероховатость. Эффективность предложенного способа термопластического упрочнения с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ) оценивали путем сравнения со свойствами стали после закалки и отпуска, изотермической закалки (ИЗО), высокотемпературной термомеханической обработки с бейнитным превращением (ВТМИЗО) и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). Режимы обработки, соответствующие каждому из анализируемых технологических процессов, приведены в таблице 5.14. Все процессы обеспечивали формирование структуры твердостью 36-46 *HRC*, которая, по литературным данным, соответствует наиболее высоким показателям сопротивления усталостному разрушению [56, 256, 257].

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что структурные преобразования, происходящие на разных стадиях термического и термопластического упрочнения, оказывают существенное влияние на показатели износостойкости сталей. Наименьшим сопротивлением изнашиванию обладает

сталь 40X2H2MA, упрочненная по традиционной технологии закалки с отпуском (рисунки 5.49, 5.50). Соизмеримые с ней показатели износостойкости обеспечивает закалка с изотермическим превращением в промежуточной области, сопровождающаяся формированием структуры нижнего бейнита. Процесс ВТМИЗО приводит к полуторакратному увеличению показателей износостойкости по сравнению с технологией закалки и отпуска. Максимальной износостойкостью, в четыре раза превышающей показатели сопротивления изнашиванию закаленной и отпущенной стали, обладает сталь 40X2H2MA, упрочненная по технологии термомеханической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ). Термическая обработка (без деформации в горячем состоянии), приводящая к созданию смешанной мартенсито-бейнитной структуры (МБ), увеличивает износостойкость стали по сравнению с закаленным и отпущенным состоянием в 2,3 раза.

Таблица 5.14 – Режимы упрочнения и шероховатость поверхностей изнашивания образцов из стали 40X2H2MA

№	Маркировка	Последовательность и режимы обработки	Среднее значение Ra , мкм
1	Закалка + отпуск при 400 °С	1. Нагрев до 910 °С, выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Быстрое охлаждение в масле. 3. Отпуск в камерной печи при 400 °С в течение 1 часа.	1,081 ± 0,24
2	ИЗО при 350 °С	1. Нагрев до 910 °С, выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Ускоренное охлаждение в расплаве солей при 350 °С и изотермическая выдержка при этой температуре в течение одного часа.	0,905 ± 0,22
3	ВТМИЗО при 350 °С	1. Нагрев до 910 °С, выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Деформация нагретых заготовок со степенью 40 %. 3. Изотермическая выдержка в камерной печи при 350 °С в течение одного часа.	0,414 ± 0,06

Продолжение таблицы

№	Маркировка	Последовательность и режимы обработки	Среднее значение Ra, мкм
4	М-Б	1. Нагрев до 910 °С, выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Ускоренное охлаждение в расплаве солей при 270 °С с выдержкой в течение 5 минут. 3. Изотермическая выдержка в камерной печи при 350 °С в течение одного часа.	0,444 ± 0,02
5	ВТММБ	1. Нагрев до 910 °С, выдержка при этой температуре в течение 20 минут. 2. Деформация нагретых заготовок со степенью 40 %. 3. Ускоренное охлаждение в расплаве солей при 270 °С в течение 5 минут. 4. Изотермическая выдержка в камерной печи при 350 °С в течение одного часа.	0,391 ± 0,03

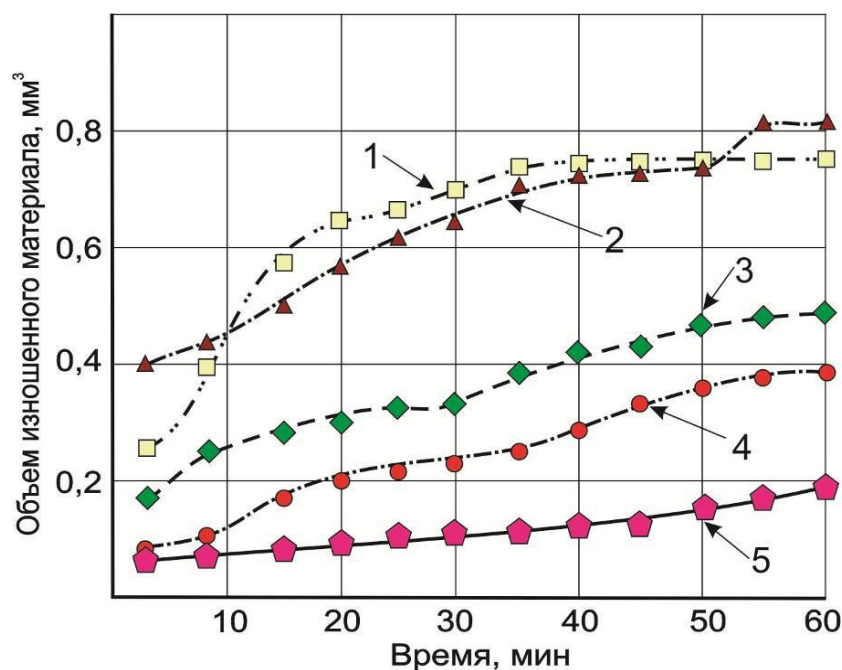


Рисунок 5.49 – Характер изменения объема изношенного материала стали, упрочненной различными методами. 1 – ИЗО при 350 °С, 2 – закалка + отпуск при 400 °С, 3 – ВТМИЗО при 350 °С, 4 – М-Б, 5 – ВТММБ

Исследования топографии изношенных материалов показали, что на образцах, упрочненных по технологии закалки и отпуска, шероховатость Ra составляет 1,081 мкм (таблица 5.14, рисунок 5.50).

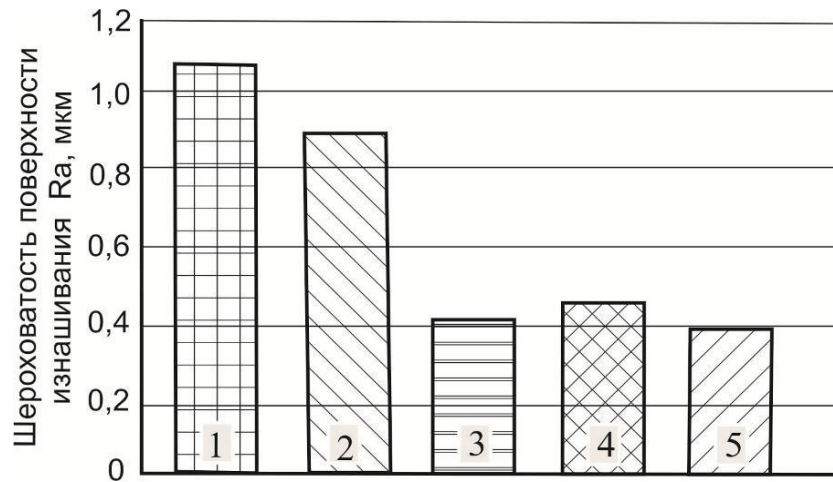
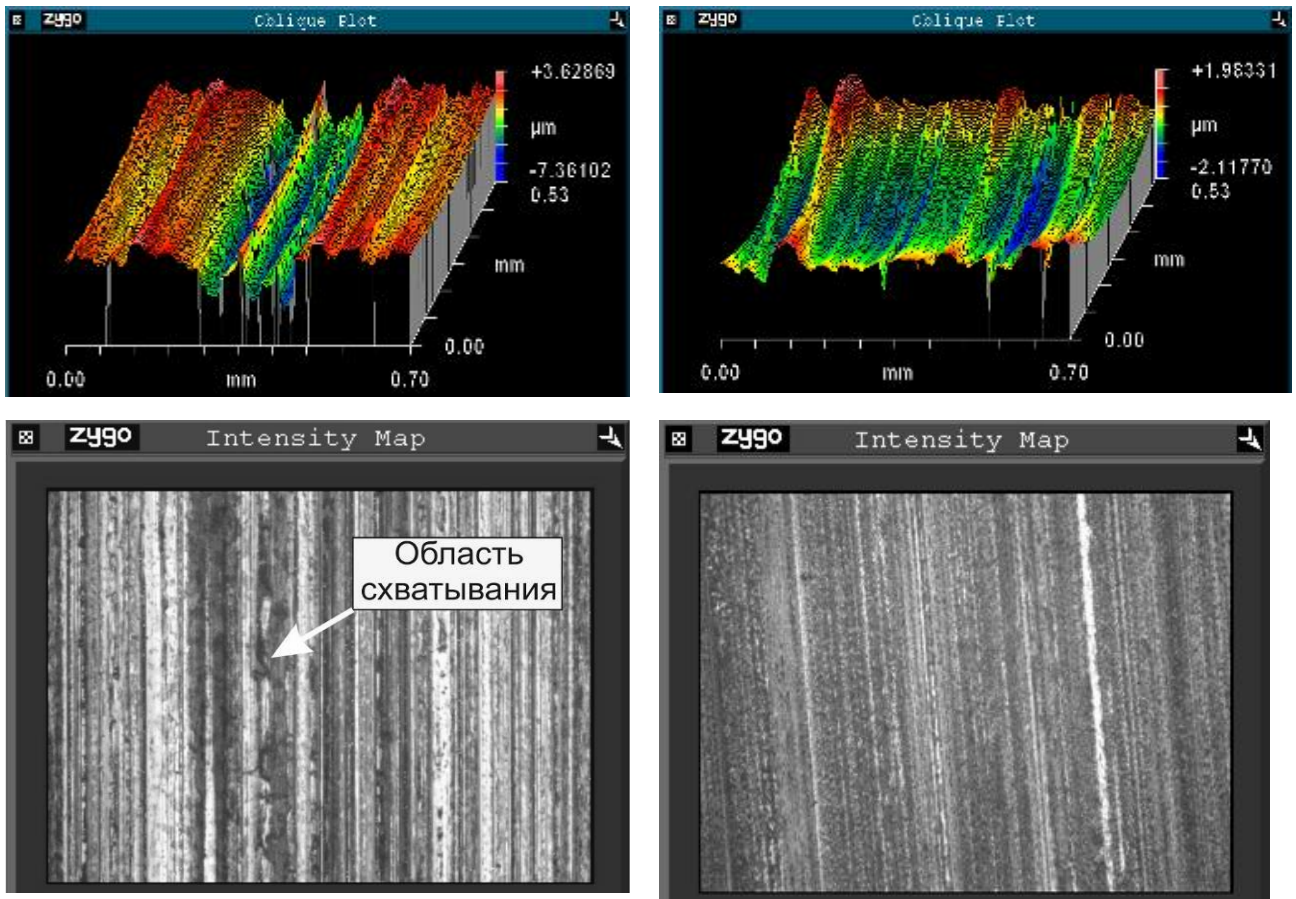


Рисунок 5.50 – Шероховатость поверхностей лунок изнашивания стали 40Х2Н2МА после различных способов упрочнения. 1 – закалка + отпуск при 400 °С, 2 – ИЗО при 350 °С, 3 – ВТМИЗО при 350 °С, 4 – МБ, 5 – ВТММБ

На поверхности изнашивания наблюдаются глубокие борозды и участки со следами схватывания (рисунок 5.51). Шероховатость поверхностей изнашивания стальных образцов, упрочненных по технологии ВТММБ, в 2,5 раза ниже (Ra 0,397 мкм). Существенные различия в показателях износостойкости стали, упрочненной с использованием различных способов термической и термомеханической обработки, могут быть объяснены тем, что при сопоставимых прочностных характеристиках и твердости сталь, упрочненная по технологии высокотемпературной термомеханической обработки, обладает повышенным сопротивлением разрушению при динамических и циклических нагрузках. При значительной пластической деформации поверхностного слоя, характерной для режима граничного трения, процессы отделения частиц износа в ней развиваются с меньшей интенсивностью. Следует также отметить, что применение различных способов упрочнения стали не приводит к существенному изменению значений коэффициента трения скольжения (рисунок. 5.52).



а

б

Рисунок 5.51 – Трехмерная модель и внешний вид поверхности изнашивания на образцах из стали 40X2H2MA после закалки с отпуском (а) и упрочнения по технологии VTMMБ (б)

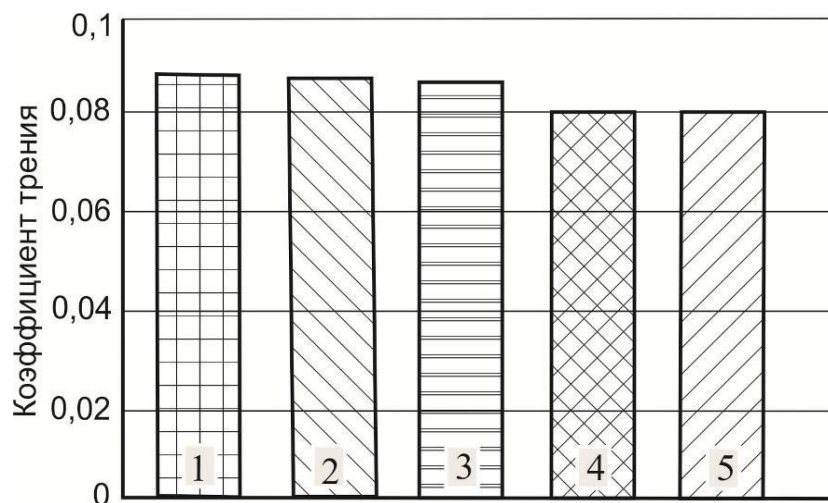


Рисунок 5.52 – Значения коэффициента трения стали 40X2H2MA после различных способов упрочнения. 1 – закалка + отпуск при 400 °C, 2 – ИЗО при 350 °C, 3 – VTМИЗО при 350 °C, 4 – МБ, 5 – VTMMБ

5.5 Рациональное применение методов термической обработки, обеспечивающих повышение надежности деталей ударных машин

В настоящее время практически все ответственные детали ударных машин подвергаются термической обработке. Основным способом термического упрочнения остается объемная закалка с отпуском. Изотермическая закалка с получением структуры бейнита распространена в меньшей степени, что обусловлено недостаточно высоким уровнем прочности обрабатываемых сталей и более высокой стоимостью процесса. Один из возможных способов обеспечения высоких прочностных свойств сталей в сочетании с сопротивлением усталостному разрушению заключается в их термической обработке, результатом которой является образование структур смешанного типа. Эффективность подобного подхода доказана многочисленными научными публикациями [129-144], а также результатами научных исследований, проведенных в рамках диссертационной работы [275, 276, 302, 303].

При изготовлении деталей ударных машин основными характеристиками, определяющими выбор рациональных режимов термической обработки, являются прочностные свойства и твердость сталей, их сопротивление разрушению при динамическом (ударная вязкость) и циклическом (усталостная трещиностойкость) нагружении. Выбор методов и режимов упрочнения деталей целесообразно проводить на основании анализа диаграмм конструктивной прочности. Примеры такого рода диаграмм для стали У8 приведены на рисунках 5.53, 5.54. В том случае, если сталь должна обладать высокой твердостью (более 52 *HRC*), единственно возможным видом термической обработки является закалка с низким отпуском. Результаты проведенных исследований показывают, что в диапазоне твердости 36-52 *HRC* технология закалки с отпуском во многих случаях не обеспечивает необходимый уровень ударной вязкости и трещиностойкости стали (рисунок 5.53) и по этой причине целесообразно использовать другие виды термической обработки (рисунок 5.54).

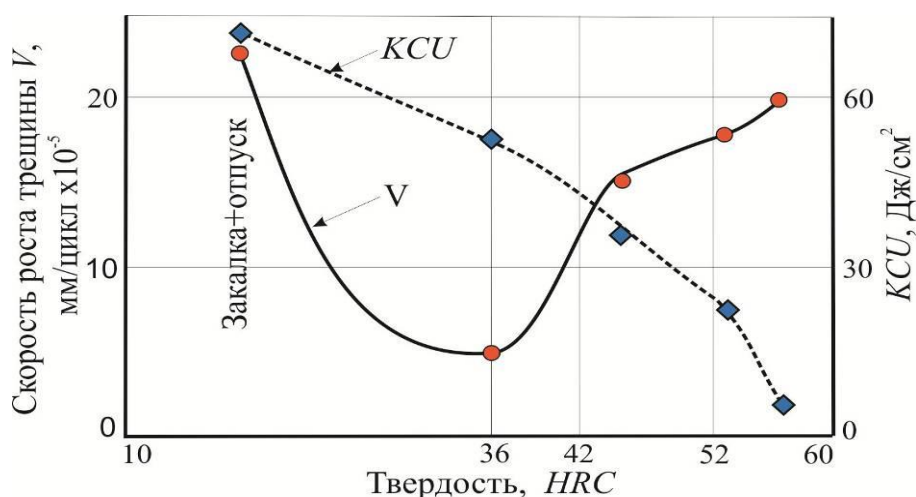


Рисунок 5.53 – Показатели трещиностойкости и ударной вязкости стали У8 после закалки и отпуска на различный уровень твердости

Для достижения высоких показателей трещиностойкости стали с твердостью 36...42 HRC рационально использовать изотермическую закалку. В образцах из стали со структурой нижнего бейнита скорость роста усталостных трещин в 2 раза ниже, чем в стали, упрочненной по технологии закалки с отпуском. При изготовлении деталей, к которым предъявляются требования по сочетанию высокой твердости (42...52 HRC) с повышенной трещиностойкостью, наиболее рациональной является термическая обработка с получением смешанной структуры мартенсито-бейнитного типа. После термообработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита сталь обладает более чем полторакратным преимуществом по уровню ударной вязкости и двукратным превосходством по трещиностойкости по сравнению с закалкой и отпуском. При прокатке заготовок бурового инструмента или штамповке малогабаритных деталей ударных машин, например, ударников отбойных молотков и перфораторов рационально применять технологический процесс высокотемпературной термомеханической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита.

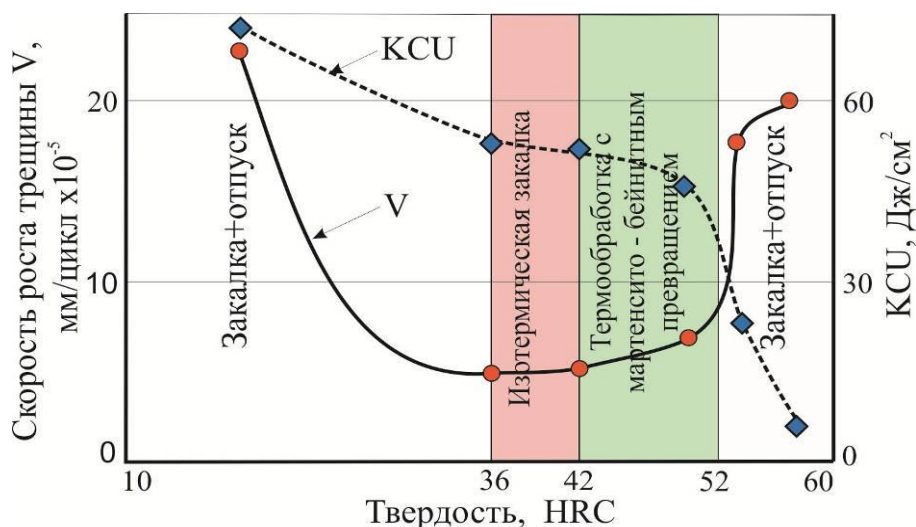


Рисунок 5.54 – Рациональные виды термической обработки, обеспечивающие оптимальные сочетания показателей трещиностойкости, ударной вязкости и твердости стали У8

Как и изотермическая закалка, термическая или термомеханическая обработка, связанная с образованием структур смешанного типа, требует применения расплавов солей, что определяет повышенные требования к взрыво- и экологической безопасности процесса. Однако при выборе метода термической обработки, используемого для изготовления наиболее ответственных деталей ударных машин, эти факторы не имеют решающего значения. В этих случаях наиболее важное значение имеет высокий уровень конструктивной прочности стали.

При изготовлении тяжело нагруженных деталей ударных машин, работающих в условиях ударно-циклического сжатия, формирование структуры с низкой прочностью нерационально. Несмотря на высокие показатели ударной вязкости, сталь, находящаяся в низкопрочном состоянии (менее 30 HRC), обладает низким сопротивлением усталостному разрушению (рисунки 4.8 - 4.10, глава 4). Аналогичные выводы сделаны при исследовании сталей марок 40X, 5XB2C и 40X2H2MA. В зависимости от требований к уровню прочности и твердости сталей, используемых для изготовления деталей горных машин, работающих в условиях сложного динамического нагружения, могут быть рекомендованы виды и режимы термической обработки сталей, указанные в таблице 5.15. Аналогичные

рекомендации могут быть разработаны для различных марок стали, в том числе и легированных.

Таблица 5.15 – Виды и рекомендуемые режимы термической обработки сталей

Требуемый уровень твердости, HRC	Виды и рекомендуемые режимы термической обработки
	Сталь У8
55	Закалка с отпуском Нагрев до 800 °С, охлаждение в масле, отпуск при 250 °С
48	Термообработка со смешанным превращением аустенита Нагрев до 800 °С, охлаждение в расплаве солей при 180 °С, повторный нагрев в расплаве солей при 350 °С
42	Изотермическая закалка Нагрев до 800 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С
35	Закалка с отпуском Нагрев до 800 °С, охлаждение в масле, отпуск при 500 °С
30	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 600 °С
	Сталь 40Х
50	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 200 °С
45	Термообработка со смешанным превращением аустенита Нагрев до 860 °С, охлаждение в расплаве солей при 180 °С, повторный нагрев в расплаве солей при 350 °С
40	Изотермическая закалка Нагрев до 860 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С
35	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 450 °С
30	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 500 °С
	Сталь 40Х2Н2МА
52	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 200 °С
45	Термообработка со смешанным превращением аустенита Нагрев до 860 °С, охлаждение в расплаве солей при 180 °С, повторный нагрев в расплаве солей при 350 °С
37	Изотермическая закалка Нагрев до 860 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С
34	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 600 °С

Продолжение таблицы

Требуемый уровень твердости, <i>HRC</i>	Виды и рекомендуемые режимы термической обработки
	Сталь 5XB2C
52	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 200 °С
45	Термообработка со смешанным превращением аустенита Нагрев до 860°С, охлаждение в расплаве солей при 180 °С, повторный нагрев в расплаве солей при 350 °С
37	Изотермическая закалка Нагрев до 860 °С, охлаждение в расплаве солей при 350 °С
35	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 600 °С
30	Закалка с отпуском Нагрев до 860 °С, охлаждение в масле, отпуск при 500 °С

Выводы по главе 5

1. Одним из эффективных способов повышения конструктивной прочности сталей является термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, позволяющая сочетать высокие прочностные характеристики и сопротивление усталостному разрушению. При реализации этого вида термического упрочнения свойства сталей могут быть изменены в широких пределах путем варьирования объемного соотношения и морфологии структурных составляющих.

2. При изготовлении тяжело нагруженных деталей ударных механизмов рациональным является формирование смешанной структуры, состоящей из 40 % отпущенного мартенсита и 60 % нижнего бейнита. Отклонение от этого соотношения приводит к падению показателей пластичности и трещиностойкости, либо к существенному уменьшению прочностных характеристик. Реализация термической обработки по предложенной в работе схеме позволяет на 200...250 МПа повысить прочностные свойства по сравнению с закалкой и отпуском и изотермической закалкой (при сопоставимых значениях

трещиностойкости) и в 1,3...2 раза увеличить сопротивление распространению усталостных трещин (при равных показателях прочности).

3. Применение термической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита наиболее целесообразно при использовании легированных сталей, характеризующихся сквозной прокаливаемостью. Формирование мартенсито-бейнитной структуры в нелегированных сталях эффективно лишь при изготовлении деталей с малым поперечным сечением.

4. При проектировании машин ударного действия с целью увеличения их ресурса и надежности рационально использовать комплексный подход, включающий этап моделирования напряженно-деформированного состояния наиболее нагруженных деталей с последующим определением требуемых показателей прочности (твердости) стали. Выбор методов и режимов упрочнения деталей целесообразно проводить на основе анализа диаграмм конструктивной прочности, учитывающих изменение сопротивления разрушению при воздействии динамических и циклических нагрузок в зависимости от уровня прочности и твердости материала.

5. Одними из перспективных высокопрочных материалов, рекомендуемых для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных машин, являются нанобейнитные стали (наноструктурированный бейнит). В процессе лабораторной плавки в вакуумно-дуговой печи был получен экспериментальный сплав, содержащий 0,8 % C; 1,36 % Mn; 1,68 % Si; 0,6 % Co; 0,5% Mo; 0,86% Cr; 0,36 % Al. Термическая обработка стали с длительной изотермической выдержкой в области промежуточного превращения при температурах, близких к температуре начала мартенситного превращения, позволила получить структуру в виде пластин α -фазы толщиной 200-300 нм, разделенных прослойками остаточного аустенита толщиной до 50 нм. Общее содержание остаточного аустенита составило 29,6 %. Сталь со структурой нанобейнита обладает высокими прочностными свойствами ($\sigma_{0,2} = 1320$ МПа, $\sigma_b = 1580$ МПа) и твердостью (640-760 HV) при пластичности на уровне $\delta = 12$ % и ударной вязкости $KCV = 91$ Дж/см². Низкая скорость превращения позволяет сформировать структуру

нанобейнита на большой глубине при минимальном короблении изделий и малой вероятности образования закалочных трещин.

6. Для упрочнения малогабаритных деталей ударных механизмов рационально использовать технологический процесс упрочнения *Q&P (Quenching and Partitioning)*. После *Q&P*-обработки в структуре стали 30ХГСА кроме высокопрочного мартенсита содержится ~ 9 % остаточного аустенита. Структура мартенсита обеспечивает высокую прочность стали, а наличие тонких вязких прослоек остаточного аустенита по границам мартенситных кристаллов позволяет в 1,5-2 раза повысить показатели ударной вязкости и в 1,5 раза увеличить сопротивление стали распространению усталостных трещин.

7. Разработан технологический процесс термопластического упрочнения стали 40Х2Н2МА с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, результатом которого является полосчатая структура из чередующихся зон отпущенного мартенсита и нижнего бейнита. Образование ее происходит при условии незавершенности рекристаллизационных процессов в деформированном легированном аустените, развивающихся на стадии последеформационной выдержки. Увеличение длительности выдержки, сопровождающееся завершением рекристаллизации и формированием равновесной структуры в аустените, приводит к устранению полосчатой структуры мартенсито-бейнитного типа.

8. Результатом пластической деформации, реализуемой в процессе высокотемпературной термомеханической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита и сопровождающейся формированием в нем измельченной зеренно-субзеренной структуры, является уменьшение размеров кристаллов α -фазы. По сравнению с закаленной и отпущенной сталью средняя длина кристаллов мартенсита уменьшается с 10 до 4 мкм. Для пакетов, формирующихся в структуре бейнита, характерно отсутствие явно выраженных границ. Внутри кристаллов α -фазы выделяются вытянутые в цепочки карбидные частицы. Средняя длина карбидов составляет 200-500 нм, расстояние между частицами в поперечном направлении - 50-100 нм. Преимущественной

ориентации кристаллов α -фазы в стали 40X2H2MA после термопластического упрочнения не зафиксировано.

9. Высокотемпературная термомеханическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита является эффективным способом увеличения ударной вязкости и трещиностойкости среднеуглеродистой легированной стали и может быть применена для повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей ударных механизмов. При сопоставимых прочностных характеристиках сталь 40X2H2MA, упрочненная по технологии ВТММБ, по показателям ударной вязкости в 2 раза превосходит закаленную и отпущенную сталь и в 1,5 раза сталь, обработанную по технологии ВТМО. При этом ее усталостная долговечность в два раза выше по сравнению со сталями, упрочненными вышеуказанными методами.

10. Повышение механических свойств в результате ВТММБ-обработки обусловлено комплексным воздействием ряда факторов. Субзеренные границы, возникшие в горячедеформированном аустените, способствуют измельчению структуры и уменьшению размеров кристаллов мартенсита и пакетов (реек) бейнита. Принципиальной особенностью предложенного способа термопластического упрочнения является незавершенность мартенситного превращения. На стадии распада γ -фазы мартенситные кристаллы окружены аустенитом, обеспечивающим релаксацию внутренних напряжений в стали. Мартенсит преимущественно образуется в микрообъемах, обедненных углеродом и обладающих более высокой температурой начала мартенситного превращения M_n . Этот фактор способствует образованию мартенсита реечного типа, характеризующегося по сравнению с двойникованным более высоким уровнем вязкости разрушения. Такой характер аустенитного превращения позволяет снизить уровень внутренних напряжений в стали и получить дисперсную смешанную структуру, обладающую высокой прочностью, которая обеспечивается присутствием микрообъемов мартенсита, а также повышенным сопротивлением усталостному разрушению, обусловленным формированием зон со структурой нижнего бейнита.

11. В условиях граничного трения при смазывании минеральным маслом относительная износостойкость стали 40X2H2MA со смешанной мартенсито-бейнитной структурой в 2,3 раза превышает износостойкость закаленной и отпущенной стали. Обработка по схеме ВТММБ обеспечивает четырехкратное повышение показателей износостойкости стали по сравнению с закалкой и отпуском. Рост износостойкости стали объясняется тем, что при сопоставимых прочностных характеристиках термическая и термопластическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита обеспечивает более высокие показатели сопротивления разрушения материала в процессах динамического и усталостного нагружения. При деформации поверхностного слоя, характерной для режима граничного трения, в стали со смешанной структурой процессы отделения частиц износа затруднены и протекают с меньшей интенсивностью.

12. В зависимости от основных требований, предъявляемых к материалу детали (уровень прочности, твердости, ударной вязкости, трещиностойкости) необходимо выбирать рациональные виды термического упрочнения, обеспечивающие наилучшее сочетание свойств материала. Высокопрочную структуру сталей (более 52 HRC) обеспечивает закалка в сочетании с низким отпуском. При необходимости достижения обеспечения надежности деталей, находящихся в высокопрочном состоянии (42...52 HRC), целесообразно использование технологии термической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита. Для достижения высоких показателей трещиностойкости стали с твердостью 36...42 HRC рационально использовать изотермическую закалку, результатом которой является формирование структуры нижнего бейнита. Технологический процесс высокотемпературной термомеханической обработки со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита рационально применять при прокатке заготовок бурового инструмента или штамповке малогабаритных деталей ударных машин, например, ударников отбойных молотков и перфораторов.

ГЛАВА 6

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И ДЕФЕКТНОСТИ СТАЛИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ В УСЛОВИЯХ МНОГОКРАТНОГО ДИНАМИЧЕСКОГО СЖАТИЯ

6.1 Анализ загрязненности неметаллическими включениями деталей промышленных ударных механизмов

Усталостные свойства деталей ударных машин определяются не только уровнем прочностных свойств и твердости сталей, но в значительной степени зависят и от количества внутренних дефектов, содержащихся в них, в частности от неметаллических включений [66-94, 304-309]. Результаты эксплуатации ударных машин позволяют сделать вывод о том, что по надежности и ресурсу работы оборудование отечественного производства уступает зарубежным аналогам. Высказывается мнение, что достоинства зарубежных машин обусловлены применением сталей с высоким содержанием легирующих элементов, упрочненных с использованием сложных технологических процессов. Исследования, проведенные при выполнении диссертационной работы показали, что для изготовления тяжело нагруженных деталей, как правило, зарубежные производители используют низколегированные среднеуглеродистые стали, характерной особенностью которых является малая степень загрязненности неметаллическими включениями (глава 4, раздел 4.1).

Низкое содержание неметаллических включений является фактором, позволяющим существенно повысить показатели усталостной долговечности сталей в условиях ударно-циклического нагружения по схеме сжатия [303, 310 - 314] Следует отметить, что в условиях массового производства применение дорогостоящих сталей, характеризующихся высокой степенью чистоты, приводит к существенному удорожанию выпускаемой продукции. Поэтому одна из актуальных задач при выборе сталей связана с выявлением предельного уровня

загрязненности включениями, соблюдение которого обеспечивает требуемые технологические и эксплуатационные свойства изделий.

Снижение сопротивления стали усталостному разрушению в присутствии неметаллических включений и ускоренное появление трещин вблизи этих дефектов обусловлено различными факторами. К их числу относят низкую прочность самих включений, их слабое адгезионное взаимодействие с основным материалом, возникновение упругих и термических напряжений, обусловленное различием в свойствах основы и включений, изменение химического состава и механических свойств основного материала в граничащих с включениями микрообъемах и т.д.

Высказываются различные точки зрения о влиянии неметаллических включений на показатели сопротивления сталей усталостному разрушению. Большинство исследователей [66, 68-73, 75-77, 91-94] полагают, что содержащиеся в сталях неметаллические включения снижают их усталостные свойства. Однако единой точки зрения о ведущей роли состава или формы неметаллических включений, как фактора, наиболее негативно влияющего на свойства сталей, не сформировано.

Следует подчеркнуть, что влияние типа, размеров и морфологии неметаллических включений оценивают при циклическом воздействии растягивающих или знакопеременных напряжений. Обычно предполагается, что сжимающие напряжения величиной ниже предела текучести к накоплению усталостных повреждений и разрушению стали не приводят. По этой причине результаты проведенных ранее научных исследований не позволяют с высокой степенью достоверности прогнозировать свойства деталей ударных машин, эксплуатирующихся по схеме многократного динамического сжатия.

Исследования, выполненные *Y. Murakami, T. Yoshiyuki*, А.Я. Заславским, В.М. Финкелем, М.А. Штремелем, С.И. Губенко, А.И. Зайцевым и другими исследователями [66-68, 75-78, 90-94], свидетельствуют о том, что при воздействии растягивающих напряжений зарождение трещин, как правило, происходит на границе включения и окружающей ее матрицы. Возникшие таким

образом трещины распространяются в основной материал, в котором развивается процесс окончательного разрушения. Можно полагать, что при приложении внешней растягивающей нагрузки, превышающей прочность граничного слоя, включение становится механически эквивалентным поре или трещине. Отмеченный подход экспериментально подтвержден в работах [94, 308]. Однако для анализа влияния неметаллических включений в условиях нагружения по схеме одноосного сжатия он применен быть не может.

Даже при низкой прочности граничного слоя содержащиеся в сплаве включения транслируют действие сжимающей силы в основной объем материала. Таким образом, характер распределения напряжений в граничных с включением областях принципиально отличается от полей напряжений, формируемых вблизи пор. В научной литературе влияние неметаллических включений на свойства сталей в условиях сжатия обычно рассматривают во взаимосвязи с показателями технологической пластичности, проявляемой в процессах горячей обработки металлов давлением. При этом особенности усталостного разрушения сталей при воздействии сжимающих напряжений, не превышающих предел текучести, изучены слабо.

Традиционный подход к оценке влияния включений на свойства сталей предполагает выплавку материалов с заданной степенью чистоты. Для получения обоснованных выводов необходимо испытывать множество экспериментальных образцов с различной природой и морфологией включений, что представляет собой трудоемкую задачу. Эффективным решением этой проблемы является использование методов численного моделирования [315].

При выполнении диссертационной работы оценку влияния неметаллических включений на механические свойства стали в условиях динамического сжатия проводили в несколько этапов. На начальном этапе с использованием методов металлографического и микрорентгеноспектрального анализа был выполнен анализ типов, морфологии и размеров неметаллических включений, содержащихся в отечественных сталях марок 45 и 12ХН3А, а также в зарубежной стали *SCM 445N*, широко применяемых при изготовлении ударных механизмов.

Данные о составе исследуемых сплавов приведены в таблице 2.1 (глава 2). Максимальные показатели загрязненности сталей для каждого типа включений оценивали по методу Ш1 в соответствии с ГОСТ 1778-70 [193]. Идентификацию включений и оценку их размеров осуществляли на растровом электронном микроскопе *Zeiss EVO 50XVP*, оснащённом микроанализатором *EDS Inca X-Act*.

Полученные результаты были использованы в качестве исходных данных для математического моделирования полей напряжений, возникающих вблизи включений различного состава, размера и морфологии. Достоверность результатов математического моделирования оценивали путем сравнения с экспериментальными данными, полученными при изучении внутренних напряжений методом рентгеноструктурного анализа. На заключительном этапе на образцах из термически упрочнённых сталей 45, 12ХН3А и *SCM 445N* оценивали влияние морфологии, размеров и ориентации неметаллических включений на сопротивление усталостному разрушению в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия.

Учитывая, что процесс разрушения, как правило, инициируют наиболее крупные включения, на начальной стадии исследования были определены максимальные показатели загрязненности и размеры включений каждого типа, содержащихся в сталях 45, 12ХН3А и *SCM 445N* (таблица 6.1). Результаты металлографических исследований свидетельствуют о том, что во всех анализируемых материалах присутствуют как точечные включения оксидов, нитридов и силикатов, так и строчечные включения сульфида марганца.

Наибольшая степень загрязнения включениями на основе точечных оксидов и пластичных сульфидов, соответствующая четвертому баллу по ГОСТ 1778-70, зафиксирована при изучении образцов из стали 45 (рисунок 6.1). Максимальный размер неметаллических включений формой, близкой к сферической, составлял 100 мкм. Длина пластичных включений достигала 1000 мкм. Кроме сферических и строчечных включений в стали 45 зафиксированы включения размером до 50 мкм, имеющие на плоскости шлифа ромбическую форму. Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали, что включения сферической

формы преимущественно представлены оксидами алюминия, железа и магния. Вытянутые вдоль направления прокатки пластичные включения являются сульфидом марганца MnS (рисунок 6.2).

Таблица 6.1 – Показатели загрязненности сталей 45, $SCM 445N$ и 12ХН3А неметаллическими включениями

Марка стали	Вид включений и их оценка в баллах по ГОСТ 1778							
	Оксиды строчечные	Оксиды точечные	Силикаты хрупкие	Силикаты пластичные	Силикаты недеформирующие	Сульфиды пластичные	Нитриды и карбонитриды строчечные	Нитриды и карбонитриды точечные
45	4б	5а	3б	3а	4б	5а	2а	2а
$SCM 445N$	1а	1б	1б	-	1б	1а	-	-
12ХН3А (плавка 1)	2 а	2а	1б	-	2б	2	-	1б
12ХН3А (плавка 2)	1а	3а	2б	2а	4а	4б	-	2б

Мелкодисперсные твердые неметаллические включения глобулярной формы, равномерно распределенные по объему стали $SCM 445N$, имели комплексный состав $MnS-CaS-CaO-Al_2O_3$. Общий уровень загрязненности этого сплава неметаллическими включениями не превышал первого балла по ГОСТ 1778-70 (рисунок 6.3).

Образцы из стали 12ХН3А были вырезаны из заготовок, соответствующих двум плавкам, отличающимся между собой содержанием вредных примесей. Данные о химическом составе исследуемых сплавов приведены в таблице № 2.1 (глава 2). В образцах из стали 12ХН3А, соответствующих плавке № 1, зафиксированы неметаллические включения типа MnS глобулярной формы размерами 4-7 мкм. Общий уровень загрязненности сплава соответствовал 2 баллу по ГОСТ 1778. В образцах из плавки № 2 загрязненность

неметаллическими включениями соответствовала 4 баллу. Включения MnS были ориентированы вдоль направления прокатки в виде строчек длиной до 100 мкм (рисунок 6.4). Результаты проведенных металлографических исследований были использованы при выборе параметров математических моделей.

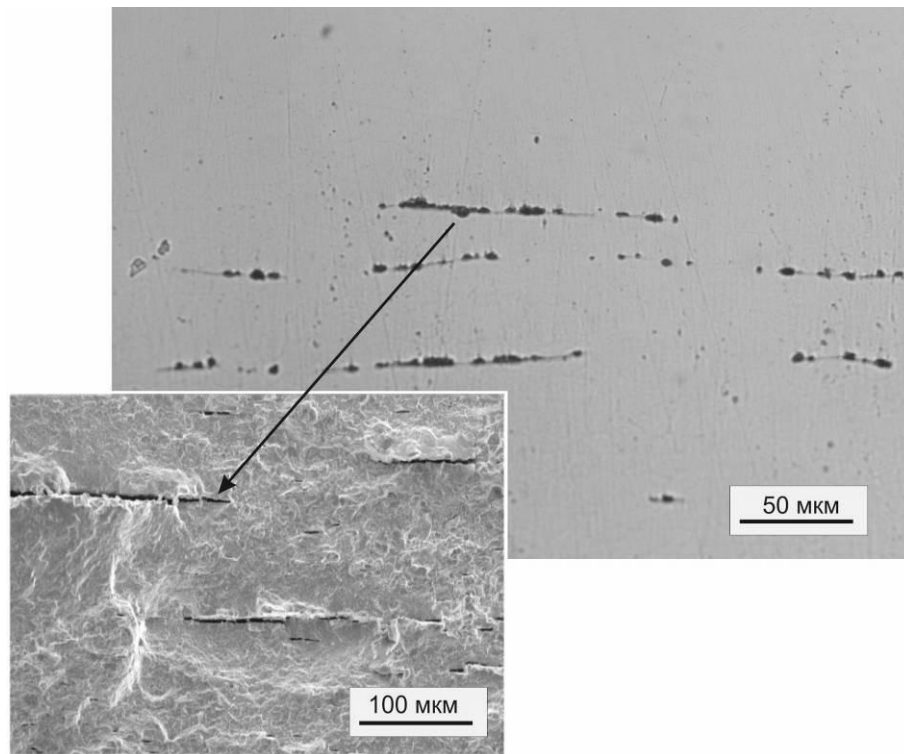


Рисунок 6.1 – Неметаллические включения на поверхности нетравленного шлифа и на поверхности разрушения образца из стали 45

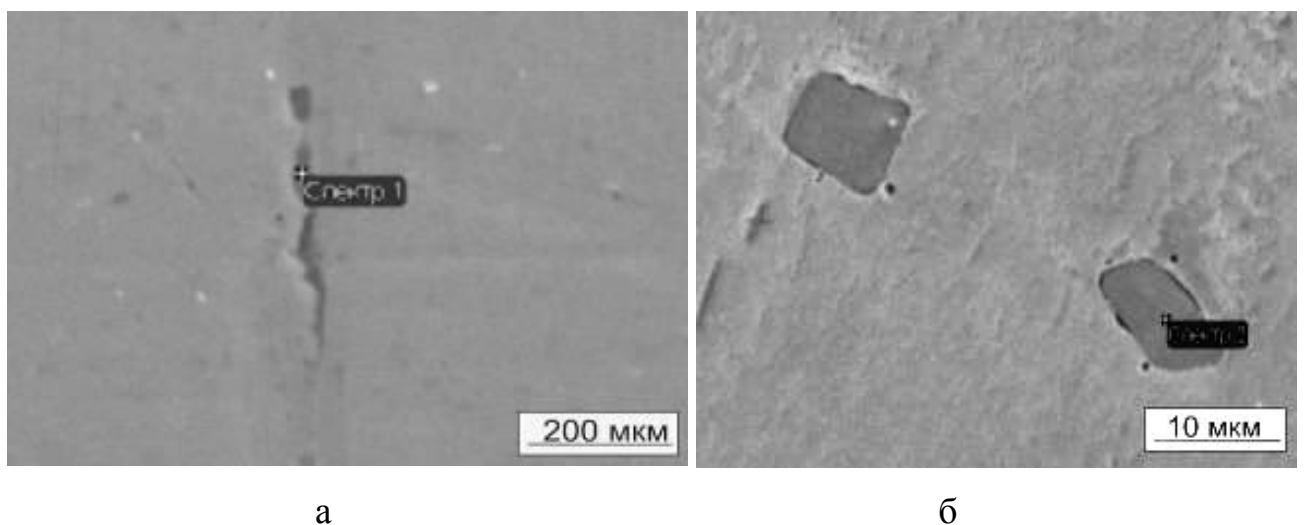


Рисунок 6.2 – Области микрорентгеноспектрального анализа строчечных (а) и точечных (б) включений в стали 45

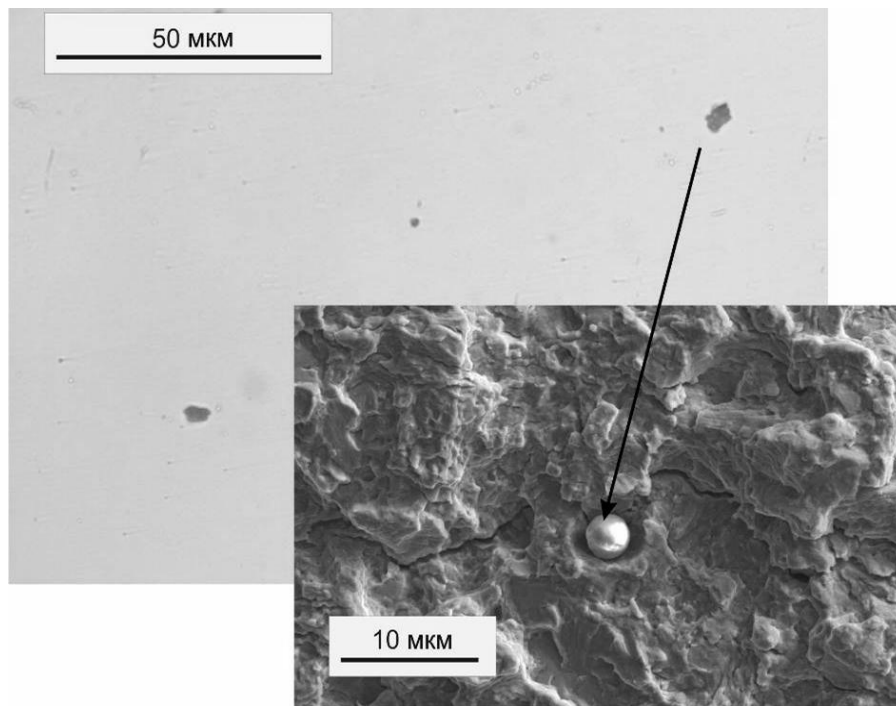


Рисунок 6.3 – Неметаллические включения на поверхности нетравленного шлифа и поверхности разрушения образца из стали *SCM 445H* (Япония)

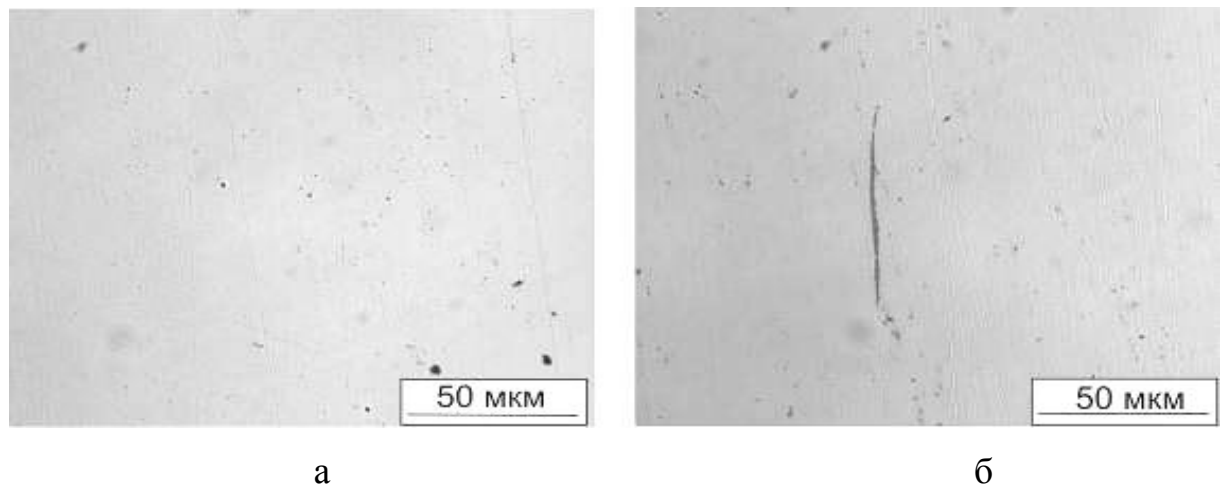


Рисунок 6.4 – Неметаллические включения на поверхности нетравленного шлифа стали 12ХН3А. а – плавка № 1, б – плавка № 2

6.2 Математическое моделирование полей напряжений вблизи неметаллических включений различного типа

Расчеты проводили с использованием метода конечных элементов в программном пакете *ANSYS Workbench 15.0*. В центре плоских образцов

размерами $35 \times 25 \times 3$ мм имитировали одиночные дефекты цилиндрической и ромбической формы, а также совокупность включений строчечного типа (таблица 6.2). Моделировали процесс нагружения сжимающей силой, направленной параллельно оси образца. В связи с тем, что детали ударных машин проектируют для работы в области упругих деформаций (многоциклового усталости), расчетную величину сжимающих напряжений в модели задавали равной 80 % от условного предела текучести основного материала. Для образцов из сталей 45 и *SCM 445N* она составляла 200 МПа, для технического железа - 105 МПа. Размеры дефектов варьировали в диапазоне от 0,2 мкм до 2 мм. Внутренний объем дефекта соответствовал пластичному включению *MnS*, твердому оксиду алюминия Al_2O_3 или оставался незаполненным (пора).

Тип, форма и размеры включений соответствовали данным, полученным при проведении металлографических исследований. Количественные данные о свойствах включений были получены из литературных источников [66, 67, 93, 94] (таблица 6.3). Механические свойства сталей и технического железа были предварительно определены с использованием комплекса *Instron 3369* в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84. В связи с тем, что распределение напряжений вблизи включений строчечного типа зависит от ориентации относительно направления действия внешней нагрузки, их располагали параллельно, перпендикулярно и под углом 45 градусов к указанному направлению.

Подготовка конечно-элементной модели (построение 3D модели образца, назначение типа конечных элементов (КЭ) и создание регулярной КЭ-сетки) осуществлялась в программном комплексе *ANSYS*. Генератором *ANSYS Meshing* была сформирована гексаэдрическая КЭ-сетка с использованием следующих типов конечных элементов: *Solid bodies* – твердые тела моделировали восьмиузловыми тетраэдрами *SOLID 45*; *Surface bodies* – поверхностные тела моделировали четырехузловыми четырехугольными оболочковыми элементами *SHELL 63*; *Line bodies* – линейные тела моделировали двухузловыми линейными элементами *LINK 8*. Размер конечных элементов варьировался в интервале от 50

нм до 1 мм. Общее количество элементов (*Elements*) составляло 340000. При моделировании была использована модель изотропного поведения тел (*Isotropic Elasticity*).

На основании данных [66, 67, 93, 94], приведенных в таблице 6.3, в совокупности с функционалом системы *ANSYS Engineering Data* была подготовлена база с описанием всего комплекса физико-механических характеристик материалов. Результатом моделирования являлись картины распределения интенсивности полей напряжений вблизи дефектов различных размеров и морфологии.

Таблица 6.2 – Виды моделируемых включений

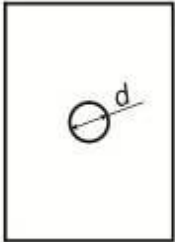

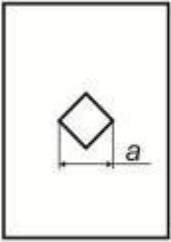
Вид включений	Форма включений	Размер включений	Состав включений
Цилиндр		Диаметр 200 нм; 10 мкм; 50 мкм; 1 мм; 2 мм	Пора (воздух)
			Сульфид марганца
			Оксид алюминия
Строчка		Длина $l = 1000$ мкм, толщина $b = 20$ мкм	Сульфид марганца
Ромб		Длина диагонали a $= 50$ мкм	Пора (воздух)
			Сульфид марганца
			Оксид алюминия

Таблица 6.3 – Свойства материалов, использованных при математическом моделировании

Материал	Плотность, кг/м ³	Коэффициент термического расширения, 1/°С	Модуль Юнга, ГПа	Коэффициент Пуассона	Предел текучести на сжатие / растяжение, МПа	Предел прочности на сжатие / растяжение, МПа
Сталь 45	7826	0,000012	210	0,28	245 / 245	- / 470
Техническое железо	7826	0,000012	210	0,28	140/140	-/250
Медь М1	8940	0,0000165	130	0,35	120 / 120	- / 230
<i>MnS</i>	4000	0,0000181	90	0,3	-	-
<i>Al₂O₃</i>	3950	0,000005	367	0,25	2100 / 300	2100 / 300

Результаты исследований, проведенных ранее на кафедре материаловедения в машиностроении НГТУ, свидетельствуют о том, что в условиях многократного динамического сжатия разрушение материалов происходит в процессе пластической деформации и накопления повреждений вблизи дефектов и концентраторов напряжений [244]. Данные, полученные при математическом моделировании (таблица 6.4, рисунки 6.5, 6.6) позволяют сделать вывод о том, что даже при воздействии внешней сжимающей нагрузки вблизи дефектов формируются локальные области растягивающих напряжений. Максимальный уровень расчетных эквивалентных напряжений (2720 МПа) соответствует дефектам строчечного типа, ориентированным перпендикулярно действию внешней силы. Вблизи дефектов ромбической формы максимальный уровень напряжений, согласно расчетам, достигает 680 МПа. На границе дефектов сферической формы максимальная величина эквивалентных напряжений составляет 400 МПа.

Результаты численного эксперимента показывают, что существенное влияние на интенсивность поля напряжений оказывает тип неметаллических включений. Наибольший уровень эквивалентных напряжений зафиксирован в окружении дефектов в виде пор. Вблизи пластичных неметаллических включений

величина эквивалентных напряжений в 1,8-2 раза ниже, чем в окрестности пор, однако в 1,5 раза превышает средний уровень напряжений, действующих в объеме детали.

Таблица 6.4 – Расчетные максимальные значения эквивалентных напряжений вблизи дефектов различного типа

Форма включения	Размер и ориентация дефекта	Изменение максимальной величины эквивалентных напряжений в стали 45 и в материале включения (при среднем уровне напряжений 200 МПа)					
		Образец с порой		Образец с включением Al_2O_3		Образец с включением MnS	
		В основном материале, МПа	В материале дефекта, МПа	В основном материале, МПа	В материале дефекта, МПа	В основном материале, МПа	В материале дефекта, МПа
Круглая	20 МКМ	+378	-	-34	+148	+110	-54
	50 МКМ	+376	-	-30	+128	+110	-54
	10 МКМ	+400	-	-28	+108	+116	-56
	1 МКМ	+374	-	-40	+140	+110	-60
	200 НМ	+378	-	-30	+150	+110	-60
Ромбическая	50 МКМ	+680	-	-46	+140	+130	-20
Строченая	0°	+2720	-	*	*	+120	-42
	45°	+2360	-	*	*	+90	-16
	90°	+154	-	*	*	+50	-96

* Моделирование не проводили из-за отсутствия в стали дефектов данного типа

Распределение напряжений вблизи жестких и прочных включений оксидов алюминия является принципиально иным. Напряжения локализованы в материале включения. В основном материале их уровень существенно ниже. Оксидные включения обладают высокой прочностью, поэтому вероятность их разрушения под действием внешних напряжений не высока. Таким образом, на основании расчетных данных можно утверждать, что в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия вблизи дефектов в виде пор и пластичных низкопрочных включений возникают локальные напряжения высокого уровня, которые могут являться причиной зарождения и распространения усталостных трещин в сталях. Высокие показатели долговечности деталей ударных машин, эксплуатирующихся в условиях динамического сжатия, могут быть обеспечены применением сталей, в структуре которых при выплавке формируются включения с более высоким уровнем по сравнению с матрицей. Эффективным решением является также применение высокочистых сталей с малым содержанием неметаллических включений.

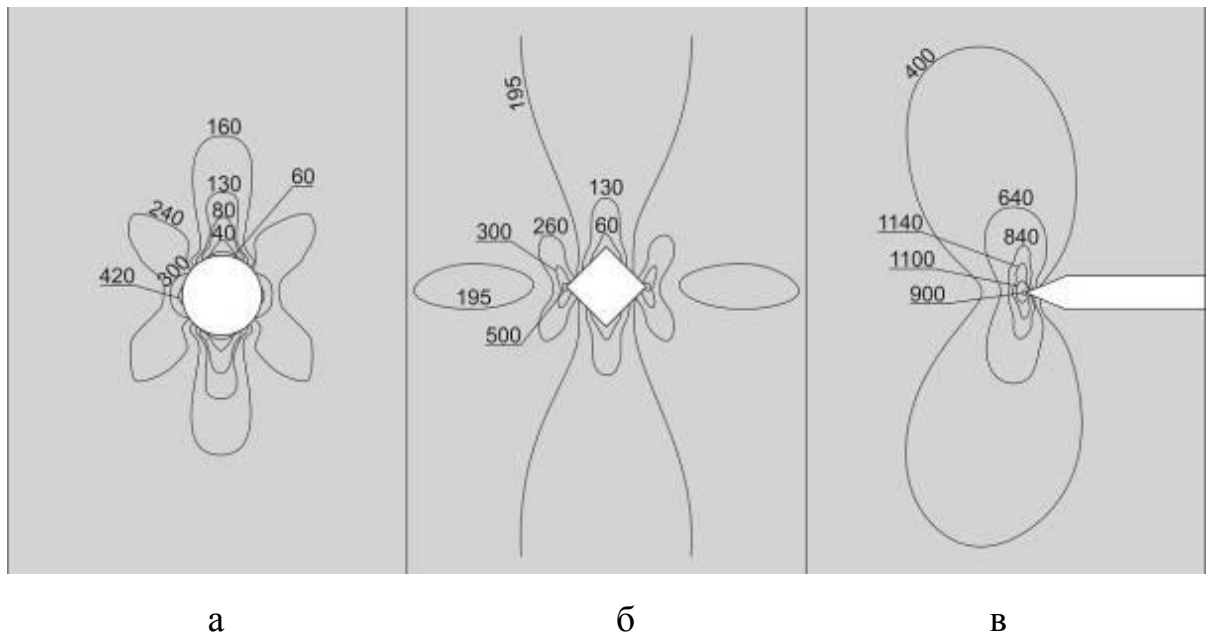


Рисунок 6.5 – Поля интенсивности напряжений вблизи полых дефектов различной формы. а – круглой, б – ромбической, в – стоечной

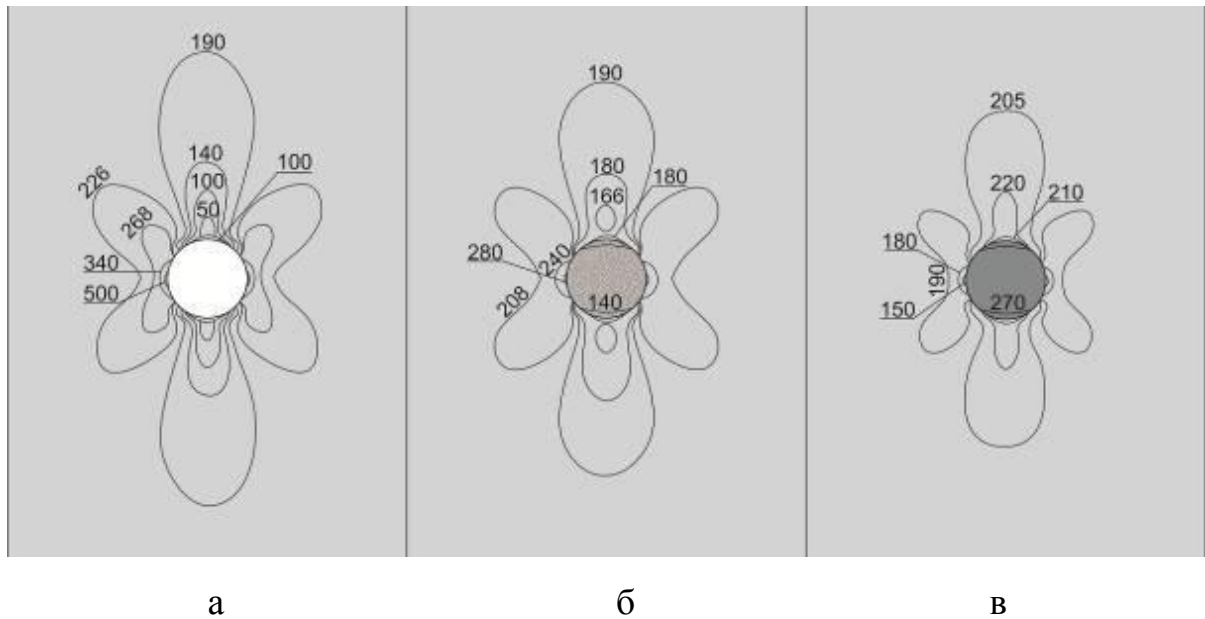


Рисунок 6.6 – Распределение полей интенсивности напряжений вблизи включений различного типа. а – пустое отверстие, б – твердое включение Al_2O_3 , в – мягкое включение MnS

6.3 Влияние морфологии, размера и ориентации неметаллических включений на сопротивление сталей усталостному разрушению в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия

Проверку достоверности данных математического моделирования проводили с использованием данных рентгеноструктурного анализа зональных напряжений с последующим сравнением результатов с данными математического моделирования. В качестве модельного материала использовали образцы из технического железа, являющегося гомогенным материалом, у которого, в отличие от стали 45, в α -фазе не возникают дополнительные внутренние напряжения, связанные с фазовым наклепом. С целью получения равновесной структуры с минимальным уровнем внутренних напряжений образцы подвергали отжигу в вакуумной печи. Методика подготовки образцов и проведения анализа представлена в разделе 2.2.4.3.

Напряжения определяли в образцах как в исходном (ненагруженном) состоянии, так и в образцах, подвергнутых одноосному сжатию. Для

формирования сжимающих напряжений ($\sigma_{сж} = 105$ МПа) образцы устанавливали в приспособление (рисунок 6.7) и на испытательном комплексе *Instron 3369* нагружали с усилием 8000 Н, которое фиксировали затяжкой упругих элементов.

После измерения внутренних напряжений в образцах без дефектов в их центральной части высверливали сквозное цилиндрическое отверстие диаметром 2 мм, имитирующее пору (рисунок 6.7). Образцы повторно нагружали в приспособлении сжимающей силой, проводили съемку на дифрактометре и определяли уровень внутренних напряжений в исследуемой области вблизи дефекта. На финальной стадии исследования внутрь отверстия без зазора и натяга помещали цилиндр из алюмооксидной керамики, свойства которой аналогичны свойствам твердых неметаллических включений на основе шпинелей Al_2O_3 , или цилиндр из меди марки М1, которая по своим упругим свойствам близка к сульфиду марганца MnS . Такой подход позволил моделировать напряженное состояние материала вблизи пустых пор, твердых хрупких или пластичных низкопрочных включений. По аналогичной методике образцы с заполненными дефектами нагружали по схеме сжатия и определяли уровень внутренних напряжений. Затем экспериментальные результаты сравнивали с расчетными данными, полученными в результате математического моделирования.

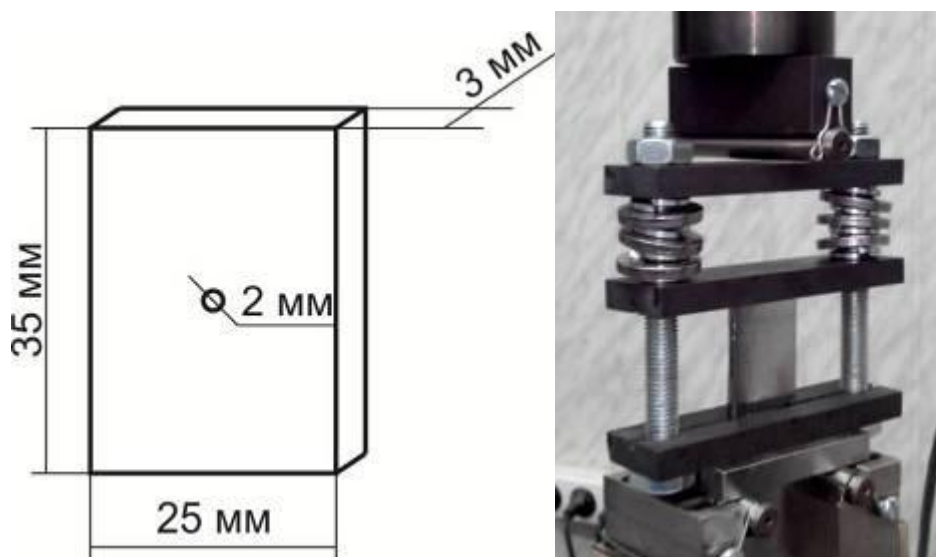


Рисунок 6.7 - Схема образца и внешний вид приспособления для создания в материале сжимающих напряжений

Полученные на этапе рентгеноструктурного анализа данные подтверждают достоверность результатов математического моделирования (таблица 6.5). В ненагруженных образцах максимальный уровень напряжений составлял 5 МПа, что не превышало погрешность используемого рентгенографического метода. В сжатом состоянии в образце без дефекта измеренное фактическое значение напряжений составляло 95 МПа при расчетном уровне напряжений, равном 105 МПа. Как уже было отмечено ранее, метод не позволяет определять внутренние напряжения в непосредственной близости от границы дефекта, поэтому зафиксированная величина локальных напряжений отличалась от максимальных расчетных значений. Вблизи пустого отверстия цилиндрической формы при расчетном значении 165 МПа зафиксирован уровень напряжений, равный 158 МПа, что на 50 % превышает средний показатель по сечению образца. В образце с отверстием, заполненным медным стержнем, было зарегистрировано напряжение величиной 128 МПа.

Таблица 6.5 – Расчетные и фактические значения напряжений в окрестности дефекта в образцах из технического железа

Форма включения	Размер включения	Значение локальных напряжений в исследуемой области образца (при среднем уровне эквивалентных напряжений 105 МПа)					
		Пора		Дефект с керамикой Al_2O_3		Дефект с медью М1	
		Расчет МПа	Факт МПа	Расчет МПа	Факт МПа	Расчет МПа	Факт МПа
Круглая	2 мм	165	158	86	82	140	128

Согласно результатам расшифровки рентгенограмм, при заполнении отверстия алюмооксидной керамикой и нагружении образца сжимающей силой

величина напряжений в стали в месте измерения составляла 82 МПа, что приблизительно на 20 % меньше среднего уровня напряжений в основном материале. Таким образом, результаты рентгеновской дифрактометрии подтверждают гипотезу о том, что в условиях сжатия наличие в стали пор и пластичных низкопрочных включений приводит к значительному росту напряжений в основном материале вблизи этих дефектов. Уровень локальных напряжений в окрестности твердых высокопрочных включений оказался ниже средних значений, зафиксированных в стали.

На заключительном этапе исследований была проведена экспериментальная оценка влияния неметаллических включений на сопротивление закаленных и отпущенных сталей разрушению в условиях нагружения по схеме ударно-усталостного сжатия. Установлено, что при всех режимах термообработки по показателю усталостной долговечности сталь *SCM 445N* в три-четыре раза превосходит сталь 45 (рисунок 6.8). Учитывая, что стали близки по химическому составу (глава 2, таблица 2.1) и механическим свойствам (таблица 6.6), а их термическая обработка выполнялась по одинаковым режимам, можно полагать, что зафиксированные экспериментально различия в усталостных свойствах обусловлены особенностями содержащихся в них неметаллических включений.

Таблица 6.6 – Механические свойства сталей 45 и *SCM 445H*

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	<i>HRC</i>
<i>SCM 445H</i> (Япония)	963	1383	13	47
Сталь 45 (Россия)	1023	1435	16	46

Высокая степень загрязненности неметаллическими включениями отрицательно влияет на сопротивление усталостному разрушению сталей, находящихся как в низко-, так и высокопрочном состоянии. Максимальной усталостной долговечностью обладают стали с твердостью 47...50 *HRC*. На прочностные характеристики сталей неметаллические включения влияние оказывают в меньшей степени. После закалки и отпуска при 300 °С временное

сопротивление разрыву (σ_B) сталей *SCM 445H* и 45 составляет 1383 и 1435 МПа соответственно при близких значениях твердости.

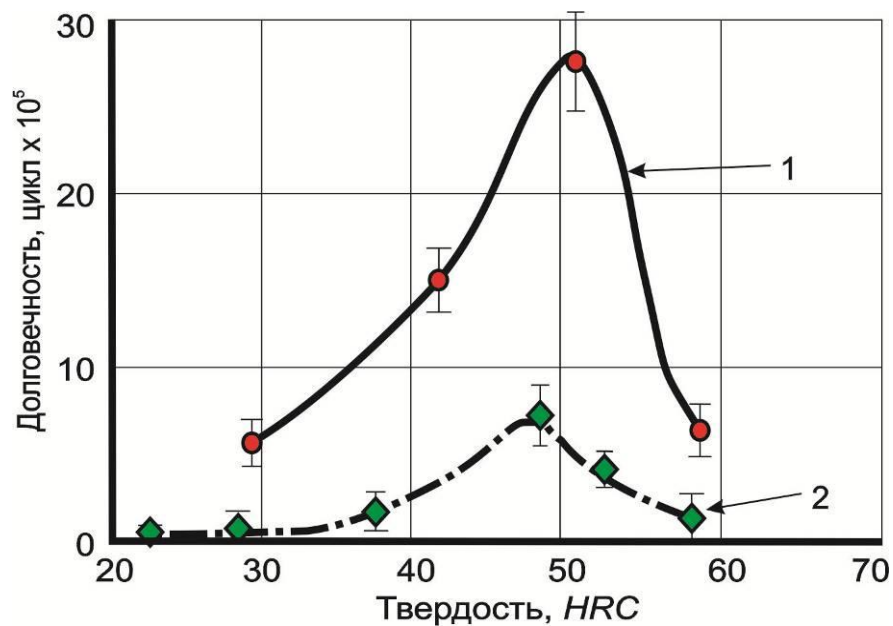


Рисунок 6.8 – Характеристики усталостной долговечности образцов из стали *SCM 445H* (1) и стали 45 (2)

Существенное влияние на показатели усталостной долговечности сталей оказывает ориентация неметаллических включений относительно направления действия сжимающей силы. Эксперименты проводили на образцах из двух плавок стали 12ХН3А, существенно различающихся содержанием серы (0,007 и 0,027 % соответственно) и степенью загрязненности неметаллическими включениями. Результаты металлографических исследований и микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют о том, что, как и в стали 45, неметаллические включения в стали 12ХН3А представлены преимущественно сульфидом марганца. Вырезанные в различных направлениях образцы подвергали цементации в твердом карбюризаторе при температуре 900 °С в течение 6 часов с последующей закалкой в масле и отпуском при 300 °С.

Экспериментально установлено, что содержащиеся в стали 12ХН3А неметаллические включения строчечного типа снижают показатели усталостной долговечности в 1,5 - 2 раза. Наиболее негативное влияние оказывают строчечные

включения, ориентированные перпендикулярно направлению сжимающей нагрузки (рисунки 6.9, 6.10). Форма и расположение неметаллических включений существенного влияния на длительность этапа зарождения магистральных усталостных трещин не оказывают. Время возникновения трещин в сталях, находящихся в высокопрочном состоянии, составляет 2-5 % от общей долговечности, определяющей процесс ударно-усталостного разрушения.

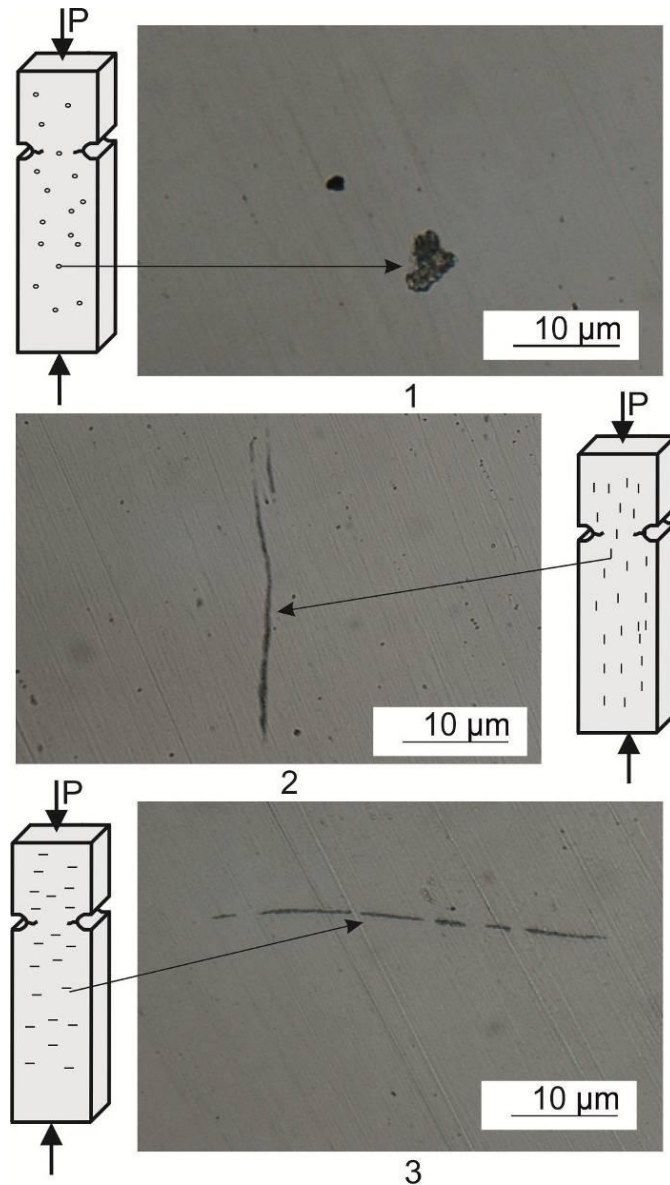


Рисунок 6.9 – Форма и ориентация неметаллических включений в стали 12ХН3А.

- 1 – образцы с глобулярными включениями (плавка № 1),
 2 – образцы с продольным расположением строчечных включений (плавка № 2), 3
 – образцы с поперечным расположением включений (плавка № 2)

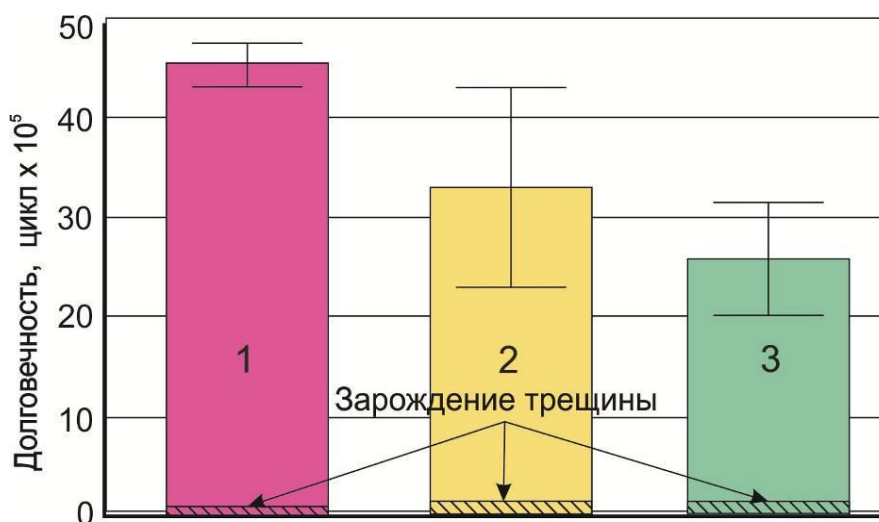


Рисунок 6.10 – Циклическая долговечность образцов из стали 12ХН3А.

1 – образцы с глобулярными включениями (плавка № 1), 2 – образцы с продольным расположением строчечных включений (плавка № 2), 3 – образцы с поперечным расположением строчечных включений (плавка № 2)

Следует отметить, что присутствие строчечных неметаллических включений значительно увеличивает вероятность зарождения усталостных трещин при отсутствии явно выраженных механических концентраторов напряжений (глава 3, рисунок 3.14). Наиболее часто такой характер разрушения наблюдается в изделиях из загрязненных сталей, находящихся в высокопрочном состоянии. Характерной их особенностью является большой разброс показателей долговечности. После многократного динамического воздействия на изломе стальных образцов, содержащих неметаллические включения строчечного типа, зафиксированы множественные микротрещины, направление и размер которых совпадают с ориентацией и размером неметаллических включений – пластичных сульфидов (рисунок 6.11).

Металлографические исследования сталей после испытаний по схеме ударно-циклического сжатия показывают, что траектория роста усталостных трещин во многих случаях совпадает с расположением крупных включений в стали (рисунок 6.12). Распространение трещин, как правило, происходит по границам между включениями и матричным материалом (рисунок 6.13).

Экспериментально установлено, что усталостные трещины могут быть инициированы неметаллическими включениями, расположенными на значительном расстоянии от поверхности. В наибольшей степени отмеченная особенность разрушения характерна для сталей, находящихся в высокопрочном состоянии (рисунок 6.14).

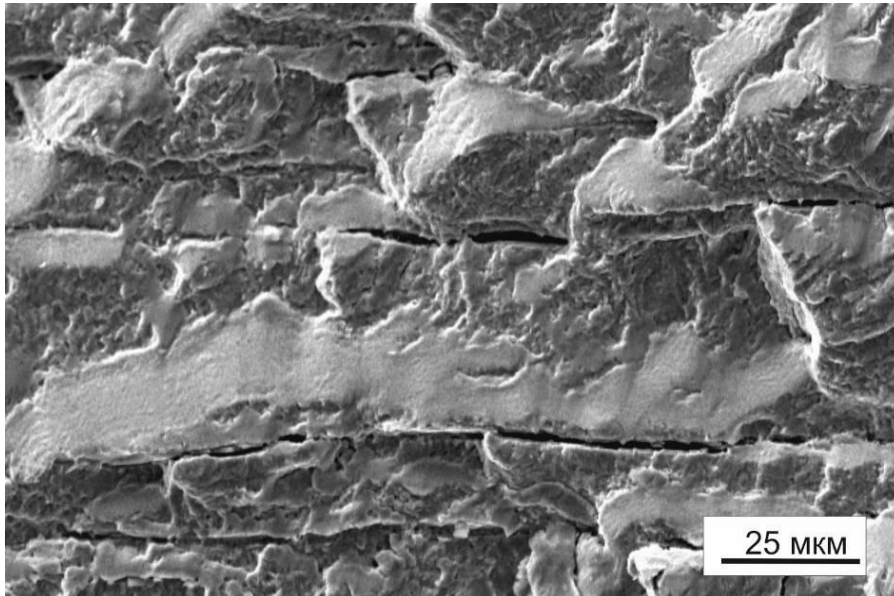


Рисунок 6.11 – Микротрещины на поверхности излома при разрушении образца стали 45 за пределами зоны роста «длинных» усталостных трещин

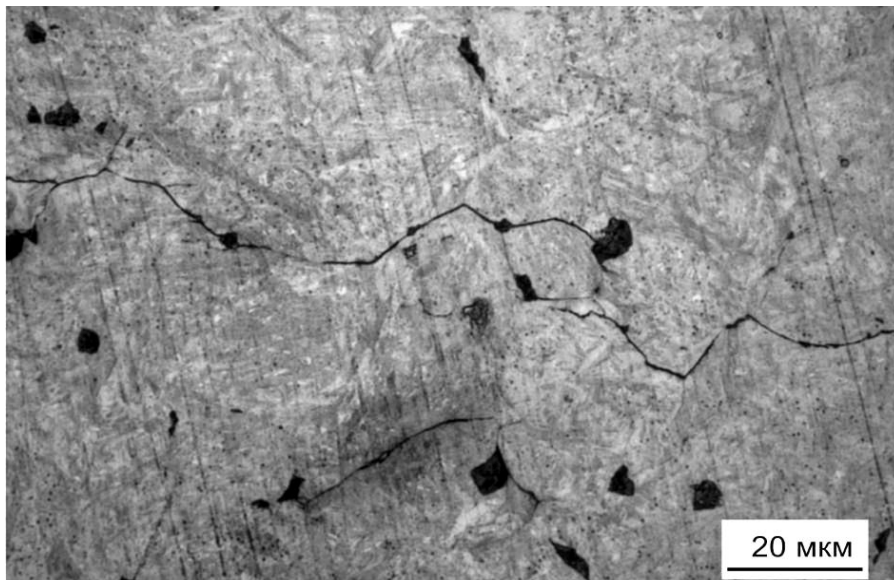


Рисунок 6.12 – Рост трещины по границам компактных включений в стали У8 с мартенситной структурой

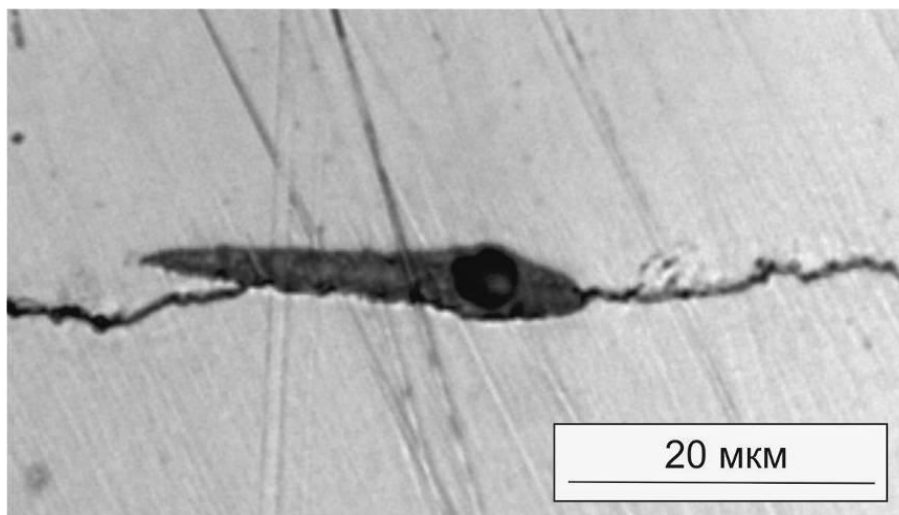


Рисунок 6.13 – Распространение трещины по границе вытянутого включения сульфида марганца

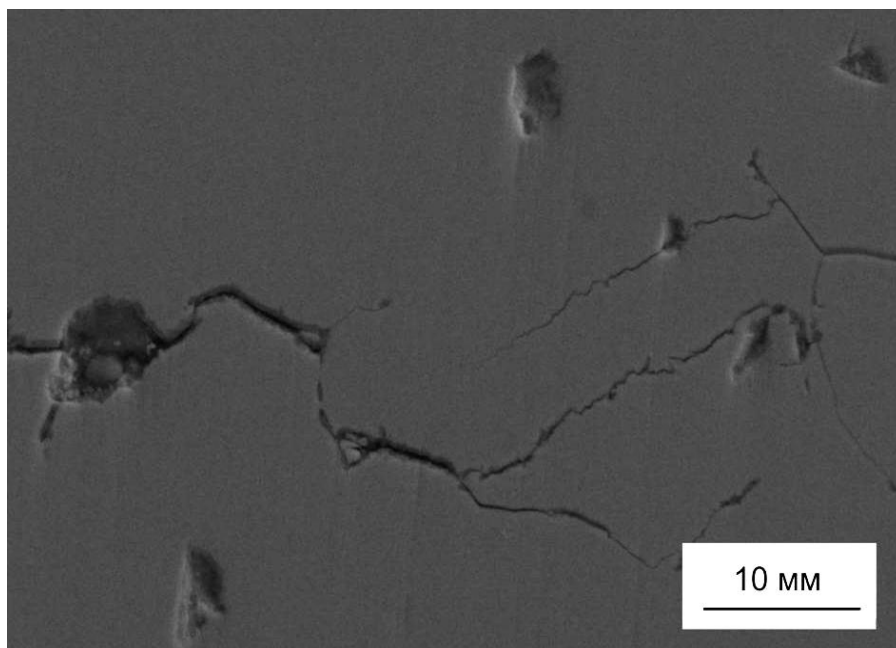


Рисунок 6.14 – Инициирование трещин включениями в стали У8. Закалка с отпуском при 200 °С. Растровая электронная микроскопия

Негативное влияние неметаллических включений на сопротивление сталей усталостному разрушению при многократном ударном воздействии сжимающей нагрузки объясняется комплексным влиянием ряда факторов. Один из них связан с остаточными растягивающими напряжениями, возникающими в окрестности вершины распространяющейся трещины. Механизм разрушения, обусловленный

этим фактором, подробно рассмотрен в третьей главе диссертационной работы. Если на пути трещины встречается крупное пластичное неметаллическое включение, то при прохождении ударного импульса материал в направлении включения может деформироваться, что на этапе разгрузки приводит к росту остаточных растягивающих напряжений у вершины трещины.

В отличие от знакопеременного нагружения, при котором рост трещины сопровождается разгрузкой материала по ее берегам, в условиях динамического сжатия весь объем изделия, в том числе и на берегах растущей трещины, воспринимает действие сжимающей силы. Накопление повреждений происходит вне зависимости от длины магистральной трещины, поэтому влияние внутренних дефектов является более значительным. Если по каким-либо причинам магистральная трещина, возникшая у поверхностного источника, прекращает свой рост, то в этом случае высока вероятность появления новых трещин, инициируемых неметаллическими включениями или иными внутренними дефектами.

Следует отметить, что в большинстве литературных источников [70, 71, 75, 78-81, 93, 94] приведены данные о том, что твердые высокопрочные включения являются более опасными, чем пластичные, так как вблизи них наблюдается высокий уровень локальных напряжений, а релаксация напряжений по механизмам пластической деформации затруднена. Однако процесс распространения усталостных трещин в условиях ударно-усталостного нагружения по схеме сжатия существенно отличается от разрушения при реализации схемы изгиба или растяжения. Значения локальных напряжений вблизи твердых высокопрочных включений при сжатии ниже среднего уровня напряжений в объеме изделия, а пониженная пластичность материала вблизи частиц является фактором, способствующим снижению величины локальных растягивающих напряжений на этапе разгрузки детали. Таким образом, высокопрочные твердые включения менее опасны по сравнению с пластичными низкопрочными частицами.

Весьма значимыми структурными факторами, оказывающими влияние на процесс разрушения сталей, являются также размер и характер распределения неметаллических включений. Вблизи мелкодисперсных, равномерно

распределенных неметаллических включений величина упругих напряжений существенно меньше, чем вблизи крупных частиц.

Выводы по главе 6

1. Подход к проблеме расчета уровня механических напряжений, в соответствии с которым неметаллические включения принимаются эквивалентными порам, для случаев многократного ударного нагружения по схеме сжатия является ошибочным. Даже при низкой прочности межфазных границ включения транслируют действие сжимающей силы в основной объем материала. По этой причине характер распределения напряжений в граничных с включением областях принципиально отличается от напряжений в окрестности пор. В соответствии с результатами численного моделирования и данными, полученными методом рентгеноструктурного анализа, в условиях сжатия максимальная концентрация локальных напряжений в основном материале наблюдается вблизи пор и низкопрочных пластичных включений. Уровень локальных напряжений, возникающих вблизи твердых высокопрочных включений, ниже среднего значения в стали. Пониженная деформируемость материала в окрестности высокопрочных включений является причиной снижения локальных растягивающих напряжений на этапе разгрузки детали. Отмеченные факторы позволяют определять высокопрочные твердые включения при данном типе нагружения как менее опасные дефекты строения по сравнению с пластичными низкопрочными частицами.

2. Негативное влияние пластичных неметаллических включений на сопротивление сталей усталостному разрушению обусловлено тем, что в условиях многократного динамического сжатия трещина распространяется под действием остаточных растягивающих напряжений, возникающих вблизи ее вершины в зоне упругопластической деформации. Если крупное низкопрочное неметаллическое включение, расположенное на пути трещины, пластически деформируется на этапе сжатия, то при разгрузке в основном материале вблизи него развиваются остаточные растягивающие напряжения, которые в совокупности с локальными

напряжениями в окрестности вершины трещины, приводят к ускорению процесса разрушения стали. Распространение трещин преимущественно происходит по границам включений с матричным материалом. Величина локальных напряжений, возникающих в зоне влияния мелкодисперсных, равномерно распределенных неметаллических включений, существенно меньше, чем вблизи крупных включений.

3. В отличие от знакопеременного нагружения, сопровождающегося периодической разгрузкой материала на берегах усталостной трещины, в условиях динамического сжатия весь объем детали, в том числе и берега растущей трещины, воспринимает действие внешней силы. В условиях сжатия накопление повреждений происходит в объеме материала вне зависимости от длины магистральной трещины. По этой причине влияние внутренних дефектов при нагружении по схеме ударно-циклического сжатия является более значительным. Если по каким-либо причинам магистральная трещина, возникшая в окрестности поверхностного источника, прекращает свой рост, высока вероятность быстрого появления новых трещин, инициируемых неметаллическими включениями, расположенными на удалении от поверхности. Наличие в стали пластичных неметаллических включений является фактором, существенно увеличивающим риск зарождения усталостных трещин при отсутствии механических концентраторов напряжений.

4. Наиболее негативное влияние на сопротивление стали усталостному разрушению в условиях многократного динамического сжатия оказывают строчечные пластичные неметаллические включения, ориентированные перпендикулярно действию сжимающей силы. В зависимости от марки стали и ее структурного состояния наличие дефектов такого рода снижает усталостную долговечность в два - пять раз.

5. Высокое сопротивление усталостному разрушению деталей горных машин, эксплуатирующихся в условиях многократного динамического сжатия, может быть обеспечено применением высокочистых сталей или сталей, неметаллические включения в которых имеют глобулярную форму, характеризуются высокой твердостью и равномерным распределением по объему.

ГЛАВА 7**ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ
ДЕТАЛЕЙ ГОРНЫХ МАШИН, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ
ДИНАМИЧЕСКОГО СЖАТИЯ****7.1 Влияние внешней среды на долговечность сталей в условиях
циклического сжатия**

Во многих случаях детали ударных машин эксплуатируются, взаимодействуя с жидкими поверхностно-активными средами. В пневматических ударных машинах в качестве рабочего тела может быть использована воздушно-водяная смесь, которая эффективно решает проблемы пылеулавливания при бурении, охлаждения и смазки подвижных деталей буровых станков. Некоторые типы ударных машин предусматривают возможность принудительной подачи в забой большого объема воды, которая обеспечивает вынос на поверхность разрушенной горной породы. При контакте воды с горной породой происходит изменение ее кислотно-щелочного состава, что приводит к активизации процессов коррозионно-механического разрушения деталей. Помимо этого, погружные ударные механизмы подвергаются воздействию агрессивных водных сред при проходке скважин в обводненных слоях горного массива. На поверхности деталей пневмоударников, выведенных из эксплуатации, часто наблюдаются многочисленные очаги коррозии (рисунок 7.1).

Одно из перспективных направлений развития ударных машин связано с использованием в качестве среды-энергоносителя жидкостей. При сопоставимых размерах и весе ударные машины с гидравлическим приводом трехкратно превосходят пневматическое ударное оборудование по ударной мощности и в два раза – по производительности [316]. Коэффициент полезного действия ударных машин гидравлического действия может достигать 80 %, что делает их одними из наиболее перспективных видов ударного оборудования [317]. В настоящее время в качестве рабочей среды гидравлических ударных машин используют

минеральные масла с низкой кинематической вязкостью. Однако экономически наиболее эффективным считается применение водных сред, модифицированных специальными антикоррозионными добавками.



Рисунок 7.1 – Разрушенный боек пневмоударника со следами коррозионного повреждения.

Анализ литературных данных свидетельствует о том, что показатели усталостной трещиностойкости материалов в значительной степени связаны с присутствием коррозионной среды [56]. Характер влияния среды зависит от большого количества факторов, в том числе от ее состава, вида и частоты нагружения, структуры, химического состава и прочности стали. Коррозионная среда, может как снижать циклическую трещиностойкость стали за счет процессов водородного охрупчивания и коррозионного растрескивания, так и увеличивать сопротивление разрушению за счет эффектов закрытия трещины и затупления ее вершины [56, 111, 112]. Не вызывает сомнений, что усталостные трещины могут зарождаться и распространяться не только при растяжении, изгибе или кручении, но и в условиях циклического сжатия [47-65]. Следует,

однако, учитывать, что абсолютное большинство исследований процессов разрушения материалов при воздействии циклической сжимающей нагрузки было проведено на спокойном воздухе. Это обстоятельство не позволяет оценить влияние процессов коррозии на трещиностойкость материалов при данном типе нагружения [318].

Результаты немногочисленных исследований зарождения и распространения трещин при циклическом сжатии в коррозионно-активных средах свидетельствуют о том, что характерный для этих условий механизм разрушения материалов имеет ряд особенностей [59]. В частности, при испытании сталей и алюминиевых сплавов в соленой воде зафиксирован эффект растворения материала в вершине трещины, приводящий к ее затуплению. Однако в отличие от нагружения при воздействии циклической растягивающей или знакопеременной нагрузки, когда затупление трещины сопровождается ее замедлением, в условиях циклического сжатия этот эффект приводит к росту остаточных напряжений растяжения и ускорению процесса разрушения материала. При многократном циклическом сжатии проникающая в трещину среда является причиной возникновения гидравлических ударов и интенсификации процессов фреттинг-коррозии, что также отрицательно влияет на трещиностойкость материалов.

Не вызывает сомнения, что динамический характер нагружения может оказывать существенное влияние на особенности усталостного разрушения сталей в коррозионно-активных средах. Следует, однако, подчеркнуть, что имеющиеся в литературных источниках немногочисленные данные, не позволяют дать обоснованные представления о наиболее значимых особенностях анализируемой проблемы. В этой связи представляется целесообразным изучение влияния внешней среды на процесс разрушения сталей в условиях ударно-циклического нагружения сжатием с последующей выработкой рекомендаций по повышению надежности и долговечности деталей ударных машин.

Исследования проводили на отечественной стали 45 и стали *SCM 445H* производства Японии, отличающихся содержанием вредных примесей,

морфологией и размерами неметаллических включений. Данные о химическом составе сталей приведены в таблице 2.1, а о степени их загрязненности включениями - в таблице 6.1. Для получения различного структурного состояния стали упрочняли по технологии закалки с последующим отпуском в диапазоне температур от 100 до 600 °С. При проведении усталостных испытаний моделировали условия работы бойков, являющихся наиболее нагруженными и ответственными деталями ударных механизмов. Испытания выполняли на установке электромагнитного типа, реализующей схему ударного сжатия плоских образцов размером 35×10×3 мм с нанесенными на них концентраторами напряжений (рисунок 7.2). Принцип работы установки и особенности метода описаны в главе 2 диссертационной работы.

Для выявления влияния среды на показатели долговечности ударных механизмов были проведены испытания, в процессе которых в область концентраторов напряжений капельным способом с постоянным расходом (50 мл/час) подавались различные виды сред. Такое решение обеспечивало создание стабильной пленки жидкости на поверхности анализируемых образцов. В качестве основных анализируемых сред применяли водопроводную воду и минеральное масло марки ТП 22С (турбинное 22). Турбинное масло имеет низкую кинематическую вязкость, поэтому часто используется в виде среды-энергоносителя в гидроударных механизмах.

Дополнительно были проведены испытания в изопропиловом спирте, который обладает близкой к воде жидкотекучестью и при этом со сталью химически не взаимодействует. Сравнение поведения материалов в присутствии воды и спирта позволило оценить вклад влияния коррозионных процессов на характер разрушения сталей в условиях динамического сжатия. В процессе испытаний фиксировали время зарождения и скорость распространения усталостных трещин, а также полное время, затраченное на разрушение каждого образца. Полученные экспериментально данные сравнивали с результатами, зафиксированными при испытании материалов в воздушной среде.

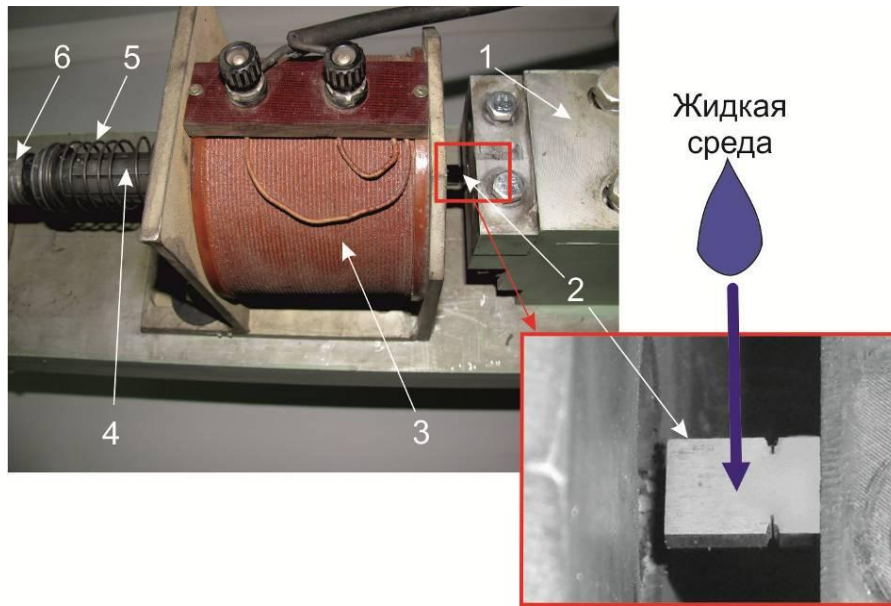


Рисунок 7.2 – Схема установки для проведения ударно-усталостных испытаний с подачей жидкой среды на образец. 1 – держатель, 2 – образец, 3 – электромагнитная катушка, 4 – боек, 5 – возвратная пружина, 6 – задний упор

В соответствии с результатами исследований максимальной долговечностью обладают образцы из сталей при испытании их в воздушной среде (рисунок 7.3). Присутствие на поверхности образца коррозионно-активной среды ускоряет процесс их усталостного разрушения. По сравнению с испытаниями на воздухе долговечность образцов из стали *SCM 445H* в воде снизилась в 5,3 раза, а образцов из стали 45 – в 1,2 раза. При наличии на поверхности образца воды показатели долговечности снижаются вне зависимости от того, находится сталь в низкопрочном или высокопрочном состоянии (рисунок 7.4). Существенное снижение сопротивления разрушению стали *SCM 445H* по сравнению со сталью 45 может быть объяснено присутствием в стали *SCM 445H* включений типа $MnS-CaS-CaO-Al_2O_3$. В некоторых литературных источниках они получили название коррозионно-активных неметаллических включений (КАНВ) [319-323]. По сравнению с испытаниями на воздухе при испытаниях в жидких средах зафиксирована более высокая скорость роста трещин вблизи поверхности образцов, что приводит к заметному искривлению фронта трещины (рисунок 7.5).

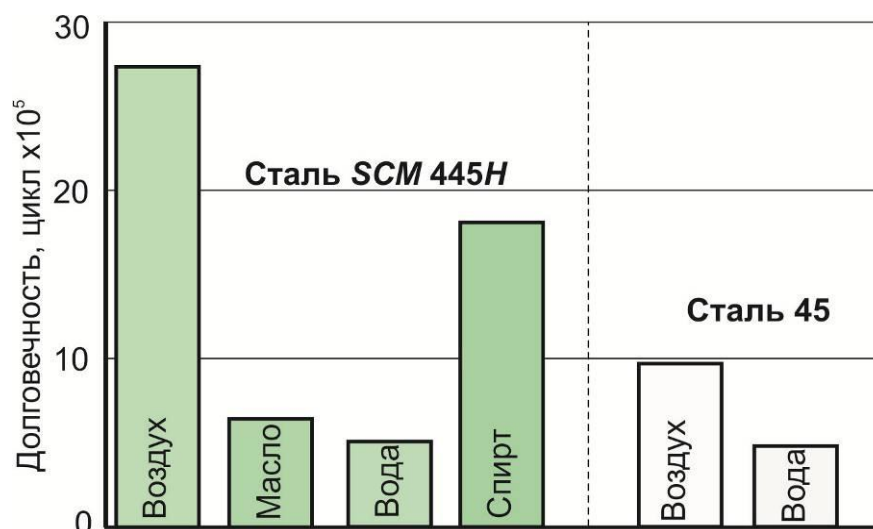


Рисунок 7.3 – Средняя долговечность образцов из стали *SCM 445H* и стали 45 (50 *HRC*) при испытаниях в различных средах

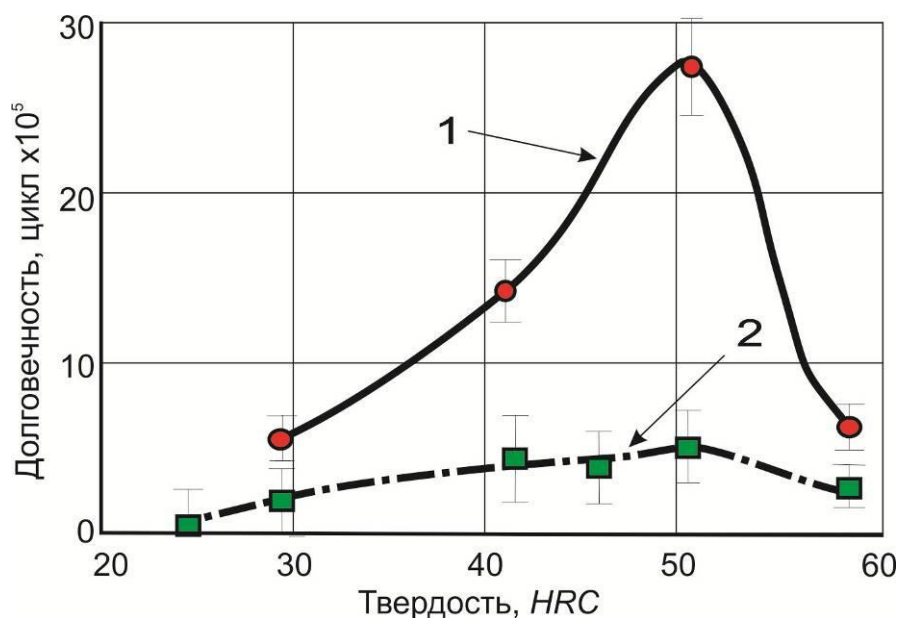


Рисунок 7.4 – Долговечность стали *SCM 445H* при испытаниях на воздухе (1) и воде (2)

Результаты испытаний со смачиванием поверхности образцов изопропиловым спиртом, имеющим близкую к воде кинематическую вязкость, но низкую коррозионную активность, свидетельствуют о том, что уровень усталостной долговечности образцов в 3,2 раза выше, чем при испытаниях в воде. Таким образом, высокая скорость зарождения и роста усталостных трещин в присутствии воды связана с процессами коррозионного разрушения материалов.

Одна из возможных причин быстрого разрушения стали в водной среде в условиях многократного динамического сжатия связана с эффектом затупления вершины трещины (рисунок 7.6), увеличением размера незамкнутого фрагмента в ее вершине и, как следствие, с ростом остаточных растягивающих напряжений в окрестности вершины распространяющейся трещины. Возможный механизм разрушения подробно описан в разделе 3.3 диссертационной работы.

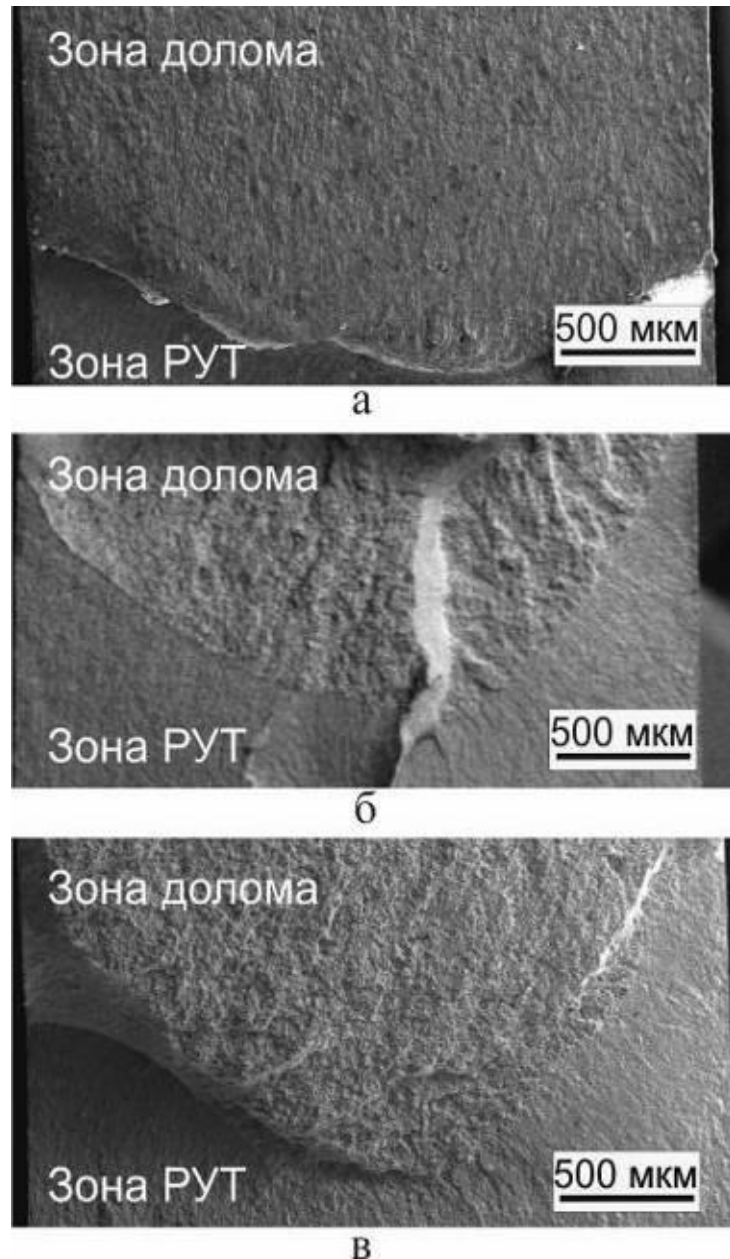


Рисунок 7.5 – Фронт трещины в образце из стали *SCM 445H* (HRC 50) при испытаниях на воздухе (а), в воде (б) и масле (в)

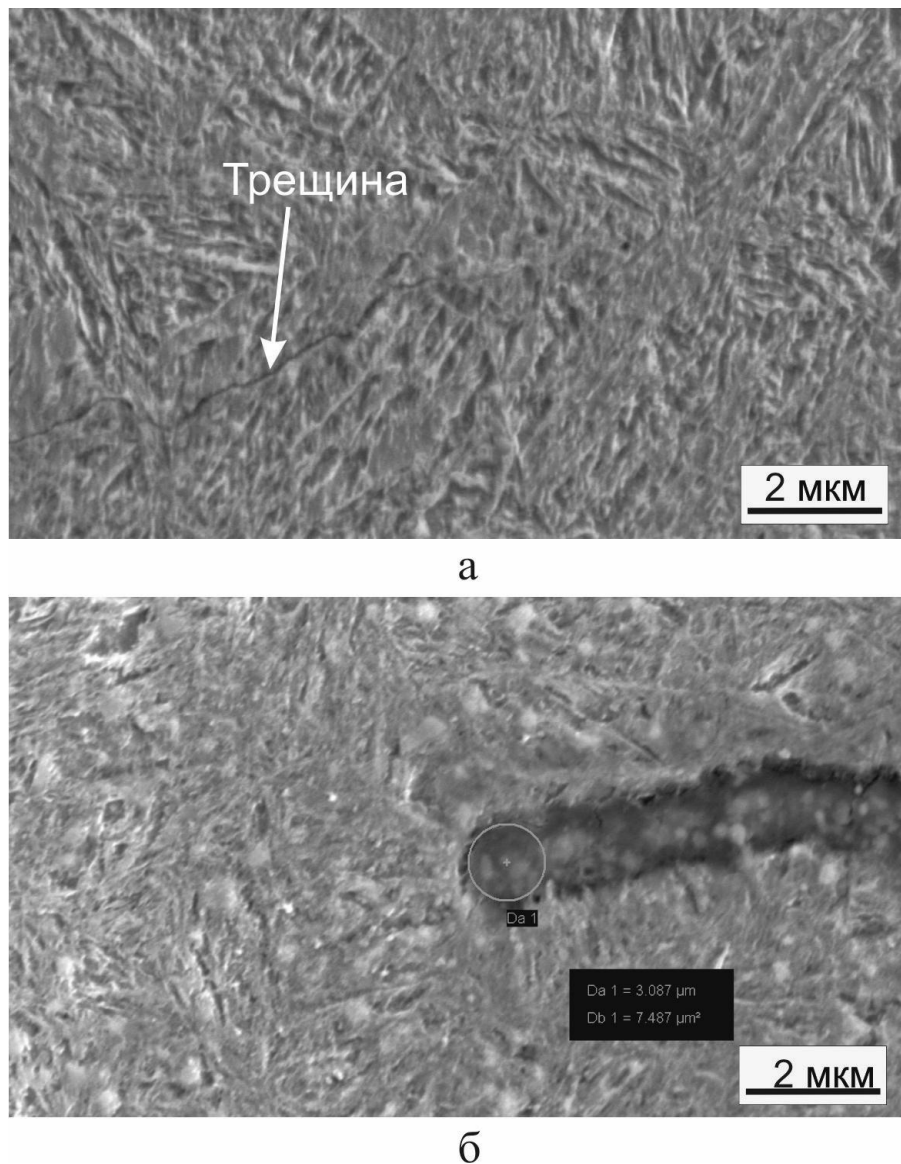


Рисунок 7.6 – Усталостные трещины в образцах из стали *SCM 445H* при испытаниях на воздухе (а) и воде (б)

Процесс разрушения образцов в минеральном масле развивается со скоростью, сопоставимой с разрушением в водопроводной воде (рисунок 7.3). Фрактографический анализ испытанных в масле образцов показал, что значительная площадь поверхности разрушения имеет вид мелкой шагрени (рисунок 7.7). Малая доля зон со следами пластической деформации и небольшая их площадь позволяют сделать вывод о том, что при цикле сжатия внутри трещины находится среда, не позволяющая смыкаться берегам трещины. Данные микрорентгеноспектрального анализа поверхностей разрушения испытанных в масле образцов показали отсутствие на них оксидных пленок, что является

косвенным свидетельством малой скорости развития окислительных процессов (рисунки 7.8, 7.9). Можно полагать, что причина высокой скорости разрушения стали в присутствии масла связана с резким увеличением давления в вершине трещины при гидроударах, возникающих на этапах сжатия.

Можно предположить, что формирование на поверхности разрушения образцов рельефа в виде шагрени происходит в результате пластической деформации и выкрашивания микрообъемов материала по механизму кавитационной эрозии. Такого рода эффект возникает на этапе разгрузки образца, когда напряжения, накопленные в материале при упругой деформации, раздвигают берега заполненной маслом трещины. Давление жидкости в трещине быстро уменьшается, в результате чего на поверхности материала возможно появление пузырьков, сопровождающихся эрозией материала.

При испытаниях в воде и изопропиловом спирте эффект формирования шагрени не обнаружен. На поверхности разрушения образцов наблюдается большая доля участков со следами значительной пластической деформации. Такой характер разрушения обусловлен тем, что находящаяся в трещине среда легко выдавливается при сжатии и слабо препятствует закрытию трещины (рисунок 7.10).

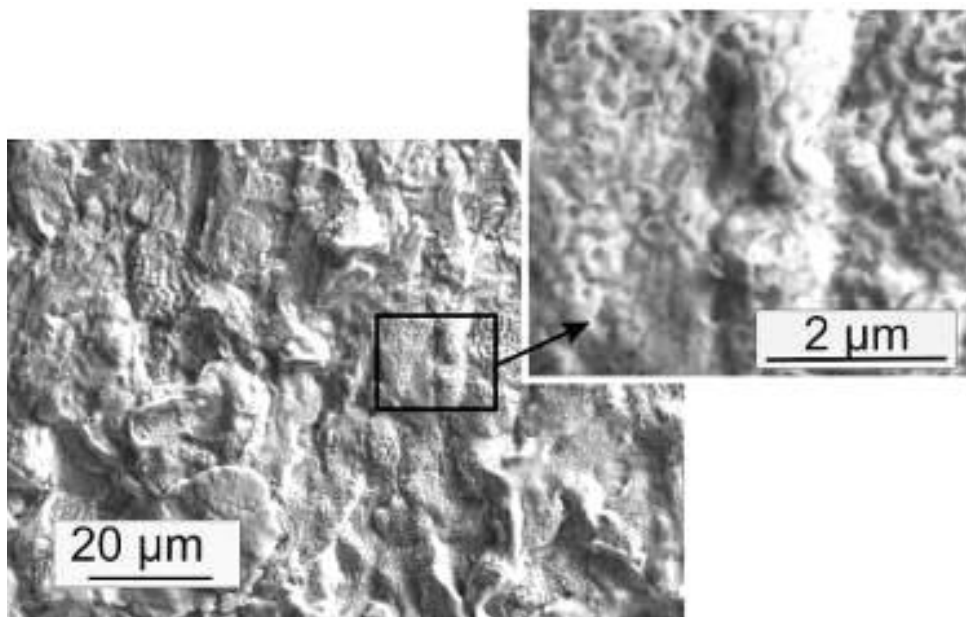


Рисунок 7.7 – Поверхность разрушения образца из стали *SCM 445H* со следами эрозии, возникшими при испытании материала в присутствии масла

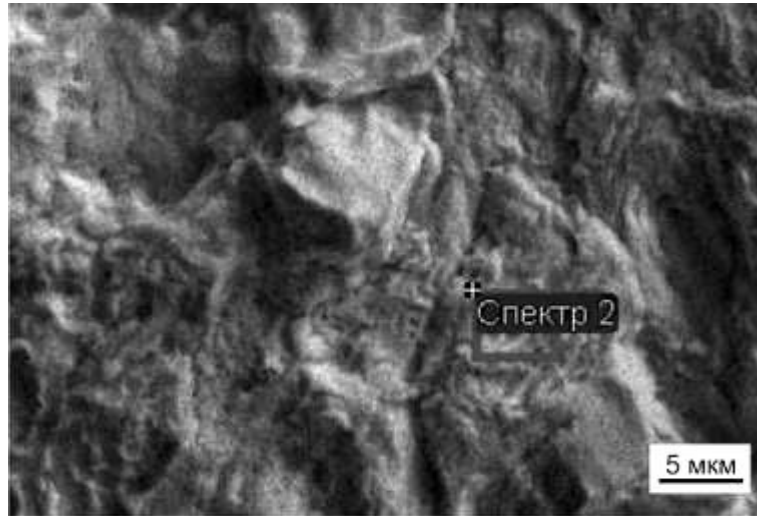


Рисунок 7.8 – Область микрорентгеноспектрального анализа образца из стали
SCM 445H

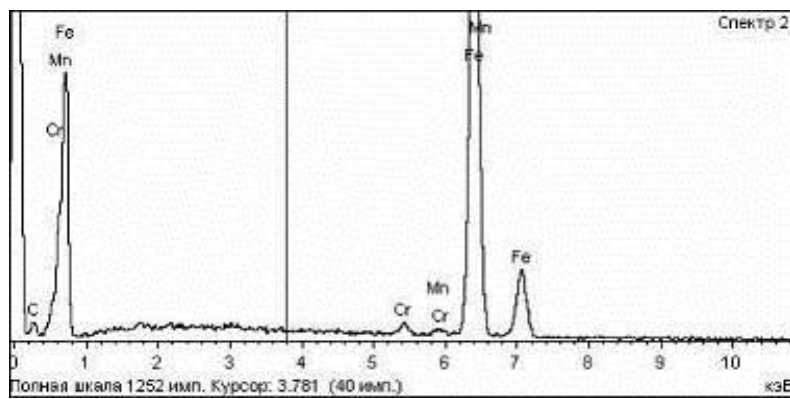
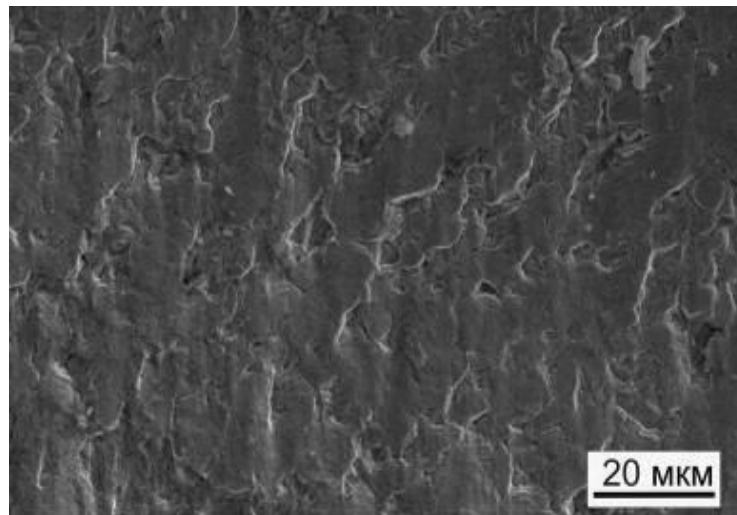
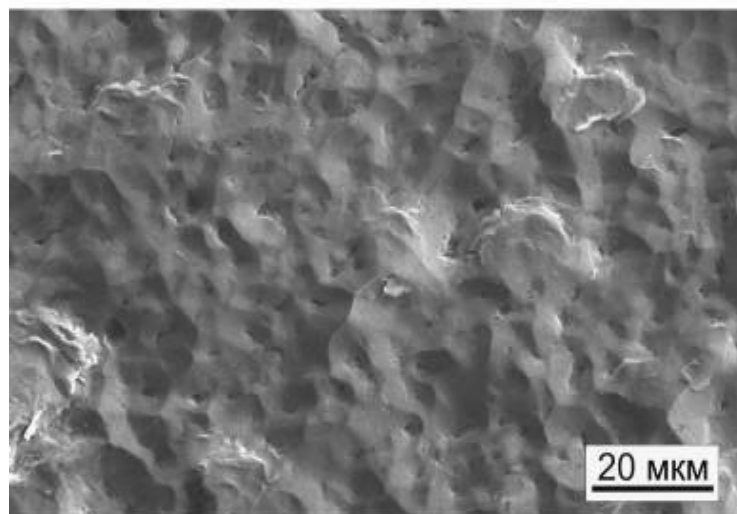


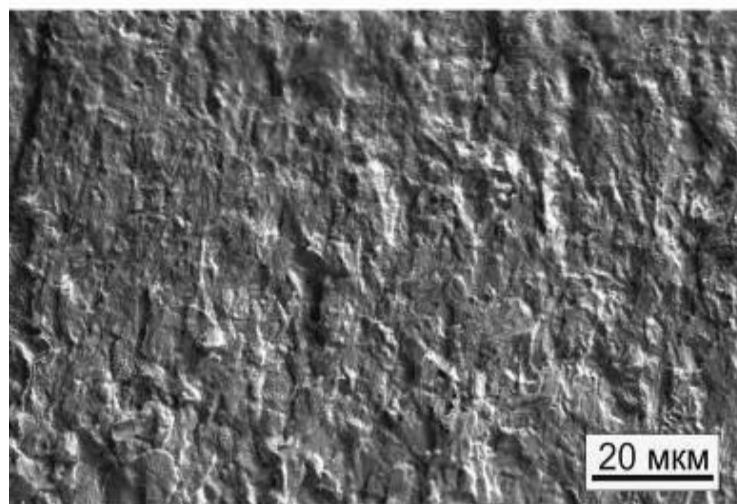
Рисунок 7.9 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа образца из стали
SCM 445H



а



б



в

Рисунок 7.10 – Зона распространения усталостной трещины со следами пластической деформации на образце из стали *SCM 445H*. а - испытания в воде, б – в изопропиловом спирте, в - в минеральном масле

7.2 Механизмы разрушения сталей в условиях циклического нагружения по схеме сжатия в присутствии жидких сред

Процесс разрушения сталей при циклическом нагружении по схеме сжатия в присутствии жидких сред развивается постепенно. Первоначально вблизи механического концентратора напряжений возникает несколько одновременно растущих усталостных трещин (рисунки 7.11 а, 7.12 а). На следующем этапе разрушения при испытаниях в химически инертных средах (минеральном масле или изопропиловом спирте) одна из трещин становится магистральной, а остальные прекращают свой рост.

При испытаниях в воде помимо трещин, растущих из механического концентратора, образуется множество периферийных трещин, зарождающихся на неметаллических включениях в окрестности концентратора и растущих в направлении, перпендикулярном действию сжимающей силы (рисунки 7.11 б, 7.12 б). С увеличением продолжительности испытаний и накоплением повреждений усталостные трещины возникают в зонах, которые ранее деформировались упруго (рисунок 7.11 в). При испытаниях магистральной может стать трещина, зародившаяся за пределами зоны пластической деформации в окрестности надреза. По результатам испытаний в воде и изопропиловом спирте можно сделать вывод о том, что быстрое разрушение сталей в средах с низкой кинематической вязкостью слабо связано с микрогидродинамическими ударами в вершине трещины, а обусловлено, прежде всего, процессами коррозии, которые способствуют интенсивному зарождению и распространению усталостных трещин вблизи неметаллических включений. Вероятно, продукты коррозии препятствуют закрытию трещины на этапе сжатия материала и усиливают расклинивающий эффект в ее вершине.

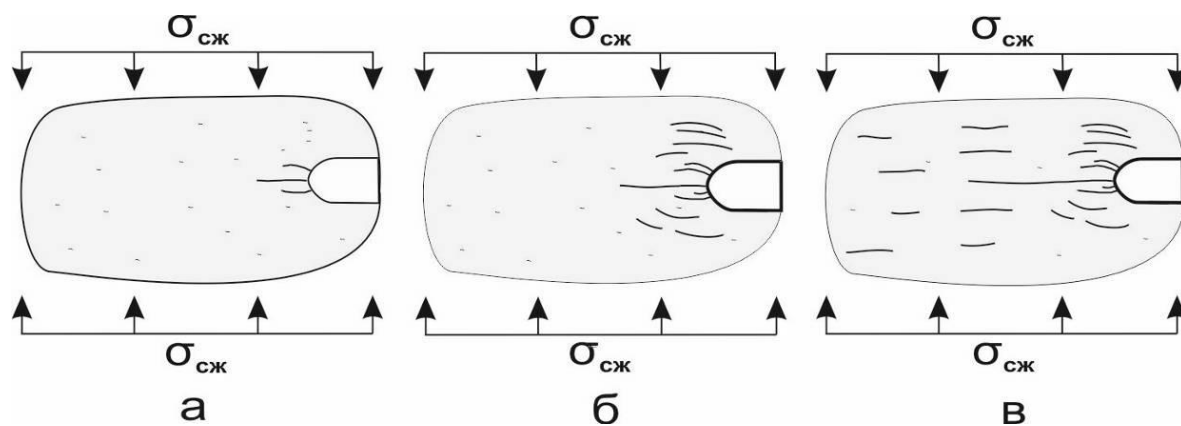


Рисунок 7.11 – Схема образования и роста усталостных трещин.
 а – зарождение трещин у концентратора напряжений, б – образование периферийных трещин, в – зарождение трещин на неметаллических включениях вдали от концентратора напряжений

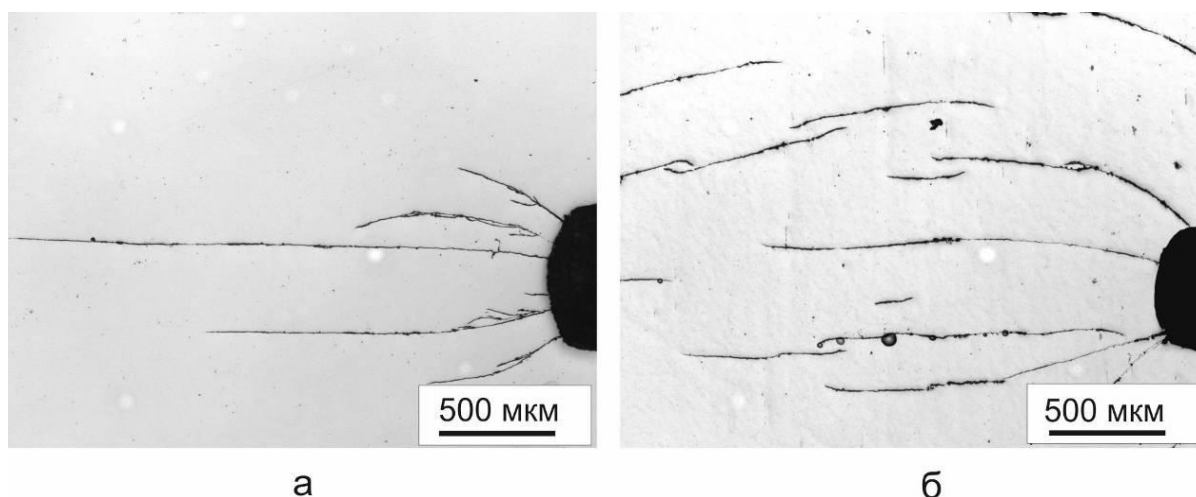


Рисунок 7.12 – Зарождение трещин у концентратора напряжений в стали *SCM 445H*. а – «куст» трещин, зародившихся на дне концентратора, б – образование периферийных трещин

Загрязненность неметаллическими включениями оказывает негативное влияние на показатели усталостной долговечности стали. Включения являются источниками микротрещин и оказывают существенное влияние на скорость и траекторию их распространения. Наиболее интенсивно процессы трещинообразования развиваются в стали 45, в которой строчечные включения ориентированы перпендикулярно направлению сжимающей нагрузки (рисунок

7.13 а). В меньшей степени на трещиностойкость стали влияют строчечные включения, ориентированные вдоль направления сжимающей силы, однако они также могут являться источниками микротрещин.

На первоначальном этапе усталостная трещина возникает в направлении, совпадающем с ориентацией включения. Затем трещина изменяет направление своего распространения и развивается в плоскости, перпендикулярной действующей нагрузке (рисунок 7.13 б). Снижение трещиностойкости стали *SCM 445H* при испытаниях в воде в значительной мере связано также с процессами коррозионного повреждения и зарождения трещин вблизи неметаллических включений глобулярной формы (рисунок. 7.14).

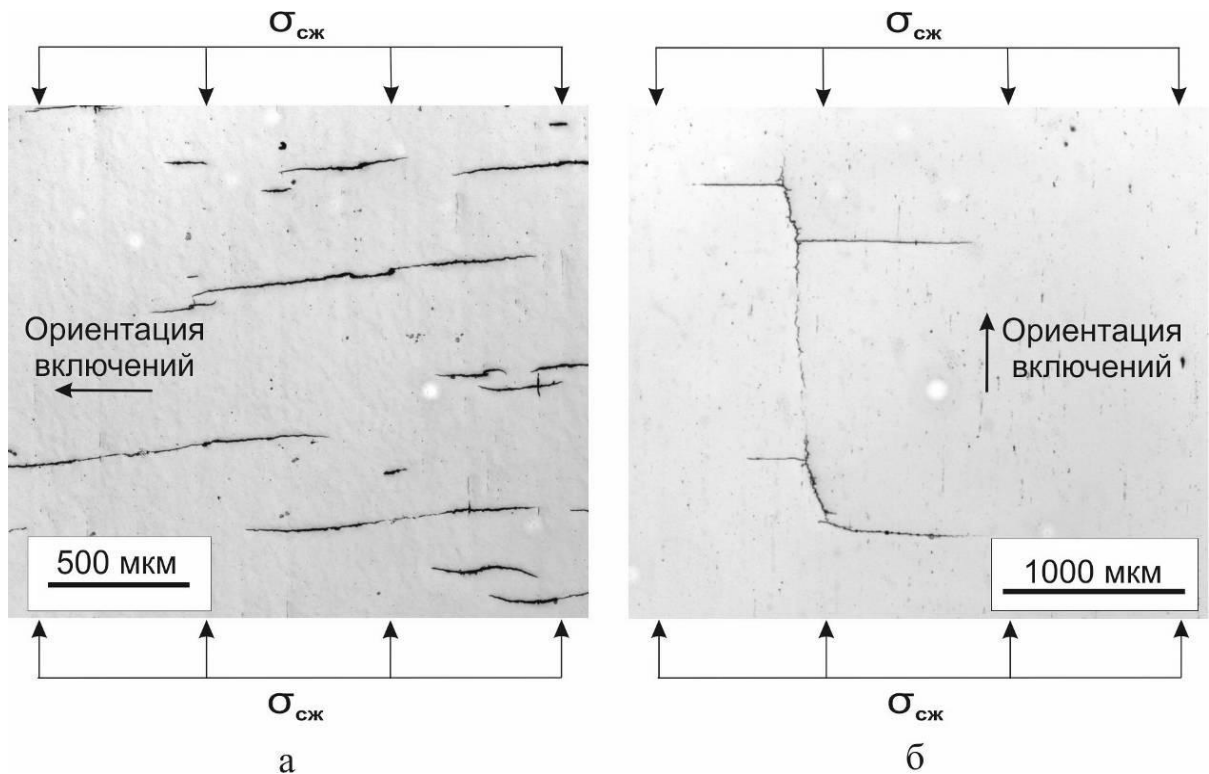


Рисунок 7.13 – Зарождение трещин в стали 45 на строчечных неметаллических включениях, ориентированных перпендикулярно (а) и продольно (б) направлению действия сжимающей нагрузки

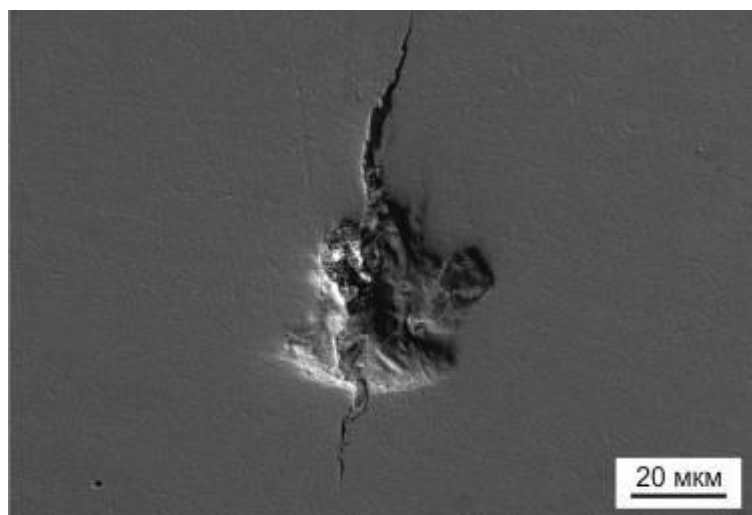


Рисунок 7.14 – Зарождение трещин на компактных включениях
в стали *SCM 445H*

Анализ изломов образцов позволяет вблизи вершины распространяющейся трещины выделить две зоны, различающиеся механизмом пластической деформации. Первая зона формируется перед растущей трещиной (рисунок 7.15, зона 1), вторая расположена на расстоянии L от острия трещины (рисунок 7.15, зона 2). Причина появления первой зоны обусловлена тем, что трещина не является абсолютно острой и всегда имеет определенный радиус кривизны R . Эта особенность не позволяет ей полностью закрыться при смыкании противоположных берегов. При этом в вершине остается незамкнутый фрагмент трещины длиной L . На этапе сжатия вблизи вершины трещины из-за концентрации напряжений возникает область пластического течения материала. На этапе разгрузки “запасенные” в основном материале упругие силы воздействуют на пластическую зону 1, расположенную вблизи вершины трещины, что приводит к появлению растягивающих напряжений, способствующих утяжке материала. На значительном расстоянии от вершины трещины ее берега в цикле сжатия контактируют друг с другом, что приводит к выдавливанию материала в зоне 2 в направлении внешней поверхности образца.

Исследования образцов из закаленной и отпущенной стали *SCM 445H* (50 *HRC*) с трещинами, зародившимися в различных средах, свидетельствуют о том, что размер зоны пластической деформации в окрестности вершины трещины

(рисунок 7.15, зона 1) при испытаниях образцов в масле больше, чем на воздухе (рисунок 7.16). Отмеченная особенность обусловлена высоким уровнем остаточных растягивающих напряжений, возникающих в процессе гидравлического удара при динамическом смыкании берегов трещины. Развитый рельеф поверхности с малой долей участков со следами пластического течения позволяет сделать вывод о том, что присутствующая в трещине жидкая среда препятствует смыканию берегов трещины на этапе сжатия, способствуя высокой скорости разрушения материала (рисунок 7.17).

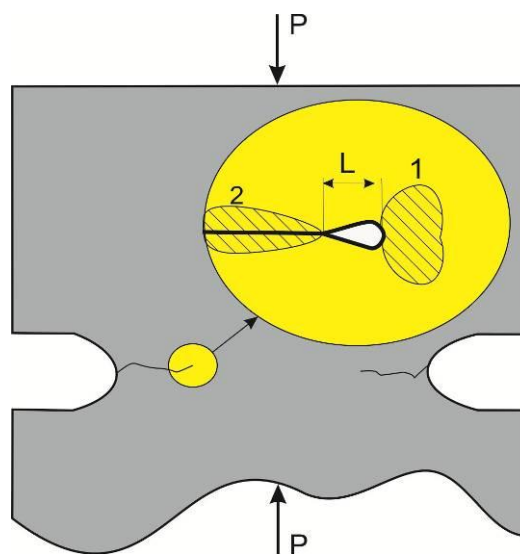


Рисунок 7.15 – Схема зон пластической деформации в вершине трещины

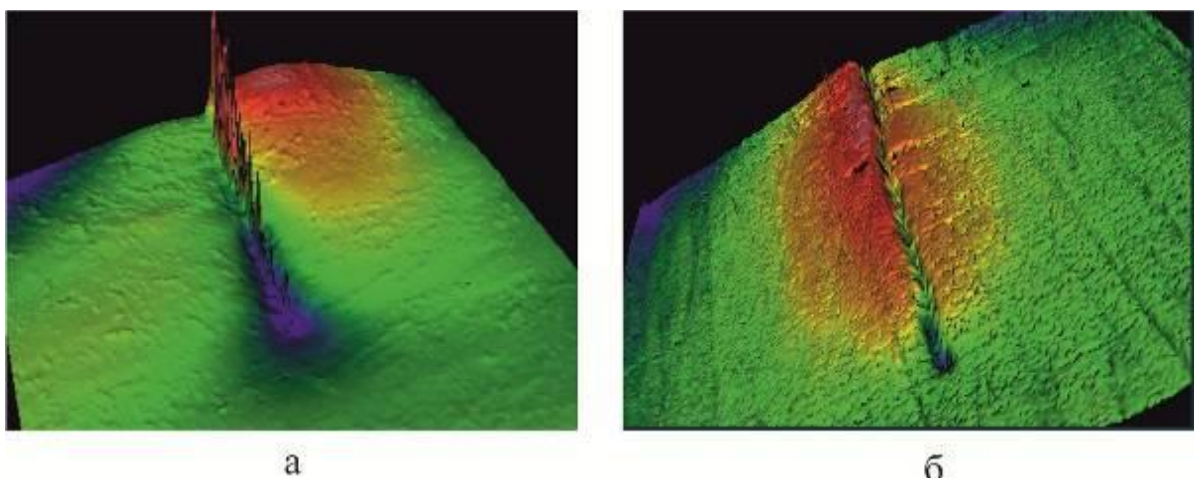


Рисунок 7.16 – Трехмерное изображение вершины трещины в образце из стали *SCM 445H (HRC 50)* при испытаниях в масле (а) и на воздухе (б)

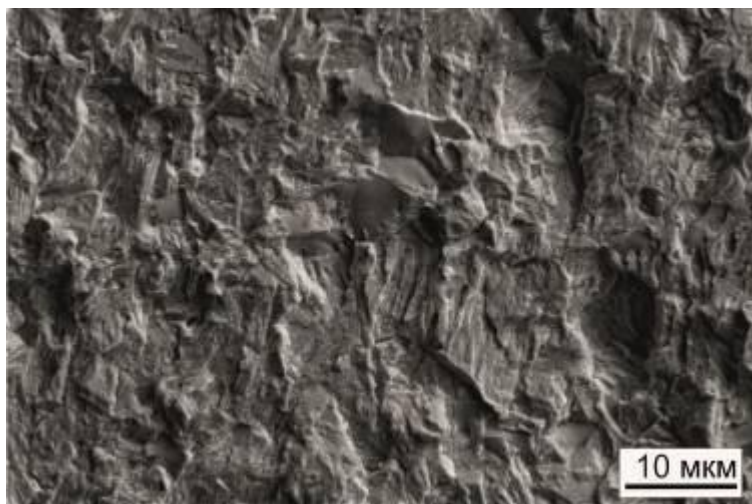


Рисунок 7.17 – Поверхность разрушения стального образца вблизи вершины растущей трещины (область L на рисунке 7.15)

При ударно-циклическом нагружении сжатием стальных образцов в присутствии различных сред скорость роста магистральной усталостной трещины не зависит от ее длины, а определяется условиями испытаний (рисунок 7.18).

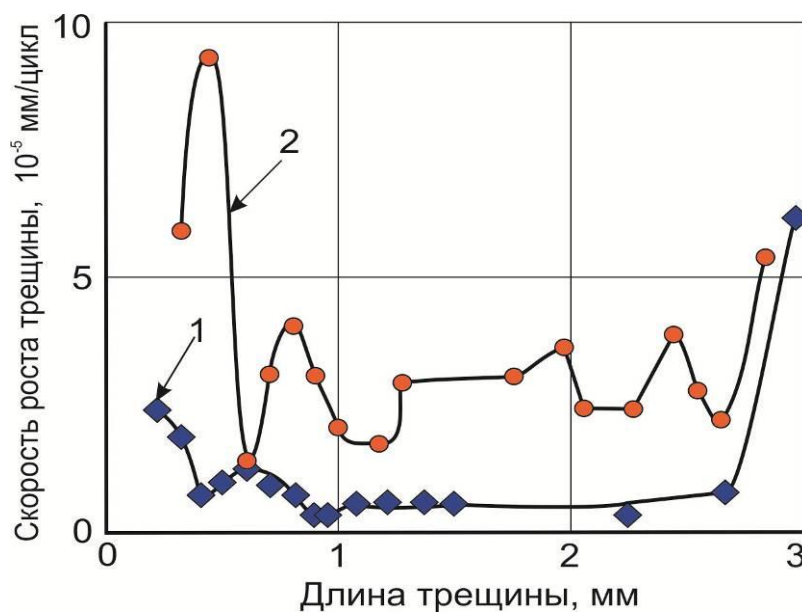


Рисунок 7.18 – Скорость роста трещин в образцах из стали *SCM 445H* на различном расстоянии от концентраторов напряжений при испытаниях на воздухе (1) и в воде (2)

Такой характер разрушения может быть объяснен тем, что в условиях циклического сжатия рост усталостной трещины определяется процессом накопления повреждений в локальной зоне пластического течения вблизи вершины трещины под действием остаточных растягивающих напряжений в период разгрузки материала. При реализации данного механизма разрушения величина зоны пластической деформации определяется не длиной трещины, а прочностными характеристиками материала, интенсивностью коррозионных процессов и гидродинамическим действием жидкости, находящейся в полости дефекта. Высокая скорость разрушения материала на начальном этапе обусловлена влиянием поля напряжений, формируемого механическим надрезом, а на заключительной стадии – проявлением изгибающих напряжений вследствие уменьшения поперечного сечения образца и снижения его жесткости.

Выводы по главе 7

1. Испытания стальных образцов, нагруженных по схеме многократного динамического сжатия в присутствии жидкой среды (воды, минерального масла или спирта) в 2-5 раз ускоряет процесс разрушения по сравнению с испытаниями на воздухе. Механизм и степень влияния внешней среды определяется ее кинематической вязкостью и коррозионной активностью. Наиболее негативное влияние на показатели усталостной долговечности сталей оказывает вода. Быстрое разрушение материалов в этой среде обусловлено интенсивным развитием процессов фреттинг-коррозии и анодного растворения материалов в вершине растущей трещины, сопровождающимся ростом остаточных растягивающих напряжений. В присутствии инертных сред, характеризующихся высокой кинематической вязкостью, таких как минеральное масло, интенсификация процессов разрушения связана с ростом напряжений, вызванным расклинивающим эффектом на стадии динамического сжатия деформируемого образца.

2. При динамическом сжатии в присутствии жидких сред процесс разрушения сталей характеризуется интенсивным образованием множества одновременно распространяющихся усталостных трещин как в зонах пластической деформации вблизи концентраторов напряжений, так и вблизи неметаллических включений у поверхности образца. Наиболее интенсивное образование и развитие системы периферийных трещин наблюдается при испытаниях высокопрочных сталей в коррозионно-активных средах. Рост периферийных трещин преимущественно происходит поперек образца, перпендикулярно действию сжимающей силы.

3. При испытаниях в жидкой среде магистральная усталостная трещина растет с более высокой скоростью, чем на воздухе. Увеличенная по размеру область пластической деформации, возникающая в окрестности ее вершины, является косвенным признаком роста локальных напряжений на этапе сжатия материала и, соответственно, повышения остаточных растягивающих напряжений в данной области на этапе разгрузки. По сравнению с испытаниями на воздухе при многократном динамическом сжатии в жидких средах зафиксирована более высокая скорость роста трещин вблизи поверхности, чем в глубине образцов. Однако во всех типах сред скорость роста магистральных трещин практически не зависит от их длины. Отмеченная особенность поведения материалов обусловлена тем, что в условиях циклического сжатия рост усталостной трещины определяется накоплением повреждений в области пластической деформации у вершины трещины, формирующейся под действием остаточных растягивающих напряжений в период разгрузки материала. При реализации такого механизма разрушения величина зоны пластической деформации определяется не длиной трещины, а зависит от степени стеснения пластической деформации материала, его прочностных характеристик, интенсивности коррозионных процессов в полости трещины и гидродинамического действия находящейся в ней жидкости.

4. Неметаллические включения, находящиеся в сталях, являются местами преимущественного зарождения микротрещин, ускоряют процессы коррозии и существенно снижают сопротивление материалов усталостному разрушению.

Склонность к образованию трещин зависит от формы, размера и морфологии неметаллических включений. Наиболее активно процессы зарождения и распространения трещин развиваются в сталях с коррозионно-активными неметаллическими включениями строчечного типа, ориентированными перпендикулярно направлению действующей сжимающей нагрузки. При этом магистральной может стать трещина, зародившаяся за пределами зоны пластической деформации в окрестности поверхностного механического концентратора напряжения.

ГЛАВА 8

ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

8.1 Повышение долговечности ударников отбойных молотков

Промышленные испытания метода объемного термического упрочнения, обеспечивающего созданием смешанной структуры в сталях, были проведены на Томском электромеханическом заводе им. В.В. Вахрушева. Метод использовали для упрочнения ударников (бойков), являющихся наиболее нагруженными деталями отбойных молотков типа МО-2. В серийном производстве ударники изготавливают из стали У8 с последующим упрочнением закалкой и отпуском при температуре 250 °С, что обеспечивает средние показатели их ресурса работы до разрушения не более 600 часов.

Для повышения эксплуатационных показателей отбойных молотков предложена замена стали У8 на сталь марки 5ХВ2С с последующим ее термическим упрочнением, основанном на мартенсито-бейнитном превращении переохлажденного аустенита. В процессе термической обработки в стали была сформирована высокопрочная структура в виде смеси 40 % отпущенного мартенсита и 60 % нижнего бейнита, обеспечивающая высокий уровень сопротивления ударно-усталостному разрушению. По разработанной технологии изготовлена опытная партия ударников отбойных молотков типа МО-2. Сравнительные испытания молотков с серийными и опытными ударниками, проведенные на шахтах Донецкого угольного бассейна, показали, что применение стали 5ХВ2С и новой технологии термического упрочнения позволяет избежать случаев аварийного разрушения ударников и увеличить срок их службы в 1,5 раза (до 900 часов) по сравнению с серийными образцами.

8.2 Применение новых методов упрочнения тяжело нагруженных деталей энерговооруженных погружных пневмоударников

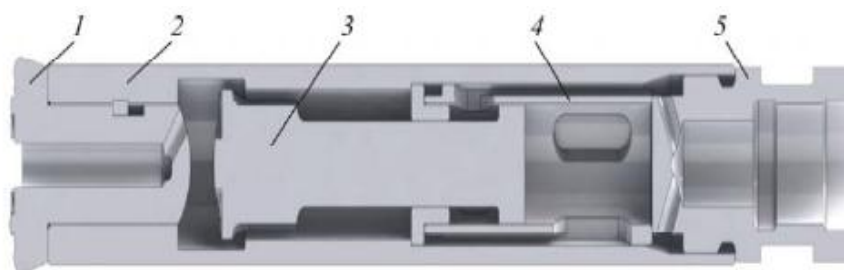
Результаты исследований процессов разрушения в условиях многократного динамического сжатия и предложенные в работе методы повышения конструктивной прочности стали представляют практический интерес при разработке новых видов энерговооруженных машин ударно-вращательного действия. Такого рода установки считаются одним из наиболее эффективных видов оборудования, обеспечивающих бурение с минимальной энергоемкостью при максимальной скорости проходки скважин [1]. Однако высокий уровень действующих нагрузок, контакт деталей с разрушаемым материалом и агрессивными средами являются факторами, приводящими к выходу оборудования из строя. В машинах данного типа наиболее нагруженные детали – ударники работают на пределе своих возможностей. По этой причине сплавы, используемые для изготовления ударников, должны обладать повышенным комплексом механических свойств (увеличенной прочностью, сопротивлением усталостному разрушению и поверхностному выкрашиванию, высоким уровнем износостойкости).

В настоящее время в России нет опыта серийного производства новых видов высокопроизводительного оборудования, использующего принцип ударно-вращательного бурения и работающего на сжатом воздухе высокого давления. При добыче полезных ископаемых используют зарубежную технику производства Швеции, Южной Кореи, Китая и ряда других стран. По данным Института горного дела СО РАН в России в настоящее время эксплуатируется около 200 буровых станков с пневмоударниками, работающими на высоком давлении. Паспортный ресурс работы зарубежных установок составляет около 1000 часов машинного времени, а фактический – в два-три раза ниже [324, 325].

Результаты исследований процессов разрушения металлических материалов, технические предложения по повышению конструктивной прочности

сталей, а также практические рекомендации по выбору марок сталей и режимов их термического упрочнения, изложенные в диссертационной работе, использованы сотрудниками лаборатории бурения и технологических импульсных машин Института горного дела СО РАН при разработке новых образцов энерговооруженных машин ударного действия.

С использованием обоснованных в работе решений проведено упрочнение бойков опытных образцов пневмоударников-расширителей скважин П155Р и погружных пневмоударников ПВ 170М, предназначенных для бурения новых и расширения ранее сформированных скважин на станках высокого давления (рисунок 8.1). Бойки (рисунок 8.2), изготовленные из высококачественной стали 40Х2Н2МА, были упрочнены по технологии, обеспечивающей формирование смешанной мартенсито-бейнитной структуры.



а



б

Рисунок 8.1 – Конструктивная схема (а) и внешний вид (б) погружного пневмоударника повышенного давления ПВ 170М. 1 – коронка, 2 – корпус, 3 – боек, 4 – гильза, 5 – букса

Новый тип пневмоударника – расширителя скважин П155Р был испытан на рудниках ООО “Евразруда”. Проведенные на стадии испытаний измерения показали, что средняя скорость бурения составляет 100-110 мм/мин, что почти в 1,5 раза превышает показатели, которые обеспечивает серийный пневмоударник П150С. С использованием экспериментальной установки было пробурено 1200 погонных метров скважины, что почти в 3 раза больше по сравнению серийными пневмоударниками П150, выпускаемыми Серовским механическим заводом.



а



б

Рисунок 8.2 – Внешний вид бойков (ударников) экспериментальных погружных пневмоударников П155Р (а) и ПВ 170М (б)

Пневмоударник ПВ 170М прошел комплексную проверку рабочих параметров в производственных условиях на объектах ООО “Сибирская горная компания”. Бурение скважин осуществлялось в граните крепостью $f = 12 - 14$ по шкале Протодяконова на карьере “Борок” г. Новосибирска (рисунок 8.3) и на Коенском каменном карьере Тогучинского района Новосибирской области в диабазе крепостью $f = 14 - 16$ (рис. 7.3 б). Для бурения использовали буровой станок SWDB165. Давление сжатого воздуха в магистрали было равным 1,4 МПа. Средняя скорость проходки скважины в этих условиях составила 350 мм/мин.

По окончании предварительных испытаний пневмоударник ПВ 170М был передан в ООО “Горно-техническая компания “Сибирь” для эксплуатации на шведских буровых станках CM760D (давление 1,6 МПа) и ROC L8 (давление 2,4

МПа). Проходка скважин осуществлялась в поселке Ложок Новосибирской области на карьере Искитимского карьероуправления. Скважины бурились в мраморизированных известняках крепостью $f = 11 - 13$. В ходе работ было пробурено 22 скважины диаметром 170 мм. Скорость проходки составила 400 мм/мин. В сравнении с пневмоударником шведской конструкции *SD6* скорость бурения пневмоударником ПВ 170М сопоставима, а в ряде превышала показатели зарубежного аналога. Всего за время испытаний пневмоударником ПВ 170М пробурено более 600 погонных метров скважин с сохранением работоспособности, что сопоставимо с лучшими образцами зарубежной буровой техники.

Новые погружные пневмоударники и расширители скважин (до диаметра 250 мм), в которых реализованы результаты работы, обеспечивают увеличение энергии удара и скорости бурения до 50 % по сравнению с существующими отечественными аналогами [326]. Использование новых методов упрочнения позволило в два раза повысить ресурс работы и на 50 % уменьшить эксплуатационные затраты новых образцов погружных пневмоударников и расширителей скважин повышенной мощности.

Результаты, полученные при выполнении диссертационной работы, были использованы при разработке высокоэффективного энерговооруженного бурового оборудования ударно-вращательного действия, предназначенного для проходки скважин в массиве прочных горных пород. Выпуск этого оборудования на предприятиях РФ и широкое применение в практике буровых работ дает основания для усиления конкурентных позиций отечественной техники и развития прорывных технологий в горнодобывающей отрасли.

Результаты диссертационной работы внедрены в процесс производства деталей топливной аппаратуры на Алтайском заводе прецизионных изделий. Результаты проведенных исследований использованы при выборе рациональных режимов обработки корпусов распылителей и втулок плунжеров. Показатели усталостной прочности деталей ответственного назначения возросли не менее чем на 25 %.

Акты об использовании результатов исследований в производственной деятельности на Томском электромеханическом заводе им В.В. Вахрушева, ООО «Сибирская горная компания», ООО «Алтайский завод прецизионных изделий» и ИГД СО РАН представлены в приложениях Б-Д.



Рисунок 8.3 – Пневмоударник ПВ 170М, установленный на буровом станке *SWDB165*

8.3 Применение полученных результатов в учебном процессе

Результаты диссертационной работы используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете на механико-технологическом факультете при реализации образовательных программ бакалавриата по направлениям 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» и 28.03.02 «Наноинженерия» при чтении лекций, проведении практических и лабораторных работ по дисциплинам «Физические и механические свойства материалов», «Прогрессивные материалы и технологии», «Физические основы прочности, пластичности и разрушения». Акт об использовании результатов диссертационной работы в учебном процессе представлен в приложении Е.

Выводы по главе 8

На основании результатов проведенных исследований и промышленных испытаний разработаны эффективные технологические решения по повышению безотказности и долговечности тяжело нагруженных деталей энерговооруженных ударных машин. На способ высокотемпературной термомеханической обработки стальных изделий с мартенсито-бейнитным превращением аустенита получен патент на изобретение Российской Федерации. Результаты исследований, представленных в диссертационной работе, используются в АО «Томский электромеханический завод им В.В. Вахрушева», ООО «Сибирская горная компания», ООО «Алтайский завод прецизионных изделий», Институте горного дела СО РАН, а так же в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при реализации образовательных программ в области материаловедения и нанотехнологий.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе выполнения диссертационной работы разработан и практически использован комплекс испытательного оборудования, позволяющий изучать процессы разрушения материалов и проводить сравнительный анализ эффективности способов различных способов термического и термомеханического упрочнения стали в условиях, приближенных к условиям эксплуатации деталей ударных машин. Примененный в работе подход к исследованию процессов ударно-усталостного разрушения основан на подробном изучении отдельных факторов, оказывающих наиболее значимое влияние на процессы зарождения и распространения усталостных трещин, выяснении связей и зависимостей между элементами системы «состав – структура – свойства». Предложен механизм, позволяющий объяснить зарождение и рост усталостных трещин при многократном воздействии на материал ударных импульсов сжатия. При выполнении исследований особое внимание уделено разработке новых методов термического и термомеханического упрочнения стали, основанных на принципах формирования в сталях высокопрочной смешанной структуры, обладающей повышенным уровнем ударной вязкости и трещиностойкости.

Выполненные в работе модельные исследования и натурные испытания сталей, характеризующихся различной степенью чистоты, позволили оценить влияние морфологии, формы и размера неметаллических включений на процессы зарождения и распространения усталостных трещин в условиях нагружения по схеме многократного динамического сжатия. Особый интерес представляют результаты, свидетельствующие о существенном влиянии внешней среды на усталостную долговечность деталей горных машин, эксплуатирующихся в условиях динамического сжатия. Выявлены основные причины повышения остаточных растягивающих напряжений и особенности распространения трещин при динамическом нагружении сталей в жидких средах. Разработаны практические рекомендации по рациональному выбору сталей для изготовления деталей ударных механизмов.

Полученные результаты позволили сделать следующие выводы

1. На основании проведенных исследований разработан оригинальный комплекс испытательного оборудования, обладающий высокой надежностью и стабильными параметрами ударного нагружения, позволяющий проводить испытания материалов по схемам ударно-циклического сжатия и изгиба с максимальной энергией удара до 8 Дж и частотой до 600 ударов в минуту. Используемый в работе подход обеспечивает достоверность получаемых результатов и позволяет выполнять сравнительный анализ процессов разрушения изучаемых сплавов и эффективности способов их упрочнения, а также исследовать влияние параметров внешнего силового воздействия на поведение сталей при их ударно-усталостном нагружении.

2. В циклически сжимаемых образцах могут зарождаться и расти усталостные трещины, приводящие к их полному разрушению. Развитие трещин обеспечивается растягивающими напряжениями, возникающими в окрестности фронта движущихся дефектов на стадии разгрузки материала. Величина остаточных напряжений зависит от параметров зон упругопластической деформации, сформированных вблизи надрезов или движущихся трещин при воздействии сжимающей силы. Наиболее интенсивные процессы пластического течения, обеспечивающие ускоренное зарождение и быстрый рост усталостных трещин, развиваются вблизи поверхности деформируемых объектов в зонах концентрации механических напряжений. В глубине материала распространение дефекта обеспечивается наличием участка (незамкнутого фрагмента) трещины вблизи ее фронта, на котором на стадии сжатия не происходит смыкания противоположных берегов излома.

3. В процессе нагружения образцов по схеме ударно-циклического сжатия скорость распространения усталостных дефектов максимальна на начальном этапе. При продвижении трещин вглубь образцов их скорость уменьшается в 10-20 раз и стабилизируется на низком уровне. При этом устраняется зависимость скорости продвижения трещины от ее длины и оставшегося целым поперечного сечения деформируемого объекта. Уровень

растягивающих напряжений в вершине магистральной трещины, распространяющейся вдали от поверхности деформируемого объекта, длительное время остается стабильно невысоким, что обеспечивает малую площадь зоны долома, которая обычно не превышает пяти - семи процентов от номинальной площади поперечного сечения. В стальных деталях процессы накопления усталостных повреждений вблизи фронта трещины развиваются под действием максимальных касательных напряжений и соответствуют сдвиговой модели деформации и разрушения материала. Об этом свидетельствует формирование на изломах объектов поверхностного рельефа с бороздками, характерными для усталостного разрушения металлических материалов.

4. При ударно-усталостном нагружении материалов проявляется несколько факторов, способствующих дополнительному росту остаточных растягивающих напряжений. Один из них связан с несовпадением элементов рельефа при смыкании противоположных берегов трещины. К усилению расклинивающего эффекта и ускорению процесса усталостного разрушения динамически нагруженных деталей приводит выкрашивание пластически упрочненных слоев материала и заполнение полости магистральной трещины продуктами разрушения, формирующимися по механизму фреттинг-коррозии. Доминирующий фактор ударно-усталостного разрушения зависит условий внешнего нагружения, прочностных характеристик и структурного состояния стали. На различных стадиях продвижения усталостных трещин факторы, определяющие характер поведения материалов, могут изменяться.

5. Для изготовления тяжелонагруженных деталей ударных машин наиболее рационально использовать стали с содержанием углерода 0,45-0,8 %. Наивысший уровень усталостных свойств закаленных и отпущенных сталей обеспечивает температура отпуска 300 °С, что соответствует их твердости 48-52 *HRC*. Высокое сопротивление усталостному разрушению имеют стали со структурой нижнего бейнита, сформированной закалкой с изотермическим превращением аустенита в промежуточной области. Они обладают полуторакратным преимуществом в трещиностойкости по сравнению со сталями,

находящимися в закаленном и отпущенном состоянии (при аналогичном уровне твердости 37-40 HRC). В то же время стали, подвергнутые изотермической закалке, не обладают высоким уровнем прочностных характеристик, что делает невозможным применение данного технологического процесса для упрочнения деталей энерговооруженных ударных механизмов.

6. Одним из эффективных способов повышения конструктивной прочности сталей является термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением аустенита, которая позволяет формировать смешанную структуру, обеспечивающую высокие показатели прочностных свойств и сопротивления усталостному разрушению. Важным достоинством термообработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита является возможность изменения в широких пределах свойств стали за счет варьирования объемного соотношения и морфологии получаемых в процессе превращения структурных составляющих. Для изготовления тяжело нагруженных деталей ударных механизмов наиболее оптимальной является структура, состоящая из 40 % отпущенного мартенсита и 60 % нижнего бейнита

7. Для повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей ударных машин перспективными являются технологические процессы, при реализации которых в сталях формируется высокопрочная структура, состоящая из кристаллов α -фазы, разделенных тонкими прослойками вязкого метастабильного остаточного аустенита, обладающего в процессе пластического течения способностью к мартенситному превращению. Применение сталей со структурой наноструктурированного бейнита, а также сталей, для упрочнения которых использован технологический процесс Q&P (Quenching and Partitioning) позволяет обеспечить высокие прочностные характеристики сталей и 1,5-2 раза повысить их сопротивление распространению трещин.

8. Разработан и запатентован новый способ высокотемпературной термомеханической обработки с мартенсито-бейнитным превращением аустенита (ВТММБ), при реализации которого в легированной стали 40X2H2MA проявляется эффект формирования градиентной (полосчатой) структуры из

чередующихся зон отпущенного мартенсита и нижнего бейнита. Условием, способствующим образованию полосчатой структуры, является незавершенность рекристаллизационных процессов в деформированном легированном аустените, развивающихся на стадии последеформационной выдержки. Сталь, упрочненная по технологии ВТММБ, при сопоставимых прочностных характеристиках по показателям ударной вязкости и трещиностойкости в два раза превосходит закаленную и отпущенную сталь и в полтора раза сталь, обработанную по технологии высокотемпературной термомеханической обработки.

9. Эффективным способом увеличения ударной мощности погружных пневмударников является повышение частоты динамического нагружения с использованием бойков уменьшенной массы. При конструировании пневмударников малого диаметра такой подход может быть реализован с применением для изготовления бойков высокопрочных титановых сплавов, характеризующихся низким удельным весом. В соответствии с результатами промышленных испытаний пневмударника АШ43 применение титановых сплавов для изготовления бойков пневмударников позволяет в 1,5 раза повысить ударную мощность и на 30 % увеличить скорость бурения по сравнению с пневмударниками, оснащенными стальными бойками.

10. Установлено, что в условиях многократного динамического сжатия загрязненность сталей неметаллическими включениями негативно влияет на ее сопротивление усталостному разрушению. Основным фактором, влияющим на долговечность стали, является тип содержащихся в ней включений. Результаты численного моделирования и экспериментальные данные свидетельствуют о том, что максимальная концентрация локальных напряжений в основном материале наблюдается вблизи пор и низкопрочных пластичных включений. Наименее опасными являются твердые высокопрочные включения, в окрестности которых уровень локальных напряжений ниже среднего значения в стали. Отмеченные факторы позволяют определять высокопрочные твердые включения при данном типе нагружения как менее опасные дефекты строения по сравнению с пластичными низкопрочными частицами.

11. Экспериментальные исследования по влиянию внешней среды на сопротивление сталей усталостному разрушению в условиях циклического сжатия показали, что наличие на поверхности стальных образцов жидкой среды (воды, минерального масла или спирта) в 2-5 раз ускоряет процесс разрушения материала по сравнению с испытаниями на воздухе. Наиболее негативное влияние на показатели усталостной долговечности образцов оказывает вода. Быстрое разрушение сталей в этой среде обусловлено интенсивным развитием процессов фреттинг-коррозии в вершине растущей трещины. В инертных средах с высокой кинематической вязкостью, например, в минеральном масле, интенсификация процессов разрушения обусловлена ростом локальных напряжений в окрестности вершины усталостной трещины на этапе сжатия материала и повышением остаточных растягивающих напряжений в этой области на этапе разгрузки в результате микрогидравлических ударов.

12. На основании результатов проведенных исследований и промышленных испытаний разработаны эффективные технологические решения по повышению безотказности и долговечности деталей энерговооруженных ударных машин. На способ высокотемпературной термомеханической обработки стальных изделий с мартенсито-бейнитным превращением аустенита получен патент на изобретение Российской Федерации. Результаты исследований, представленных в диссертационной работе, используются Институтом горного дела СО РАН, АО «Томский электромеханический завод им В.В. Вахрушева», ООО «Сибирская горная компания», ООО «Алтайский завод прецизионных изделий», а также Новосибирским государственным техническим университетом при реализации образовательных программ в области материаловедения.

Рекомендации, перспективы и дальнейшие направления исследований

Особенности разрушения материалов в условиях ударно-усталостного нагружения представляют научный и практический интерес для широкой аудитории материаловедов, а также для специалистов в области конструирования ударных машин и буровой техники. Необходимость продолжения работ по

созданию новых типов энерговооруженных ударных машин и актуальность проведения научных исследований, ориентированных на получение новых материалов, обеспечивающих высокие показатели долговечности и безотказности горношахтного оборудования, неоднократно отмечалась в трудах международных и всероссийских научно-технических конференций. Проведенные в работе исследования показали перспективность технологических решений, позволяющих повысить конструктивную прочность сталей на основе комплексного подхода, включающего подробный анализ системы «состав – структура - свойства» с последующей оценкой работоспособности материалов в составе реальных конструкций. Особое внимание в будущих исследованиях предполагается уделять вопросам разработки новых методов объемного упрочнения сталей с формированием в них смешанных высокопрочных структур, в том числе с высоким содержанием остаточного аустенита; определению технологических режимов, обеспечивающих рациональную морфологию и оптимальное соотношение структурных составляющих при различных условиях нагружения; изучению кинетики трансформационного превращения переохлажденного аустенита в условиях многократного динамического сжатия.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ΔK_{th} – пороговое значение коэффициента интенсивности напряжений;

ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений;

$\Delta K_{internal}$ – размах коэффициента интенсивности напряжений вблизи внутренних (*internal*) включений;

$\Delta K_{surface}$ – размах коэффициента интенсивности напряжений вблизи поверхностных (*surface*) включений;

$\Delta\sigma$ – диапазон изменения внешних напряжений;

K_{IC} – вязкость разрушения;

l – длина трещины;

Q&P обработка – технологический процесс, получивший за рубежом название *Q&P (Quenching and Partitioning)*, в результате которого в стали формируется структура, состоящая из прочных мартенситных кристаллов и дисперсных пластин остаточного аустенита, расположенных по их границам;

R – коэффициент асимметрии цикла;

V – скорость роста усталостной трещины;

δ – относительное удлинение образца при растяжении;

$\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести при растяжении образца;

σ_b – предел прочности (временное сопротивление разрыву) при растяжении;

$\sigma_{сж}$ – нормальное сжимающее напряжение;

φ – относительное сужение площади поперечного сечения образца при растяжении;

ВТМИЗО – высокотемпературная термомеханическая изотермическая обработка с бейнитным превращением;

ВТММБ – высокотемпературная термомеханическая обработка со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита;

ВТМО – высокотемпературная термомеханическая обработка;

E – модуль упругости первого рода;

ИЗО – изотермическая закалка с выдержкой в области промежуточного превращения аустенита;

КДУР – кинетическая диаграмма усталостного разрушения;

КИН – коэффициент интенсивности напряжений;

K_{\max} – максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений;

K_{\min} – минимальное значение коэффициента интенсивности напряжений;

МБ – термическая обработка со смешанным мартенсито-бейнитным превращением аустенита.

СЛОВАРЬ ТЕРМИНОВ

Затупление трещины: уменьшение остроты трещины в результате развития пластической деформации материала в окрестности ее вершины.

Зона долома: участок излома, соответствующий конечной стадии разрушения.

Зона монотонной пластической деформации (*monotonic plastic zone*): область материала в окрестности надреза, в которой материал пластически деформируется на этапе сжатия.

Зона реверсивной пластической деформации (*reversed flow plastic zone*): область пластически деформированного материала, формирующаяся в окрестности надреза, в которой реализуется знакопеременный цикл деформации во время полуциклов нагружения и разгрузки.

Квазискол: механизм внутризеренного квазихрупкого разрушения, характеризующийся распространением трещины преимущественно путем разделения металла по плоскостям, не совпадающим с кристаллографическими плоскостями зерен.

Конструктивная прочность: термин, предложенный Я.Р. Раузиным и Е.А. Шуром. Подразумевает обобщенную характеристику материала, определяющую комплекс его механических свойств в условиях, максимально приближенных к эксплуатационным.

Короткая трещина (*short crack*) : трещина, распространяющаяся в поле напряжений, созданном очагом ее зарождения, длина которой не превышает максимальный размер зоны пластической деформации, формируемой в окрестности очага.

Магистральная трещина: трещина, приводящая к окончательному разрушению образца.

Микротрещина: трещина, длина которой не превышает размер структурных элементов в материале, например, величину зерна.

Нанобейнит: дисперсная бейнито-аустенитная структура, с высоким содержанием остаточного аустенита в форме прослоек толщиной более 1 мкм, расположенных между бейнитными кристаллами.

Незамкнутый фрагмент трещины: термин, предложенный А.П. Шабановым, который обозначает область в вершине трещины, где отсутствует контакт противоположных берегов при сжатии. В этом случае трещина ведет себя подобно концентратору с постоянным раскрытием берегов.

Отраженная волна деформации: волна деформации, отраженная от границы детали, отличающаяся обратной фазой и противоположным направлением распространения.

Очаг разрушения: место зарождения разрушения, наблюдаемое на изломе образца.

Сепаратная (вторичная) трещина: трещина вблизи поверхности разрушения, ответвленная от магистральной трещины.

Скол: механизм хрупкого разрушения, характеризующийся распространением трещины путем разделения (раскалывания) металла по определенным кристаллографическим плоскостям (внутризеренный скол) или границам зерен (межзеренный скол), а также по границам субструктурных элементов, межфазным границам. При разрушении путем скола образуется микрорельеф, состоящий из фасеток внутризеренного или межзеренного скола с ручьистым узором и язычками (или без них) и ступенек скола.

Смешанная структура: структура, состоящая из нескольких составных частей с различными свойствами.

Ступенька: элемент микрорельефа излома прямолинейной или изогнутой формы, образующийся при соединении двух микроповерхностей разрушения, расположенных на разных уровнях.

Температура предварительного охлаждения: температура в диапазоне между началом и концом мартенситного превращения, которая определяет количество кристаллов (объемную долю) мартенсита, выделяющихся из переохлажденного аустенита.

Тяжелонагруженные детали ударных механизмов: детали ударных механизмов, работающие при больших скоростях и высоком уровне действующих напряжений. Наиболее нагруженными деталями в ударных механизмах являются бойки, буровые штанги и инструмент.

Ударная волна деформации (применительно к деталям ударных машин): продольная волна деформации, которая возникает в деталях при ударе и сопровождается незначительными поперечными деформациями, которыми в силу малости пренебрегают при решении практических задач продольного удара.

Ударная мощность: мощность ударной машины, рассчитанная умножением энергии удара на частоту нагружения.

Ударное нагружение: вид нагружения, при котором силы инерции деталей соизмеримы с внешними силами и реакциями связей механической системы. Характеризуется быстрой скоростью роста сил, достигающей 10^6 - 10^8 Н/с.

Ударный импульс (импульс ударной силы): векторная физическая величина, условно равная произведению среднего значения силы на ее продолжительность.

Усталостные бороздки: элемент микрорельефа усталостного излома в виде повторяющихся удлиненных впадин и выступов, не пересекающихся между собой и ориентированных перпендикулярно локальному направлению развития трещины на данном микроучастке.

Усталостные линии: линии на усталостном изломе, близкие по форме к концентрическим, образующиеся в процессе роста усталостной трещины и представляющие собой расходящиеся от очага разрушения отметки фронта трещины на определенной стадии ее развития.

Фасетка: элемент поверхности разрушения с четкими границами, лежащий в одной или близких плоскостях.

Фасетка квазискола: относительно ровный (плоский) участок разрушения, не всегда ориентационно связанный с плоскостями скола и характеризующийся тем, что наряду с элементами хрупкого разрушения имеет признаки пластической деформации (гребни). Фасетка квазискола имеет менее четкие границы, чем

фасетка скола. Разрушение развивается преимущественно от центральной части фасетки к периферии.

Фасетка скола: фасетка, образующаяся в результате хрупкого разрушения по определенным кристаллографическим плоскостям (плоскостям скола), в пределах которой разрушение развивается в одном направлении.

Фронт трещины: поверхность раздела, отделяющая вершину трещины от неразрушенного материала.

Храповый узор: система сходящихся ступенек, образующихся в плоскости излома в результате разрушения перемычек между микротрещинами, распространяющимися по разным кристаллографическим плоскостям.

Центральный удар: удар, при котором линия действия ударного импульса, приложенного к телу, проходит через его центр масс. Детали ударных машин обычно имеют симметричную форму, поэтому применительно к ним под центральным ударом понимают условия, при которых линия действия ударного импульса совпадает с осью симметрии бойка и инструмента и проходит через центр симметрии площадки их контакта.

Энерговооруженность: показатель, равный отношению мощности ударной машины к ее весу (удельная мощность).

Ямки: микроуглубления на поверхности разрушения, представляющие собой вскрытые поверхности микропустот, образующиеся в процессе пластического течения металла.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Повышение эффективности и долговечности импульсных машин для сооружения протяженных скважин в породных массивах / Б. Н. Смоляницкий, А. А. Репин, Б. Б. Данилов [и др.]; отв. ред. Б.Ф. Симонов; Рос. акад. наук, Сиб. отд-ние, Ин-т горного дела им. Н. А. Чинакала, СКТБ «Наука» КНЦ, Ин-т химии твердого тела и механохимии и др. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2013. – 204 с. (Интеграционные проекты СО РАН; вып. № 43). – Текст : непосредственный.
2. Алексеев, С. Е. Создание пневматических буровых снарядов для проходки скважин увеличенного диаметра / С. Е. Алексеев, А. А. Репин, Г. А. Пятнин. – Текст : непосредственный // Горное оборудование и электромеханика. – 2006. – № 5. – С. 25–27.
3. Липин, А. А. Перспективные пневмоударники для бурения скважин / А. А. Липин. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2005. – № 2. – С. 74–78.
4. Червов, В. В. Перспективы совершенствования пневмоударных машин для строительных технологий / В. В. Червов. – Текст : непосредственный // Фундаментальные проблемы формирования техногенной геосреды : тр. конф. с участием иностранных ученых (28 июня – 2 июля 2010) : в 3 т. – Т. III. Машиноведение. – Новосибирск : Изд-во ин-та Горного дела СО РАН, 2010. – С. 59–65.
5. Влияние энергетических параметров погружного пневмоударника на технико-экономические показатели бурения скважин с одновременной обсадкой / В. В. Тимонин, С. Е. Алексеев, В. Н. Карпов, Е. М. Черниенков. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2018. – № 1. – С. 61–70.
6. Суднишников, Б. В. Исследование и конструирование пневматических машин ударного действия / Б. В. Суднишников, Н. Н. Есин, К. К. Тупицын. – Новосибирск : Наука, 1985. – 134 с. – Текст : непосредственный.

7. Иванов, К. И. Техника бурения при разработке месторождений полезных ископаемых / К. И. Иванов, В. А. Латышев, В. Д. Андреев. – Москва : Недра, 1987. – 272 с. – Текст : непосредственный.
8. Fry, P. R. *Loads and Stresses—The Real Cause of Failures in Surface Mining Machinery* / P. R. Fry // *Practical Failure Analysis*. – 2003. – Vol. 3(2), April. – P. 7–14.
9. *Surface Mining Machines: Problems of Maintenance and Modernization* / E. Rusiński, J. Czmochoowski, P. Moczko, D. Pietrusiak. – Springer, 2017. – 176 p.
10. Исаков, А. Л. Задача о расширении грунтовой полости при бестраншейной замене подземных коммуникаций / А. Л. Исаков, А. Е. Земцова. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 1998. – №3. – С. 95–100.
11. Малков, О. Б. Расчет ударных импульсов в ступенчатых стержневых системах : монография / О. Б. Малков. – Омск, 2000. – 112 с. – Текст : непосредственный.
12. Соколинский, В. Б. Машины ударного разрушения : (основы комплексного проектирования) / В. Б. Соколинский. – Москва : Машиностроение, 1982. – 185 с. – Текст : непосредственный.
13. Раузин, Я. Р. Конструктивная прочность стали / Я. Р. Раузин, Е. А. Шур. Москва : Машиностроение, 1975. – 57 с. – Текст : непосредственный.
14. Ряшенцев, Н. П. Теория, расчет и конструирование электромагнитных машин ударного действия / Н. П. Ряшенцев, Е. М. Тимошенко, А. В. Фролов. – Новосибирск : Наука, СО РАН, 1970. – 259 с. – Текст : непосредственный.
15. Ушаков, Л. С. Импульсные технологии и гидравлические ударные механизмы / Л. С. Ушаков. – Орел : Изд-во ОрелГТУ, 2009. – 252 с. – Текст : непосредственный.
16. Пневмопробойники / К. С. Гурков, В. В. Климашко, А. Д. Костылев [и др.]. – Новосибирск : Изд-во ИГД СО РАН, 1990. – 217 с. – Текст : непосредственный.

17. Тушинский, Л. И. Структурная теория конструктивной прочности материалов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2004. – 400 с. – Текст : непосредственный.
18. Еремьянц, В. Э. Ударные процессы в буровых автоматах : специальность 05.05.06. «Горные машины» : автореф. дис. на соиск. учен. степ. д-ра техн. наук / В. Э. Еремьянц. – Москва, 1985. – 48 с. – Текст : непосредственный.
19. Алимов, О. Д. Удар. Распространение волн деформаций в ударных системах / О. Д. Алимов, В. К. Манжосов, В. Э. Еремьянц. – Москва : Наука, 1985. – 358 с. – Текст : непосредственный.
20. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшкин. – Москва : ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с. – Текст : непосредственный.
21. *Tanaka, T. Development of a Hydraulic Spring-Type, High-Speed Impact Fatigue Testing Machine and the Experimental Results / T. Tanaka, H. Nakayama, T. Mori // JSME International Journal. – Series 1, Solid mechanics, strength of materials. – 1988. – Vol. 31 (4). – P. 760–767.*
22. *Pingsheng, Y. Low-cycle impact fatigue of mild steel and austenitic stainless steel / Y. Pingsheng, Z. Huijiu // Int. J. Fatigue. – 1994. – Vol. 16, Is. 8. – P. 567–570.*
23. *Tanaka, T. Effect of loading time on high-cycle range impact fatigue strength and impact fatigue crack growth rate / T. Tanaka, K. Kinoshita, H. Nakayama // JSME Int. Journal. – Series 1, Solid mechanics, strength of materials. – 1992. – Vol. 35, Is. 1. – P. 108–116.*
24. *Yu, Jie. The Impact-Fatigue Fracture of Metallic Materials / Jie Yu, Peter K. Liaw, M. Huang // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS). – 1999. – April, Vol. 51, Is. 4. – P. 15–18.*
25. Топоров, Г. В. Проблема усталости металлических материалов при ударном циклическом нагружении / Г. В. Топоров. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин

ударного действия : сб. статей / под ред. Г. В. Топорова. – Томск : Изд-во Том. гос. ун-та. – С. 27–32.

26. Кинетические закономерности разрушения углеродистых сталей при ударно-циклическом нагружении / Л. Р. Ботвина, В. А. Иванской, А. Я. Малолетнев [и др.] – Текст : непосредственный // Проблемы прочности. – 1986. – № 9. – С. 11–16.

27. Иванской, В. А. Кинетика процесса и механизмы разрушения некоторых конструкционных сталей в условиях ударно-циклического нагружения : специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» : автореф. дис. на соискание ученой степени кандидата техн. наук / Иванской В. А. ; АН СССР, Ин-т металлургии им. А. А. Байкова. – Москва, 1989. – 17 с. – Текст : непосредственный.

28. Ботвина, Л. Р. Разрушение : кинетика, механизмы, общие закономерности / Л. Р. Ботвина ; Российская акад. наук, Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова. – Москва : Наука, 2008. – 333 с. – Текст : непосредственный.

29. Ботвина, Л. Р. Кинетика разрушения стали 45 при ударно-циклическом нагружении / Л. Р. Ботвина, В. А. Иванской. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1985. – № 6. – С. 27–29.

30. Shul'ginov, B. S. Impact fatigue of low-alloy steels and their welded joints at low temperature / B. S. Shul'ginov, V. V. Matveyev // International Journal of Fatigue. – 1997. – Sept.–Oct., Vol. 19, Is. 8–9. – P. 621–627.

31. Козырев, Г. В. Влияние характера нагружения на усталостную прочность цементированных образцов / Г. В. Козырев, Г. В. Топоров. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин ударного действия : сб. статей / под ред. Г. В. Топорова. – Томск : Изд-во Том. гос. ун-та, 1969. – С. 33–39.

32. Морозова, В. В. Сопротивление усталостному разрушению стали X12 при ударном и плавном циклическом нагружении / В. В. Морозова, Г. В. Топоров. – Текст : непосредственный // Изв. ТПИ. – 1976. – Том 224. – С. 69–71.

33. Тетерин, Н. А. Влияние скорости нагружения на чувствительность стали к надрезу при испытании на усталость / Н. А. Тетерин, Г. В. Топоров. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин ударного действия : сб. статей / под ред. Г. В. Топорова. – Томск : Изд-во Том. гос. ун-та, 1969. – С. 27–32.

34. Тетерин, Н. А. Влияние геометрических параметров образцов на сопротивление усталостному разрушению при различных условиях деформации / Н. А. Тетерин, Г. В. Топоров. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин ударного действия : сб. статей / под ред. Г. В. Топорова. – Томск : Изд-во Том. гос. ун-та, 1969. – С. 40–46.

35. Левандовский, М. Я. Влияние твердости стали на усталостную прочность при ударно-циклических нагрузках / М. Я. Левандовский, Г. В. Топоров. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин ударного действия : сб. статей / под ред. Г. В. Топорова. – Томск : Изд-во Том. гос. ун-та, 1969. – С. 65–69.

36. *Maekawa, I. Impact stress in a finite rod / I. Maekawa, Y. Tanabe, M. Suzuki // JSME international journal. – 1988. – Vol. 31, Is. 3. – P. 554–560.*

37. *Iquchi, H. Failure mechanisms in impact fatigue of metals / H. Iquchi, K Tanaka, [38. *Nakayama, H. Study on Crack Growth Behavior in Impact Fatigue : Part III. Fatigue Crack Growth Behaviors of 2017-T3 Aluminum Alloy / H. Nakayama, Y. Kanayama, T. Tanaka // Bulletin of JSME. – 1984. – Vol. 27, №234. – P. 2599–2604*](http://onlinelibrary.wiley.com/advanced/search/results?searchRowCriteria%5B0%5D.fieldName=author&start=1&resultsPerPage=20&searchRowCriteria%5B0%5D.queryString=%22K.%20TANAKA%22S. Taira // Fatigue of Engineering Materials and Structures. – 1979. – Vol. 2. – P. 165–176.</i></p></div><div data-bbox=)*

39. Nakayama, H. *Impact fatigue of cracks growth behaviors of high strength low-alloy steel* / H. Nakayama, T. Tanaka // *International Journal of Fracture*. – 1984. – Vol. 26. – P. 19–24.
40. Tanaka T. *Fatigue crack growth and microscopic crack opening behaviour under impact fatigue load* / T. Tanaka, K. Kinoshita, H. Nakayama // *International Journal of Fatigue*. – 1989. – Vol. 11, Is.2. – P. 117–123.
41. Tanaka, T. *On the impact fatigue crack growth behaviour of metallic materials* / T. Tanaka, K. Kimura, H. Nakayama // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures (FFEMS)*. – 1985. – Vol. 8, Is.1. – P. 13–22.
42. Nakayama, H. *Study on Crack Growth Behavior in Impact Fatigue : Part I. Impact Fatigue Crack Growth Characteristics of 0.1%C Aluminum Killed Steel* / H. Nakayama, Y. Kanayama, T. Tanaka // *Bulletin of JSME*. – 1983. – Vol. 26, №219. – P. 1453–1460.
43. Nakayama, H. *Study on Crack Growth Behaviors in Impact Fatigue: Part II. Crack Closure Behavior under Simple Impact Load* / H. Nakayama, Y. Kanayama, M Shikida // *Bulletin of JSME*. – 1984. – Vol. 27, № 227. – P. 854–861.
44. Kobayashi, T. *Strength and fracture of aluminum alloys* / T. Kobayashi // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – Vol. 286, Is.2. – P. 333–341.
45. Быстров, Ю. Г. Усталостное разрушение бронз в условиях плавного и ударного циклического нагружения / Ю. Г. Быстров, Г. И. Киселев. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках и исследование машин ударного действия : сб. статей / под ред. Г. В. Топорова. – Томск : Изд-во Том. гос. ун-та, 1971. – С. 105–109.
46. *ASTM E466-15 Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*. – STANDARD by ASTM International, 05/01/2015.
47. Habbard, R. P. *Crack growth under cyclic compression* / R. P. Habbard // *J. Basic Engineering Transactions. ASME*. – 1969. – Vol. 91. – P. 625– 631.
48. Reid, C. N. *Fatigue in compression* / C. N. Reid, K. Williams, R. Hermann // *Fatigue of Engineering Materials and Structures*. – 1979. – № 1. – P. 267–270.

49. *Holm, D. K. Growth of cracks under far-field cyclic compressive loads: numerical and experimental results / D. K. Holm, A. F. Blom, S. Suresh // Engineering Fracture Mechanics. – 1986. – Vol. 23, № 6. – P. 1097–1106.*
50. *Christman, T. Crack initiation under far-field cyclic compression and the study of short fatigue crack / T. Christman, S. Suresh // Engineering Fracture Mechanics. – 1986. – Vol. 23, № 6. – P. 953–964.*
51. *Suresh, S. Crack initiation in cyclic compression and its applications / S. Suresh // Engineering Fracture Mechanics. – 1985. – Vol. 21, № 6. – P. 453–463.*
52. *An experimental and numerical study of the factors governing cracks growth under cyclic compression / Li Zhonghua, Zhang Jiaozhong, Luo Jinghua, Feng Zhongxin // Engineering Fracture Mechanics. – 1990. – Vol. 36, № 6. – P. 1029–1035.*
53. *Vasudevan, A. K. Analysis of fatigue cracks growth under compression – compression loading / A. K. Vasudevan, K. Sadananda // International Journal of Fatigue. – 2001. – Vol. 23, Supplement 1. – P. 365–374.*
54. *Suresh, S. The Failure of Hard Materials in Cyclic Compression: Theory, Experiments and Applications / S. Suresh // Material Science and Engineering: A. – 1988. – Vol. 105-106. – P. 323–329.*
55. *Silva, F. S. The importance of compressive stresses on fatigue crack propagation rate / F. S. Silva // International Journal of Fatigue. – 2005. – Vol. 27. – P. 1441–1452.*
56. Механика разрушения и прочность материалов : справ. пособие: 4 т. / под общей ред. В. В. Панасюка. – Киев : Наукова думка, 1988–1990. – Т. 4. : Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / Романив О. Н., Ярема С. Я., Никифорчин Г. Н [и др.]. – 680 с. – Текст : непосредственный.
57. *Fatigue crack initiation from a notch tip under cyclic compressive load / W. Chu, C. M. Hsiao, L. J. Jin, T. H. Liu // Scripta Metallurgica. – 1983. – Vol. 17, Is. 8. – P. 993–996.*

58. Akama M. *Plastic Deformation Behavior of Rail Steel under Cyclic Impact Blows* / M. Akama, S. Matsuyama // *ISIJ International*. – 1989. – Vol. 29, № 11. – P. 947–953.
59. Lenets, Y. N. *Compression fatigue cracks growth behavior of metallic alloys: effect of environment* / Y. N. Lenets // *Engineering Fracture Mechanics*. – 1997. – Vol. 57, № 5. – P. 527–539.
60. Тихомиров, В. М. Рост трещин при знакопеременном цикле нагружения / В. М. Тихомиров. – Текст : непосредственный // *Прикладная механика и техническая физика*. – 2008. – Т. 49, № 5. – С. 190–198.
61. Тихомиров, В. М. Развитие усталостных трещин смешанного типа в образцах из стали / В. М. Тихомиров, П. Г. Суровин. – Текст : непосредственный // *Прикладная механика и техническая физика*. – 2004. – Т. 45, № 1. – С. 135–142.
62. Шабанов, А. П. О механизме роста усталостной трещины в поле внешних сжимающих напряжений / А. П. Шабанов. – Текст : непосредственный // *Прикладная механика и техническая физика*. – 2005. – Т. 46, № 6. – С. 108–115.
63. Шабанов, А. П. О формировании усталостных трещин в образцах, помещенных в поле внешних сжимающих напряжений / А. П. Шабанов. – Текст : непосредственный // *Вест. СГУПС*. – 2005. – Вып. 12. – С. 42–46.
64. Shabanov, P. *Mechanism of fatigue-crack growth under compressive external stresses* / P. Shabanov // *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. – 2005. – Vol. 46, № 6. – P. 861–866.
65. James, M. *Load History Effects Resulting from Compression Precracking* / M. James, S. Forth, J. Newman // *Journal of ASTM International*. – 2005. – Vol. 2, № 9. – P. 1–17.
66. Явойский, В. И. Неметаллические включения и свойства стали / В. И. Явойский, Ю. И. Рубенчик, А. П. Окенко. – Москва : *Металлургия*, 1980. – 284 с. – Текст : непосредственный.
67. Заславский, А. Я. Современные автоматные стали. Состав, включения, свойства / А. Я. Заславский. – Челябинск : Из-во ЮУрГУ, 2005. – 206 с. – Текст : непосредственный.

68. Штремель, М. А. Проблемы металлургического качества стали (неметаллические включения) / М. А. Штремель // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1980. – № 8. – С. 2–6. – Текст : непосредственный.

69. Григорович, К. В. Анализ неметаллических включений – основа контроля качества стали и сплавов / К. В. Григорович, П. В. Красовский, А. С. Трушникова. – Текст : непосредственный // Аналитика и контроль. – 2002. – Т. 6, № 2. – С. 133–142.

70. Новые металлургические процессы и проблема неметаллических включений в стали / Е. Х. Шахпазов, А. И. Зайцев, С. Д. Зинченко [и др.]. – Текст : непосредственный // Сталь. – 2005. – № 11. – С. 137–142.

71. Шахпазов, Е. Х. Современные тенденции развития металлургической технологии и аспекты повышения свойств и надежности металлопродукции. Проблема неметаллических включений в стали / Е. Х. Шахпазов, А. И. Зайцев, И. Г. Родионова – Текст : непосредственный // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. – № 3. – С.1–20.

72. Неметаллические включения в низколегированной трубной стали / А. В. Дуб, Н. В. Баруленкова, Т. В. Морозова [и др.]. – Текст : непосредственный // Металлург. – 2004. – № 4. – С. 67–73.

73. Физико-химические основы разработки и оптимизации технологии получения чистых сталей / К. В. Григорович, А. С. Трушникова, С. С. Шибает [и др.]. – Текст : непосредственный // Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН – 70 лет : сб. науч. трудов. – Москва : Интерконтакт Наука, 2008. – С. 86–121.

74. Гарост, А. И. Железоуглеродистые сплавы : структурообразование и свойства / А. И. Гарост. – Минск : Беларуская навука, 2010. – 250 с. – Текст : непосредственный.

75. Комплексные неметаллические включения и свойства стали / А. И. Зайцев, В. С. Крапошин, И. Г. Родионова [и др.]. – Москва : Металлургиздат, 2015. – 275 с. – Текст : непосредственный.

76. Улучшение свойств конструкционных сталей путем получения оптимальной формы существования примесей и неметаллических включений / А. И. Зайцев, А. Б. Степанов, Н. А. Карамышева, И. Г. Родионова. – Текст : непосредственный // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 9. – С. 13–20.

77. Происхождение неметаллических включений и пути снижения загрязненности ими металла / В. А. Голубцов, А. А. Воронин, Т. В. Тетюева [и др.]. – Текст : непосредственный // *Металлург*. – 2005. – №4. – С. 73–77.

78. *Mechanisms of high-strength structural materials fatigue failure in ultra-wide life region* / F. Novy, M. Cincala, P. Kopas, O. Bokuvka // *Materials Science and Engineering: A*. – 2007. – Vol. 462. – P. 189–192.

79. *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology* / eds.: Y. Weng, H. Dong, Y. Gan. – Beijing : Metallurgical Industry Press ; Berlin : Springer-Verlag GmbH, 2011. – 511 p.

80. Gurland, J. *The mechanism of ductile rupture of metals containing inclusions* / J. Gurland, J. Plateau // *Trans. ASM*. – 1963. – Vol. 56, №1. – P. 442–454.

81. *Estimation of maximum inclusion size and fatigue strength in high-strength ADF1 steel* / J. M. Zhang, J. F. Zhang, Z. G. Yang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 394. – P. 126–131.

82. Murakami, Y. *Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels* / Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 1999. – Vol. 22. – P. 581–590.

83. Bergengren, Y. *The influence of machining defects and inclusions on the fatigue properties of a hardened spring steel* / Y. Bergengren, M. Larsson, A. Melander // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 1995. – Vol. 18. – P. 1071–1087.

84. *Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime* / J. M. Zhanga, S. X. Li , Z. G. Yang [et al.] // *International Journal of Fatigue*. – 2007. – Vol. 29. – P. 765–771.

85. Финкель, В. М. Физические основы торможения разрушения / В. М. Финкель. – Москва : Metallurgiya, 1977. – 359 с. – Текст : непосредственный.
86. Штремель, М. А. Прочность сплавов. Ч. 1: Дефекты решетки / М. А. Штремель. – Москва : Metallurgiya, 1982. – 280 с. – Текст : непосредственный.
87. Шпис, Х. И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации / Х. И. Шпис. – Москва : Metallurgiya, 1971. – 125 с. – Текст : непосредственный.
88. *Yoshiyuki, T. Effect of Morphology of Nonmetallic Inclusions on Tensile Properties of Quenched and Tempered 0.4GC:r-Mo-N i Steel / T. Yoshiyuki // Materials Characterization. – 1995. – Vol. 34. – P. 121–128.*
89. *Bhadeshia, H. Steels: microstructure and properties / H. Bhadeshia, R. Honeycombe. – Butterworth-Heinemann, 2017. – 488 p.*
90. Бельченко, Г. И. Неметаллические включения и качество стали / Г. И. Бельченко, С. И. Губенко. – Киев: Техніка, 1980. – 168 с. – Текст : непосредственный.
91. Губенко, С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, В. В. Парусов, И. В. Деревянко. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536 с. – Текст : непосредственный.
92. Губенко, С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, С. П. Ошкадеров. – Киев : Наукова думка, 2016. – 528 с. – Текст : непосредственный.
93. Губенко, С. И. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей / С. И. Губенко. – Германия, Саарбрюкен (Saarbrücken) : LAP LAMBERT, Palmarium academic publishing, 2015. – 476 с. – Текст : непосредственный.
94. *Murakami, Yunitaka. Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions / Yunitaka Murakami. – Elsevier. – 2002. – 369 p.*
95. *Juvonen, P. Effects of Non-metallic Inclusions on Fatigue Properties of Calcium Treated Steels : Dissertation for the degree of Doctor of Science in Technology / P. Juvonen ; Helsinki University of Technology. – Helsinki : Espoo 2004. – 102 p.*

96. Murakami, Y. *Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. Fatigue Fract / Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda // Fatigue of Engineering Materials and Structures.* – 1999. – Vol. 22. – P. 581–590.
97. Sakai, T. *Characteristic S-N properties of high-carbon–chromium-bearing steel under axial loading in long-life fatigue / T. Sakai, S. Y. Oguma // Fatigue of Engineering Materials and Structures.* – 2002. – Vol. 25. – P. 765–773.
98. Tanaka, K. *Fatigue crack propagation behaviour derived from S-N data in very high cycle regime / K. Tanaka, Y. Akiniwa // Fatigue of Engineering Materials and Structures.* – 2002. – Vol. 25. – P. 775–784.
99. *High-cycle rotating bending fatigue property in very long-life regime of high-strength steels / Y. Ochi, T. Matsumura, K. Masaki, S. Yoshida // Fatigue of Engineering Materials and Structures.* – 2002. – Vol. 25. – P. 823–830.
100. Murakami, Y. *Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusion on fatigue strength of high strength steels. Part I. Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions / Y. Murakami, S. Kodama and, S. Konuma // International Journal of Fatigue.* – 1989. – Vol. 11. – P. 291–298.
101. Bergengren, Y. *The influence of machining defects and inclusions on the fatigue properties of a hardened spring steel / Y. Bergengren, M. Larsson, A. Melander // Fatigue of Engineering Materials and Structures.* – 1995. – Vol. 18. – P. 1071–1087.
102. Abe, T. *Influences of non-metallic inclusion and carbide on high-cycle fatigue strength of tool steel / T. Abe, K. Kanazawa // Journal of the Society of Materials Science, Japan.* – 1996. – Vol. 45. – P. 9–15.
103. *Microstructural influence on fatigue properties of a high-strength spring steel / C. S. Lee, K. A. Lee, D. M. Li [et al.] // Materials Science and Engineering: A.* – 1998. – Vol. 241. – P. 30–37.
104. *Estimation of maximum inclusion size and fatigue strength in high-strength ADF1 steel / J. M. Zhang, J. F. Zhang, Z. G. Yang // Materials Science and Engineering: A.* – 2005. – Vol. 394. – P. 126–131.

105. Кислинг, Р. Неметаллические включения в стали / Р. Кислинг, Н. Ланге. – Москва : Металлургия, 1968. – 124 с. – Текст : непосредственный.
106. *Duckworth, W. E. The effect of externally introduced alumina particles on the fatigue life of En24 steel / W. E. Duckworth, E. Ineson // Spec Rep Iron Steel Inst (Special Reports. Iron and Steel Institute). – United Kingdom (GBR), 1963. – P. 87–103.*
107. *Nisitani, H. Effect of laminated structure on topography of initial fatigue fracture surface of rolled steel (correlation between fracture surface and successive observations of specimen surface) / H. Nisitani, M. Kage // Bulletin of the JSME. – 1984. – Vol. 33, № 366. – P. 252–258.*
108. *Sakai, T. Microscopic and nanoscopic observations of metallurgical structures around inclusions at interior crack initiation site for a bearing steel in very high-cycle fatigue / T. Sakai, N. Oguma, and A. Morikawa // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures (FFEMS). – 2015. – Vol. 38. – P. 1305–1314.*
109. *Effects of Non-Metallic Inclusions and Their Shape Modification on the Properties of Pipeline Steel / X. Yin, Y. H. Sun, Y. D. Yang [et al.] // AISTech 2015 Proceedings. – 2015. – P. 3388–3406.*
110. *Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of heavily cold drawn steel wires / Kasper Lambrighs, Ignaas Verpoest, Bert Verlinden, Martine Wevers // Procedia Engineering. – 2010. – Vol. 2. – P. 173–181.*
111. Романив, О. П. Влияние напряжённого состояния у вершины усталостной трещины на её рост и закрытие в припороговой области / О. П. Романив, А. Н.Ткач, Ю. Н. Ленец. – Текст : непосредственный // Физико-химическая механика материалов. – 1985. – № 4. – С. 44–50.
112. Романив, О. П. Влияние закрытия трещин на припороговую трещиностойкость конструкционных сталей / О. П. Романив, А. Н.Ткач, Ю. Н. Ленец.– Текст : непосредственный // Проблемы прочности. – 1987. – № 54. – С. 3–9.

113. *Zaiken, E. Effects of Microstructure on Fatigue Crack Propagation and Crack Closure Behavior in Aluminum Alloy 7150 / E. Zaiken, R. O. Ritchie // Materials Science and Engineering. – 1985. – Vol. 70. – P. 151–160.*

114. *Suresh, S. A Geometric Model for Fatigue Crack Closure Induced by Fracture Surface Roughness / S. Suresh, R. O. Ritchie // Metallurgical transactions. – September, 1982. – Vol. 13a. – P. 627–1631.*

115. *Yuqing Weng. Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology / Yuqing Weng, Han Dong, Yong Gan // Springer Heidelberg Dordrecht. – London, New York, 2011. – 509 p.*

116. Сокол, И. Я. Двухфазные стали / И. Я. Сокол. – Москва : Металлургия, 1974. – 216 с. – Текст : непосредственный.

117. Голованенко, С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – Москва : Металлургия, 1986. – 206 с. – Текст : непосредственный.

118. *Ramanna, Raja. Comparison of mechanical properties of medium carbon steel with dual phase steel / Ramanna Raja, Abhishek Gaikwad // International Journal of Mechanical Engineering (IJME). – 2015. – Vol. 4, Is. 4. – P. 1–8.*

119. *Granbom, Y. Structure and mechanical properties of dual phase steels-An experimental and theoretical analysis : Doctoral thesis / Y. Granbom; Royal Institute of Technology ; School of Industrial Engineering and Management ; Materials Science and Engineering ; Division of Mechanical Metallurgy. – Sweden; Stockholm, 2010. – 66 p.*

120. Кудряшова, О. В. Структура и свойства среднеуглеродистой Cr-Ni-Mo стали с добавлением Al и Si после закалки из двухфазной области / О. В. Кудряшова, М. А. Гервасьев, Ю. В. Худорожкова. – Текст : электронный // Фундаментальные исследования. – 2013. – № 4–3. – С. 580–585. – URL: <http://www.fundamental-research.ru/ru/article/view?id=31236> (дата обращения: 08.01.2021).

121. Шахпазов, Е. Х. Развитие проката повышенной прочности для автомобилестроения / Е. Х. Шахпазов, И. Г. Родионова, Д. А. Бурко. – Текст :

непосредственный // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2007. – № 1. – С. 47–52.

122. *Tayanc, M. The effect of carbon on the fatigue strength of dual – phase steels / M. Tayanc, A. Aytac, A. Bayram // Materials and Design. – 2007. – Vol. 28, Is. 6. – P. 1827–1835.*

123. *Alaneme, K. K. Mechanical Behaviour of Duplex Phase Structures in Medium Carbon Low Alloy Steel / K. K. Alaneme, S. Ranganathan, T. Mojisola // Journal of Minerals, Materials Characterization and Engineering. – 2010. – Vol. 9, Is. 7. – P. 621–633.*

124. *Xiurong Zuo. Study on Microstructures and Work Hardening Behavior of Ferrite-Martensite Dual-Phase Steels with High-Content Martensite / Xiurong Zuo, Yunbo Chen, Miaohui Wang // Materials Research. – 2012. – Vol. 15, Is. 6. – P. 915–921.*

125. *Abbas, Abdul. Effect of martensite volume fraction on the microstructure and mechanical properties of low carbon dual phase steel / Abbas Abdul, Hussein Abid, Afiia Falih Jawad // Applied Research Journal. – June, 2016. – Vol. 2, Is. 6. – P. 266–274,*

126. *Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite–ferrite dual phase steel / Hongshuang Di, Yonggang Deng, Yonggang Deng, R.D.K. Misra // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 27, Is. 6. – P. 230–240.*

127. Влияние температуры отпуска на сопротивление разрушению колесной стали со структурой мартенсита и нижнего бейнита / Г. А. Филиппов, В. И. Изотов, Н. А. Комков, Е. Ю. Киреева. – Текст : непосредственный // Металлург. – 2011. – № 11. – С. 73–76.

128. *Kramarov, M. A. Brittle failure resistance of highly tempered steels with an original martensitic and bainitic structure / M. A. Kramarov, Yu. V. Shakhnazarov // Metal Science and Heat Treatment. – 1972. – № 9. – P. 78–79.*

129. Tomita, Y. *Review Morphology control of ductile second phase and improved mechanical properties in high-strength low-alloy steels with mixed structure / Yoshiyuki Tomita // Journal of materials science.* – 1992. – Vol. 27. – P. 1705–1715.
130. Tomita, Y. *Improvement in lower in temperature mechanical properties of 0.40Pct C–Ni–Cr–Mo ultrahigh strength steel with the second phase lower bainite / Y. Tomita, K. Okabayashi // Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 1983. – Vol. 14, Is. 3. – P. 85–92.
131. Tomita, Y. *Mechanical properties of 0.40 Pct C–Ni–Cr–Mo high strength steel having a mixed structure of martensite and bainite / Y. Tomita, K. Okabayashi // Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 1985. – Vol. 16, Is. 1. – P. 73–82.
132. Tomita, Y. *Heat treatment for improvement in lower temperature mechanical properties of 0.40Pct C–Cr–Mo ultrahigh strength steel / Y. Tomita, K. Okabayashi // Metallurgical and Materials Transactions: A.* – 1983. – Vol. 14, Is. 11. – P. 87–93.
133. R. R. Singh, A. Gaikwad, S. S. Singh, V. P. Singh. *Comparison of mechanical properties of medium carbon steel with dual phase steel // International Journal of Mechanical Engineering (IJME).* – 2015. – Vol. 4, Is. 4. – P. 1–8.
134. Alaneme, K. *Influence of different cyclic intercritical heattreatment schedules on the microstructure and mechanical behaviour of a dual phase medium carbon low alloy steel / K. Alaneme, O. J. Adejumo, J. O. Borode // Association of metallurgical engineers of Serbia.* – 2013. – Vol. 19. – P. 155–167.
135. *Fatigue behavior of 1500 MPa bainite/martensite duplex-phase high strength steel / D. Y. Wei, J. L. Gu, H. S. Fang [et al.] // International Journal of Fatigue.* – 2004. – Vol. 26. – P. 437–442.
136. Fang Hong-sheng. *Mechanical Properties of Lower Bainite/Martensite Duplex Phase Steel / Fang Hong-sheng, Zheng Yan-kang, Zhou Xin // Transactions of Materials and Heat Treatment.* – 1986. – № 7. – P. 1–10.
137. *Metallurgical Design of Ultra-High Strength Steels for Gas Pipelines / J. Y. Koo, D. P. Fairchild, H. Asahi, Y. Komizo // Proceedings of the Thirteenth International*

Offshore and Polar Engineering Conference Honolulu. – Hawaii, USA. – 2003, May 25-30. – P. 10–18.

138. *Creation of Air-Cooled Mn Series Bainitic Steels / Fang Hong-sheng, Feng Chun, Zheng Yan-kang [et al.] // Journal of iron and steel research, international. – 2008. – Vol. 15, Is. 6. – P. 1–9.*

139. *Leach, L. J. Effect of dual phase microstructure on the toughness of a Cr-Mo low-alloy plate steel / L. J. Leach, C. W. Siyasiya, W. E. Stumpf // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. – Johannesburg, 2013. – Vol. 113, № 2. – P. 109–113.*

140. *Watkinson, F. Effect of Weld Microstructures on Hydrogen-Induced Cracking in Transformable Steels: Part 1 / F. Watkinson, T. Boniszewski // Metals and Materials. – 1973. – Vol. 2. – P. 90–96.*

141. *Very high cycle fatigue behaviour of 2000-MPa ultra-high-strength spring steel with bainite–martensite duplex microstructure / W. J. Hui, C. Zhou, Y. J. Zhang [et al.] // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures/ – 2009. – Vol. 32. – P. 189–196.*

142. *Wen, Jiuba. Effect of austempering on microstructure and mechanical properties of a GCr18Mo steel / Jiuba Wen, Qian Li, Yongqiang Long // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 438-440. – P. 251–253.*

143. *Volkan Kilicli. Effect of austempering temperatures on microstructure and mechanical properties of a bearing steel /Volkan Kilicli, Mucahit Kaplan // Scientific proceedings ix international congress "Machines, technologies, materials". – 2012. – Vol. 3. – P. 34–36.*

144. *Fatigue behavior of 1500 MPa Bainite/MartensiteDuplex-phase high strength steel / D. Y. Wei, J. L. Gu, H. S. Fang [et al.] // International Journal of Fatigue. – 2004. – Vol. 26, Is. 4. – P. 437–442.*

145. *Al-Katawy A. Adwan. Effect of time and temperature on characteristics austempering (20x1mφa) lowalloy steel / Al-Katawy A. Adwan. – Ural Federal University named after First President of Russia B.N. Yeltsin. – P. 133–137. – URL:*

https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/22553/1/sch_met_2012_51.pdf (дата обращения: 19.01.2021)

146. *Abbaszadeh, Kh. The effect of lower bainite volume fraction on tensile and impact properties of d6ac medium carbon lowalloy ultrahigh strength steel / Kh. Abbaszadeh, Sh. Kheirandish, H. Saghafian // Iranian Journal of Materials Science & Engineering. – 2010. – Vol. 7, № 3. – P. 31–38.*

147. *Khodamorad Abbaszadeh. Effect of Bainite Morphology on Mechanical Properties of the Mixed Bainite-martensite Microstructure in D6AC Steel / Khodamorad Abbaszadeh, Hassan Saghafian, Shahram Kheirandish // The Journal of the Chinese Society for Metals. – 2012. – Vol. 28, Is. 4. – P. 336–342.*

148. *Bingzhe Bai. Carbide-free Bainite/Martensite (CFB/M) Duplex Phase Steel / Bingzhe Bai // Yuqing Weng. Ultra-Fine Grained Steels. – Springer, 2009. – P. 350–430.*

149. *Fu Ming. Effect of Molybdenum on Tempering Martensitic Brittleness of Medial Carbide Silicon-manganese / Fu Ming, Qiu Yaojian // CIS Iron & Steel Review. – 1988. – Vol. 23, Is. 7. – P. 36–41.*

150. *Very high cycle fatigue behaviors of Mn–Si–Cr series Bainite/Martensite dual phase steels / Y. Yu, J. L. Gu, L. Xu [et al.] // Materials and Design. – 2010. – Vol. 31. – P. 3067–3072.*

151. *Tomita, Y. Mechanical properties of modified heat treated silicon modified 4330 steel / Y. Tomita // Materials Science and Technology. – 1995. – Vol. 11. – P. 259–263.*

152. *Tomita, Y. Effect of Modified Heat Treatment on Mechanical Properties of 300M Steel / Y. Tomita, T. Okawa // Materials Science and Technology. – 1995. – Vol. 11. – P. 245–251.*

153. *Tomita, Y. Effect of bainitic transformation on mechanical properties of O.6C-Si-IVln steel / Y. Tomita // Journal of Materials Science. – 1995. – Vol. 30. – P. 105–110.*

154. Chatteraj, Indranil. *The effect of hydrogen induced cracking on the integrity of steel components / Indranil Chatteraj // International Journal of Fatigue.* – February 1995. – Vol. 20, Part 1. – P. 199–211.

155. Nakagawa, H. *Effect of retained austenite on the microstructure and mechanical properties of martensitic precipitation hardening stainless steel / H. Nakagawa, T. Miyaazaki // Journal of Materials Science.* – 1999. – Vol. 34. – P. 3901–3908.

156. Wei DY. *Properties of fatigue and corrosion fatigue for novel Bainite/Martensite duplex-phase high strength steel : Doctoral dissertation / Wei DY ; Tsinghua University.* – China, 2002. – 110 p.

157. Bhadeshia, H. *Nanostructured bainite / H. Bhadeshia // Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences.* – The Royal Society, 2010. – Vol. 466. – № 2113. – P. 3–18.

158. Bhadeshia, H. K. D. H. *Hard bainite / H. K. D. H. Bhadeshia // The Minerals, Metals & Materials Society.* – 2005. – Vol. 1. – P. 469–484.

159. *Novel nanostructured bainitic steel grades to answer the need for high-performance steel components (NANOBAIN) : Final report / T. Sourmail, V. Smanio, C. Ziegler [et al.] ; European Commission, Directorate-General for Research and Innovation* – Luxembourg, 2013 – 129 p. – URL : https://www.researchgate.net/publication/266967304_Novel_nanostructured_bainitic_steel_grades_to_answer_the_need_for_high-performance_steel_components_Nanobain (дата обращения: 20.01.2021)

160. Bhadeshia, H. K. D. H. *Anomalies in carbon concentration determinations from nanostructured bainite / H. K. D. H. Bhadeshia // Materials Science and Technology.* – 2015. – Vol. 31. – P. 758–763.

161. Bhadeshia, H. K. D. H. *Bulk nanocrystalline steel / H. K. D. H. Bhadeshia // Ironmaking & steelmaking.* – 2005. – Vol. 32, №. 5. – P. 405–410.

162. *Ductility of Nanostructured Bainite / Lucia Morales-Rivas, Carlos Garcia-Mateo, Thomas Sourmail [et al.] // Metals.* – 2016. – Vol. 6, №. 12. – P. 302.

163. *Heat treatment of superbainitic steels / H-T Chang, H-W Yen, W-T Lin [et al.] // International Heat Treatment and Surface Engineering. – 2013. – Vol. 7, № 1. – P. 8–15*
164. *Nano-Scale Analysis of Nano-Bainite Formed in Advanced High Strength Steels / I. B. Timokhina, H. Beladi, X. Y. Xiong [et al.] // Materials Science Forum Online. – Vol. 654-656. – P. 102–105. – URL: <https://www.scientific.net/MSF.654-656.102> (дата обращения 20.02.2021).*
165. *On the crystallographic characteristics of nanobainitic steel / Hossein Beladi, Vahid Tari, I. B. Timokhina [et al.] // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 127. – P. 426–437.*
166. *Hasana, H. S. Severe tempering of bainite generated at low transformation temperatures / H. S. Hasana, M. J. Peeth, H. K. D. H. Bhadeshia // International Journal of Materials Research. – 2012. – Vol. 103, № 11. – P. 1319–1321.*
167. *Garcia-Mateo, C. Advanced high strength bainitic steels / C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero // Comprehensive Materials Processing. – First Edition. – Elsevier Ltd: Amsterdam, The Netherlands, 2014. – Chapter 9. – P. 165–190.*
168. *Advanced ultrahigh strength bainitic steels / F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, C. Capdevila [et al.] // Materials and manufacturing processes. – 2007. – Vol. 22, № 4. – P. 502–506.*
169. *Understanding of the bainite transformation in a nano-structured bainitic steel / P. Hodgson, I. Timokhina, X. Xiong // Understanding of the Bainite Transformation in a Nano-Structured Bainitic Steel Solid State Phenomena. – 2011. – Vol. 172-174. – P. 123–128.*
170. *Saman Ahmadi Miab. Wear Resistance of Two Nanostructural Bainitic Steels with Different Amounts of Mn and Ni / Saman Ahmadi Miab, Behzad Avishan, Sasan Yazdani // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2016. – Vol. 29, Is. 6. – P. 587–594.*
171. *Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in steels: transformation, microstructure and properties / H. K. D. H. Bhadeshia // The Institute of Materials, University of Cambridge. – London, 2001. – 478 p .*

172. *Microstructure evolution during tensile deformation of a nanostructured bainitic steel* / S. S. Babu, S. Vogeld, C. Garcia-Mateo [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 69, №. 11-12. – P. 777–780.

173. *Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels* / F. G. Caballero , M. J. Santofimia, C. García-Mateo [et al.] // *Materials & Design*. – 2009. – Vol. 30, №. 6. – P. 2077–2083.

174. *Constitutive Relationship between Fatigue Limit and Microstructure in Nanostructured Bainitic Steels* / I. Mueller, R. Rementeria, F. G. Caballero [et al.] // *Materials*. – 2016. – Vol. 9, Is. 10. – P. 831–849.

175. *Lucy Chandra Devi. Fielding understanding toughness and ductility in novel steels with mixed microstructures : Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy* / Lucy Chandra Devi. – Cambridge, United Kingdom, 2014. – 240 p.

176. *Edmonds D. V. Quenching and partitioning martensite – a novel steel heat treatment* / D. V. Edmonds, K. Hea, F. C. Rizzo [etc.] // *Materials Science and Engineering: A*. – № 438. – 2006. – P. 25–34.

177. *Li, Wang. Speer Quenching and Partitioning Steel Heat Treatment* / Wang Li, G. John // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2013. – Vol. 2. – P. 268–281.

178. *Skolek, E. The microstructure and phase composition of 35crsimn5-5-4 steel after quenching and partitioning heat treatment* /E. Skolek, K. Wasiak, W. A. Świątnicki // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2016. – Vol. 61, № 3. – P. 1337–1342.

179. *The Mechanism of High-Strength Quenching-Partitioning-Tempering Martensitic Steel at Elevated Temperatures* / Ke Zhang 1, Maoyuan Zhu 1, Bitong Lan [et al.] // *Crystals*. – Febr., 2019. – Vol. 9. – P. 94–103.

180. *Sun, J. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steeland an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process* / J. Sun, H. Yu // *Materials Science & Engineering A*. – 2013. – № 586. – P. 100–107.

181. *Jirkova, H. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process / H. Jirkova, B. Masek, M. F.-X. Wagner [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – № 615. – 2014. – P. 163–168.*

182. Ефременко, В. Г. Технологические схемы термической обработки низколегированной стали на основе Q&P-принципа / В. Г. Ефременко, В. И. Журнаджи, В. Г. Гаврилова. – Текст : непосредственный // Науч. вест. ДГМА. – 2017. – № 1 (22Е). – С. 15–23.

183. *Seo Eun Jung. Kinetics of the partitioning of carbon and substitutional alloying elements during quenching and partitioning (Q&P) processing of medium Mn steel / Eun Jung Seo, Lawrence Cho, Bruno C. De Cooman // Acta Materialia. – № 107. – 2016. – P. 354–365.*

184. Бернштейн, М. Л. Термомеханическая обработка стали / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – Москва : Metallurgiya, 1983. – 480 с. – Текст : непосредственный.

185. Тушинский, Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л. И. Тушинский ; отв. ред. Е. И. Шемякин ; Акад. наук СССР, Сиб. отделение, Ин-т горного дела. – Новосибирск : Наука, 1990. – 303 с. – Текст : непосредственный.

186. *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials / Bert Verlinden, Julian Driver, Indradev Samajdar, Roger Doherty. – Elsevier Science, 2007. – 560 p.*

187. *Opiela, M. Thermo-mechanical treatment of the C-Mn steel with Nb, Ti, V and B microalloying / M. Opiela // Archives of Materials Science and Engineering. – 2007. – Vol. 28. – P. 377–380.*

188. *On the bainitic and martensitic phase transformation behavior and the mechanical properties of low alloy 51CrV4 steel / H.-G. Lambers¹, S. Tschumak, H. J. Maier¹, D. Canadinc // International journal of structural changes in solids. – February 2011. – Vol. 3, № 1. – P. 15–27.*

189. ГОСТ 18895-97 Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа = Steel. Method of photoelectric spectral analysis : межгос. стандарт : принят

Межгос. Советом по стандартизации, метрологии и сертификации (протокол № 11-97 от 25 апреля 1997 г.) : введен 1998-01-01. – переизд. янв. 2002. – Москва : Изд-во стандартов, 2002. – 23 с. – Текст : непосредственный.

190. ГОСТ 7564-97 Прокат. Общие правила отбора проб, заготовок и образцов для механических и технологических испытаний = Rolled products. General rules of sampling, rough specimens and test pieces selection for mechanical and technological testing : межгос. стандарт : принят межгос. Советом по стандартизации, метрологии и сертификации (протокол № 12 от 21 ноября 1997 г.) : введен 1999-01-01. – изд. (сент. 2009 г.) с поправкой (ИУС 3-2002). – Москва : Стандартиформ, 2009. – 29 с. – Текст : непосредственный.

191. ГОСТ 8233-56 Сталь. Эталоны микроструктуры = Steel. Microstructure standards : межгос. стандарт : утв. Комитетом стандартов, мер и измерительных приборов 26.11.56 : введен. 01.07.57 – переизд. март 2004. – Москва : Изд-во стандартов, 2004. – 53 с. – Текст : непосредственный.

192. ГОСТ 5639-82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна = Steels and alloys. Methods for detection and determination of grain size : межгос. стандарт : утв. и введен в действие Постановлением Госком. СССР по стандартам от 26.08.82 № 3394 : изд. август 2003 г. с изм. № 1 (ИУС 6-87). – Москва : Изд-во стандартов, 2003. – 32 с. – Текст : непосредственный.

193. ГОСТ 1778-70 (ИСО 4967-79) Металлографические методы определения неметаллических включений = Steel. Metallographic methods for the determination of nonmetallic inclusions : межгос. стандарт : утв. Комитетом стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР : введен в действие Постановлением Госком. стандартов Совета Министров СССР от 29.12.1970, № 1832 : изд. июнь 2011 г. с изм. № [1](#), [2](#) (ИУС 8-84, 1-90). – Москва : Стандартиформ, 2011. – 29 с. – Текст : непосредственный.

194. Герасимова, Л. П. Изломы конструкционных сталей : справочник / Л. П. Герасимова, А. А. Ежов, М. И. Маресев. – Москва : Металлургия, 1987. – 272 с. – Текст : непосредственный.

195. Фрактография и атлас фрактограмм : пер. с англ. : справочник / под ред. Дж Феллуоза. – Москва : Metallurgiya, 1982. – 489 с. – Текст : непосредственный.

196. Фрактография – средство диагностики разрушения сталей / М.А. Балтер, А.П. Любченко, С.И. Аксенова [и др.] ; под ред. М. А. Балтер. – Москва : Машиностроение, 1987. – 272 с. – Текст : непосредственный.

197. Иванова, В. С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение / В. С. Иванова, А. А. Шанявский. – Челябинск : Metallurgiya, 1988. – 396 с. – Текст : непосредственный.

198. РД 50-672-88 Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов : рук. док. по стандартизации : утв. Постановлением Госком. СССР по стандартам от 29.07.88 № 2800 : введен 01.07.1989. – Москва, 1989. – 22 с. – Текст : непосредственный.

199. Active Standard ASTM E975. Standard practice for x-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation : Developed by Subcommittee : E04.11. – West Conshohocken, PA, 2013.

200. Глэр, О. М. Практические методы в электронной микроскопии / О. М. Глэр. – Ленинград : Машиностроение, 1980. – 385 с. – Текст : непосредственный.

201. Горелик, С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ : учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – 4-е изд. доп. и перераб. – Москва : Изд-во МИСИС, 2002. – 360 с. – Текст : непосредственный.

202. Комяк, Н. И. Рентгеновские методы и аппаратура для определения напряжений / Н. И. Комяк, Ю. Г. Мясников. – Ленинград : Машиностроение, 1972. – 88 с. – Текст : непосредственный.

203. Зиновьев, В. Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах : справ. издание / В. Е. Зиновьев. – Москва : Metallurgiya, 1989. – 384 с. – Текст : непосредственный.

204. ГОСТ 9013-59 Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу = Metals. Method of measuring Rockwell hardness : межгос. стандарт : утв. Комитетом

стандартов, мер и измерительных приборов при Совете Министров СССР 04.02.59 : введен 1969-01-01 : соответствует СТ СЭВ 469-77 и ИСО 6508-86. – Москва : ИПК Изд-во стандартов, 2001. – 10 с. – Текст : непосредственный.

205. ГОСТ 9012-59(ИСО 410-82, ИСО 6506-81) Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю = Metals. Method of Brinell hardness measurement : межгос. стандарт : введен 1960.01.01. – Москва : Стандартиформ, 2007. – 27 с. – Текст : непосредственный.

206. ГОСТ 9450-76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников = Measurements microhardness by diamond instruments indentation : гос. стандарт СССР : утв. постановлением Госком. стандартов Совета Министров СССР от 09.01.76 г. № 68 : введен 1977.01.01 : переизд. март 1993 г. – Москва : Изд-во стандартов, 1993. – 25 с. – Текст : непосредственный.

207. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84) Металлы. Методы испытания на растяжение = Metals. Methods of tension test : межгос. стандарт : утв. постановлением Госком. СССР по стандартам от 16.07.84 № 2515 : введен 1986.01.01 : изд. (январь 2008 г.). – Москва : Стандартиформ, 2008. – 15 с. – Текст : непосредственный.

208. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температура = Metals. Method for testing the impact strength at low, room and high temperature : гос. стандарт СССР : утв. постановлением Госком. стандартов Совета Министров СССР от 17.04.78 № 1021 : введен 1979.01.01. : переизд. (октябрь 1993 г.). – Москва : Изд-во стандартов, 1993. – 21 с. – Текст : непосредственный.

209. Р 50-54-30-87 Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы испытаний на контактную усталость : рекомендации : введен 08.12.1987 : утв. приказом ВНИИМАШ №879 от 08.12.1987. – Москва, 1988. – 122 с. – Текст : непосредственный.

210. Dumitru, I. *Estimating durability of steels at repeated bending impacts* / I. Dumitru, L. Marsavina, N. Faur // *International Journal of Fracture*. – 2009. – Vol. 157. – P. 89–100.

211. *Impact torsional fatigue strengths of structural carbon steels / N. Okabe, T. Yano, T. Ushida, T. Mori // Bulletin of JSME. – 1984. –27. – P. 1813–1820.*
212. *Bardenheier R. Dynamic impact testing with servohydraulic testing machines R. Bardenheier, G. Rogers // Journal Physique IV, France. – 2006. – Vol. 134. – P. 693–699.*
213. Авт. свид. Р 800808 СССР, G 01 N 3/30. Ротационный копер для испытаний материалов на ударное сжатие : заявл. 04.02.1982 : опубл. 30.09.1984, Бюл. №36 / Селюнин В. И. – 3 с. – Текст : непосредственный.
214. Авт. свид. 1824531 СССР, G 01 N 3/34. Стенд для усталостных ударных испытаний образцов материалов : № 4930129/28 : заявл. 22.04.91; опубл. 30.06.93, Бюл. № 24 / Б.Ф. Урумбаев, М. А. Хабиев, В. А. Чупиков. – 3 с. – Текст : непосредственный.
215. Авт. свид. 1335849 СССР, G 01 N 3/34. Установка для испытаний образцов при повторных ударах : № 40582089/25-28 : заявл. 21.04.86 : опубл. 07.09.87, Бюл. № 33 / Е. В. Лодус. – 2 с. – Текст : непосредственный.
216. Авт. свид. 1335849 СССР, G 01 N 3/32. Установка для испытаний образцов при повторными ударами : № 4497168/25-28 : заявл. 24.10.88 : опубл. 23.08.90, Бюл. № 31 / Е. В. Лодус. – 3 с. – Текст : непосредственный.
217. Авт. свид. 17772677 СССР, G 01 N 3/34. Установка для испытания образцов повторными ударами : № 4862980/28 : заявл. 29.08.90 : опубл. 30.10.92, Бюл. № 40 / Е. В. Лодус. – 4 с. – Текст : непосредственный.
218. Авт. свид. 1385021 СССР, G 01 N 3/34. Установка для испытания образцов при повторными ударами : № 4140996/25-28 : заявл. 31.10.86 : опубл. 30.03.88, Бюл. № 12 / Е. В. Лодус. – 3 с. – Текст : непосредственный.
219. Авт. свид. 1430818 СССР, G 01 N 3/34. Установка для испытания образцов повторными ударами : № 4225079/25-28 : заявл. 06.04.87 : опубл. 15.10.88, Бюл. № 38 / Е. В. Лодус. – 3 с. – Текст : непосредственный.
220. Авт. свид. 1525539 СССР, G 01 N 3/08. Установка для испытаний образцов на прочность при повторном ударном нагружении : № 4413598/2528 :

заявл. 20.04.88 : опубл. 30.11.89, Бюл. № 44 / Е. В. Лодус. – 2 с. – Текст : непосредственный.

221. Авт. свид. 1478091 СССР, G 01 N 3/34. Центробежная установка для ударных испытаний образцов материалов : № 4313393/25-28 : заявл. 05.10.87 : опубл. 07.05.89, Бюл. № 17 / Е. В. Лодус. – 3 с. – Текст : непосредственный.

222. Авт. свид. 1603230 СССР, G 01 N 3/34. Установка для ударных испытаний образцов материалов : № 1423941/25-28 : заявл. 16.11.88 : опубл. 30.10.90, Бюл. № 40 / Е. В. Лодус. – 2 с.: ил. – Текст : непосредственный.

223. Авт. свид. 1603230 СССР, G 01 N 3/34. Установка для испытания образцов материалов на циклические ударные нагрузки : № 43861431/25-28 : заявл. 01.03.88 : опубл. 23.10.89, Бюл. № 39 / Е. В. Лодус. – 3 с.: ил. – Текст : непосредственный.

224. Авт. свид. 1490575 СССР, G 01 N 3/30. Стенд ударных для испытания образцов материалов : № 4349842/25-28 : заявл. 24.12.87 : опубл. 30.06.89, Бюл. № 24 / Е. В. Лодус. – 2 с.: ил. – Текст : непосредственный.

225. Авт. свид. 1718029 СССР, G 01 N 3/34. Установка для ударных нагружений образцов материалов нагрузки : № 4806380/28 : заявл. 26.03.90 : опубл. 07.03.92, Бюл. № 9 / Е. В. Лодус. – 3 с.: ил. – Текст : непосредственный.

226. Авт. свид. 1422091 СССР, G 01 N 3/10. Центробежная установка для испытания образцов : 4215499/25-28 : заявл. 25.03.87 : опубл. 07.09.88, Бюл. № 33 / Е. В. Лодус. – 3 с.: ил. – Текст : непосредственный.

227. Авт. свид. 1422091 СССР, G 01 N 3/10. Центробежная установка для испытания образцов : № 4215499/25-28 : заявл. 25.03.87 : опубл. 07.09.88, Бюл. № 33 / Е. В. Лодус. – 2 с.: ил. – Текст : непосредственный.

228. Патент 2 631528 РФ, G 01 № 3/34. Маятниковый копер для испытаний материалов повторными ударами : заявка 2016137893 : заявл. 22.09.2016 : опубл. 25.09.2017, Бюл. № 27 / С. В. Цирель, Е. В. Лодус. – 2 с.: ил. – Текст : непосредственный.

229. Школьник, Л. М. Методика усталостных испытаний / Л. М. Школьник. – Москва :Металлургия, 1978. – 304 с. – Текст : непосредственный.

230. Топоров, Г. В. Универсальная машина для испытаний материалов при ударном и плавном циклическом нагружении / Г. В. Топоров, Л. К. Петрова. – Текст : непосредственный // Усталость металлов при ударных циклических нагрузках : сб. науч. тр. / Томск. инженер.-строит. ин-т. – Томск, 1971. – С. 16–21.

231. *Development of a Hydraulic Spring-Type, High-Speed Impact Fatigue Testing Machine and the Experimental Results / Tsuneshichi Tanaka, Hideaki Nakayama, Tadao Mori [et al.] // JSME international journal. Ser. 1, Solid mechanics, strength of materials. – 1988. – Vol. 31, №4. – P. 760–767.*

232. *Study on Crack Growth Behaviors in Impact Fatigue: Part II, Crack Closure Behavior under Simple Impact Load / H. Nakayama, Y. Kanayama, M. Shikida, T. Tanaka // Bulletin of JSME. – 1984. – Vol. 27, №227. – P. 854–861.*

233. *Akama, M. Plastic Deformation Behavior of Rail Steels under Cyclic Impact Blows / M. Akama, S. Matsuyama. // ISIJ International. – 1989. – Vol. 29, Is. 11. – P. 947–953.*

234. Установка для проведения ударно-усталостных испытаний / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, В. А. Батаев, А. И. Попелюх / Заводская лаборатория. – 1996. – №5. – С. 45–47. – Текст : непосредственный.

235. Попелюх, А. И. Метод исследования свойств материалов при ударно-циклическом приложении нагрузки / А. И. Попелюх, И. К. Теняев, В. Г. Кощев. – Текст : непосредственный // Структура и свойства упрочненных конструкционных материалов. – Новосибирск : Изд-во НЭТИ, 1990. – С. 91–97.

236. Ряшенцев, Н. П. Теория, расчет и конструирование электромагнитных машин ударного действия / Н. П. Ряшенцев, Е. М. Тимошенко, А. В. Фролов. – Новосибирск : Наука, Сибирское отд-ние, 1970. – 259 с. – Текст : непосредственный.

237. Ударные стенды для испытаний малогабаритных изделий / Г. С. Мигиренко, В. Н. Евграфов, А. А. Рыков, В. Ф. Хон. – Иркутск : Изд-во Иркут. гос. ун-та, 1987. – 215 с. – Текст : непосредственный.

238. Мехеда, В. А. Тензометрический метод измерения деформаций : учеб. пособие / В. А. Мехеда. – Самара : Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-та, 2011. – 56 с. – Текст : непосредственный.

239. Смоленцев, А. С. Оценка влияния элементов ударной системы пневмомолота на эффективность погружения в грунт обсадной трубы при бестраншейной прокладке подземных коммуникаций : специальность 05.05.04 «Дорожные, строительные и подъемно-транспортные машины» : дис. на соискание ученой степени канд. техн. наук / А. С. Смоленцев. – Новосибирск. – 2012. – 115 с. – Текст : непосредственный.

240. ГОСТ 23.204-78 Обеспечение износостойкости изделий. Метод оценки истирающей способности поверхностей при трении = Products wear resistance assurance. A method of assessment of the surface wearing ability in friction : межгос. стандарт : утв. постановлением Гос.ком. СССР по стандартам от 11 декабря 1978 г. № 3283 : введен 1980.01.01. – М.: Стандартиформ, 2005. – 2 с. – Текст : непосредственный.

241. ГОСТ 30480-97 Обеспечение износостойкости изделий. Методы испытаний на износостойкость. Общие требования = Products wear resistance assurance. Methods of wear resistance tests. General requirements : межгос. стандарт : офиц. изд. : введен 1998.07.01. – Москва : Изд-во стандартов, 1998. – 8 с. – Текст : непосредственный.

242. Структурные особенности разрушения сталей при ударно-циклическом сжатии / А. А. Батаев, В. А. Батаев, А. И. Попелюх, Л. И. Тушинский. – Текст : непосредственный // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1996. – № 10. – С. 29–31.

243. *Special features of strain and fracture in steels under impact fatigue loading / A. Popelyukh, I. Bataev, P. Popelyukh, A. Chumachenko // Applied Mechanics and Materials.* – 2014. – Vol. 446–447. – P. 576–580.

244. Особенности зарождения и роста усталостных трещин в стали при многократном динамическом сжатии / А. И. Попелюх, П. А. Попелюх, А. А.

Батаев [и др.]. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117, № 3. – С. 291–299.

245. Брок, Д. Основы механики разрушения / Д. Брок. – Москва : Высшая школа, 1980. – 368 с. – Текст : непосредственный.

246. Тушинский, Л. И. Структурная теория конструктивной прочности материалов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2004. – 400 с. – Текст : непосредственный.

247. Херцберг, Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Р. В. Херцберг ; пер. с англ. А. М. Бернштейна ; под ред.: М. Л. Бернштейна, С. П. Ефименко. – Москва : Metallurgiya, 1989. – 575 с. – Текст : непосредственный.

248. Иванова, В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. М. Терентьев. – Москва : Metallurgiya, 1975. – 456 с. – Текст : непосредственный.

249. *Fatigue of Materials and Structures: Application to Design / ed.: Claude Bathias, André Pineau. – London : ISTE, New York : John Wiley & Sons, 2011. – 315 p.*

250. *Krupp, U. Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys. Microstructural Aspects and Modelling Concepts / Ulrich Krupp. – Wiley-VCH, 2007. – 311 p.*

251. Пестриков, В. М. Механика разрушения твердых тел / В. М. Пестриков, Е. М. Морозов. – Санкт-Петербург : Профессия, 2002. – 320 с. – Текст : непосредственный.

252. *Jaap Schijve. Fatigue of Structures and Materials / Jaap Schijve. – Springer Science+Business Media, B.V., 2009. – 622 p.*

253. Шанявский, А. А. Моделирование усталостных разрушений металлов: синергетика в авиации / А. А. Шанявский. – Уфа : Монография, 2007. – 450 с. – Текст : непосредственный.

254. Аникина, В. И. Фрактография в материаловедении / В. И. Аникина, А. А. Ковалева. – Красноярск : Изд-во СФУ, 2014. – 144 с. – Текст : непосредственный.

255. Кошечев, В. Г. Свойства сталей 110Г13Л, 65Г в условиях ударно-усталостного нагружения / В. Г. Кошечев, А. И. Попелюх, И. К. Теняев. – Текст : непосредственный // Структура и свойства упрочненных конструкционных материалов. – Новосибирск : Изд-во НЭТИ, 1990. – С. 12–22.

256. Трощенко, В. Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов : справочник / В. Т. Трощенко, Л. А. Сосновский. – Киев : Наукова думка, 1987. – Часть 1. – 347 с. – Текст : непосредственный.

257. *Boardman, B. Fatigue Resistance of Steels / Bruce Boardman // ASM Handbook. – Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. – ASM Handbook Committee, 1990. – P. 673–688.*

258. Терентьев, В. Ф. Циклическая прочность металлических материалов : учеб. пособие / В. Ф. Терентьев, А. А. Оксогоев. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2001. – 61 с. – Текст : непосредственный.

259. Масленников, И. К. Буровой инструмент : справочник / И. К. Масленников. – Москва : Недра, 1989. – 430 с. – Текст : непосредственный.

260. Теняев, И. К. Выбор материалов для изготовления деталей отбойных молотков / И. К. Теняев, А. И. Попелюх, В. Г. Кошечев. – Текст : непосредственный // Структура и конструктивная прочность стали. – Новосибирск : Изд-во НЭТИ, 1989. – С. 71–76.

261. Кершенбаум, В. Я. Буровой породоразрушающий инструмент : в 2 томах / В. Я. Кершенбаум, А. Торгашов. – Москва : Изд-во Нац. ин-та нефти и газа, 2003. – Т. 1: Шарошечные долота серия. – Москва : Междунар. инженерная энциклопедия. – 258 с. – Текст : непосредственный.

262. Буровое оборудование : справочник : в 2 томах / В. Ф. Абубакиров, Ю. Г. Буримов, А. Н. Гноевых [и др.]. – Москва : Недра, 2003. – Т. 2. Буровой инструмент. – 494 с. – Текст : непосредственный.

263. *Lankford, J. Initiation and Early Growth of Fatigue Cracks in High Strength Steel / J. Lankford // Engineering Fracture Mechanics. – 1977. – Vol. 9. – P. 617–623.*

264. Bergengren, Y. *The influence of machining defects and inclusions on the fatigue properties of a hardened spring steel* / Y. Bergengren, M. Larsson, A. Melander // *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*. – 1995. – Vol. 18. – P. 1071–1087.

265. *The fatigue behaviors of zero-inclusion and commercial 42CrMo steels in the super-long fatigue life regime* / Z. G. Yang, S. X. Li, J. M. Zhang [et al.] // *Acta Materialia*. – 2004. – Vol. 52. – P. 5235–5241.

266. Влияние неметаллических включений на долговечность ударных машин / А. А. Репин, С. Е. Алексеев, А. И. Попелюх, А. М. Теплых. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2011. – №6. – С. 74–83.

267. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин [и др.] ; под общ. ред. В. Г. Сорокина. – Москва : Машиностроение, 1989. – 640 с. – Текст : непосредственный.

268. Bhadeshia, H. K. D. H. *Bainite in Steels* / H. K. D. H. Bhadeshia, J. W. Christian // *Metallurgical transactions: A*. – April 1990. – Vol. 21A. – P. 767–797.

269. *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology* / Ed.: Y. Weng, H. Dong, Y. Gan. – Beijing : Metallurgical Industry Press, Springer-Verlag GmbH Berlin, 2011. – 511 p.

270. Попелюх, П. А. Повышение надежности деталей ударных машин с помощью изотермической закалки / П. А. Попелюх, А. И. Попелюх. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. – № 4. – С. 79–82.

271. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. – Ленинград : Машиностроение, 1977. – 248 с. – Текст : непосредственный.

272. Повышение мощности малогабаритных погружных пневмоударников / А. А. Репин, В. В. Тимонин, А. И. Попелюх [и др.]. – Текст непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2016. – № 6. – С. 86–93.

273. *Santofimia, M. J. Combining bainite and martensite in steel microstructures for light weight applications / M. J. Santofimia, S. M. C. van Bohemen, J. Sietsma // Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. – 2013. – Vol. 113. – P.143–148*

274. Термическое упрочнение углеродистых сталей со смешанным превращением аустенита / В. А. Батаев, А. И. Попелюх, Ю. В. Осадчий, В. Г. Кошеев. – Текст : непосредственный // Структура и конструктивная прочность стали. – Новосибирск : Изд-во НЭТИ, 1989. – С. 19–27.

275. Повышение конструктивной прочности деталей ударных машин термической обработкой созданием в стали смешанной структуры / А. И. Попелюх, А. М. Теплых, Д. С. Терентьев, А. Ю. Огнев. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2009. – № 2. – С. 19–24.

276. Способ термической обработки инструментальной стали со смешанным мартенситно-бейнитным превращением аустенита / А. И. Попелюх, А. А. Батаев, А. М. Теплых [и др.]. – Текст : непосредственный // Сталь. – 2011. – № 4. – С. 69–73.

277. *Nayak, S. S. Microstructure–hardness relationship in quenched and partitioned medium-carbon and high carbon steels containing silicon / S. S. Nayak, R. Anumolu, R. D. K. Misra // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 498. – P. 442–456.*

278. *Thermomechanical Processing of High-strength Low-alloy Steels / Imao Tamura, Hiroshi Sekine, Tomo Tanaka, Chiaki Ouchi. – London : Butterworth & Co. Ltd, 1988. – 253 p.*

279. *Historical Aspects of Thermomechanical Processing for Steels / T. Chandra, K. Tsuzaki, M. Militzer, C. Ravindran // Materials Science Forum. – March 2007. – Vol. 539-543. – P. 4397–4404.*

280. Бернштейн, М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – Москва : Металлургия, 1977. – 431 с. – Текст : непосредственный.

281. *The Alloy Design and Thermo-mechanically Controlled Processing (TMCP) of Plate for High Pressure, Large Diameter* / T. Chandra, N. Wanderka, W. Reimers, M. Ionescu // *Pipelines Materials Science Forum*. – Jan. 2010. – Vol. 638-642. – P. 124–129.

282. *The impact of thermo-mechanical controlled processing on structure-property relationship and strain hardening behavior in dual-phase steels* / Cheng-Ning Li, Feng-Qin Ji, Guo Yuan [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – April 2016. – Vol. 662. – P. 100–110.

283. *Verlinden, B. Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials* / B. Verlinden, R. Cahn. – Amsterdam : Pergamon ; Boston : Elsevier, 2007. – 528 p.

284. *Nowotnik, A. The effect of TMCP parameters on the microstructure and mechanical properties of Ti-Nb microalloyed steel* / A Nowotnik, T Siwecki // *Journal of Microscopy*. – 2010. – Vol. 237. – P. 258–262.

285. *Modelling of microstructural of Steel Plates Produced by Evolution and Mechanical Properties Thermo-Mechanical Control Process* / Atsuhiko Yoshie, Masaaki Fujioka, Yoshiyuki Watanabe [et al.] // *ISIJ International*. – 1992. – Vol. 32, № 3. – P. 395–404.

286. *Thermomechanical Processing of Steel* / Tadashi Maki, Tadashi Furuhashi, Nobuhiro Tsuji [et al.] // *Past, Present and Future Tetsu-to-Hagané*. – 2014. – Vol. 100, № 9. – P.14–27.

287. *Ebrahimi, R. Effect of Thermo-Mechanical Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Microalloyed Steels* / R. Ebrahimi, M. Javdani // *Brazilian Journal of Physics*. – 2010. – Vol. 40, № 4. – P. 454–458.

288. *Kodzhaspirov, E. Substructural Strengthening of Medium-Carbon Alloyed Steel with Preliminary Thermomechanical Processing* / E. Kodzhaspirov, A. I. Rudskoy // *Acta Physica Polonica: A*. – 2015. – Vol. 128, № 4. – P. 527–529.

289. *Hosseini Beladi. Formation of Ultrafine Grained Structure in Plain Carbon Steels Through Thermomechanical Processing* / Hossein Beladi, Georgina L. Kelly, Peter D. Hodgson // *Materials Transactions*. – 2004. – Vol. 45, № 7. – P. 2214–2218.

290. Хлестов, В. М. Превращение деформированного аустенита в стали / В. М. Хлестов, Г. К. Дорожко. – Мариуполь : Изд-во ПГТУ, 2002. – 407с. – Текст : непосредственный.
291. *Yuqing Weng. Ultra-Fine Grained Steels / Yuqing Weng. –Berlin : Springer, New York : Heidelberg, 2008. – 587 p.*
292. *Ming-Chun. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel Materials / Ming-Chun, Zhao KeYang, Yiyang Shan // Science and Engineering: A. – Sept. 2002. – Vol. 335, Is. 1-2. – P. 14–20.*
293. *Kiyoshi Nishioka. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization / Kiyoshi Nishioka, Kazutoshi Ichikawa // Science and Technology of Advanced Materials. – Apr 2012; Vol.13, Is. 2. – P. 1–19.*
294. *Development and Application of Thermo-mechanical Control Process Involving Ultra-fast Cooling Technology in China / Zhaodong Wang, Bingxing Wang, Bin Wang [et al.] // SIJ International. – 2019. – Vol. 59, № 12. – P. 2131–2141.*
295. *Endo Shigeru Nakata Naoki Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and High Performance Steel in JFE Steel // JFE Technical Report. – Mar. 2015. – № 20. – P. 1–6.*
296. Попелюх, П. А. Комбинированная термомеханическая обработка стали с мартенсито-бейнитным превращением аустенита / П. А. Попелюх, А. И. Попелюх, М. Р. Юркевич. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 2. – С. 62–68.
297. *Popelyukh, A. Combined Thermomechanical Treatment for the Mining Industry / A. Popelyukh, M. Yurkevich, P. Popelyukh // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 698. – P. 382–385.*
298. *Popelyukh, A. Effect of Thermomechanical Treatment on the Properties of Steel with a Mixed MartensiticBainitic Structure / A. Popelyukh, M. Yurkevich, P. Popelyukh //Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 788. – P. 157–162.*
299. Пат. №2588936 С1 Российская Федерация, С21D8/00 (2006.01), С21D1/78 (2006.01). Способ термомеханической обработки стальных изделий :

№ 2015107816/02 : заявл. 05.03.2015 : опубл. 10.06.2016, Бюл. № 19 / Попелюх А. И., Никулина А. А., Попелюх П. А., Юркевич М. Р. ; заявитель и патентообладатель НГТУ. – 4 с. – Текст : непосредственный.

300. *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials / Bert Verlinden, Julian Driver, Indradev Samajdar, Roger Doherty. – Elsevier Science, 2007. – 560 p.*

301. *Opiela, M. Thermo-mechanical treatment of the C-Mn steel with Nb, Ti, V and B microadditions / M. Opiela //Archives of Materials Science and Engineering. – 2007. – Vol. 28. – P. 377–380.*

302. Пути повышения конструктивной прочности ударного инструмента / А. И. Попелюх, А. М. Теплых, Д. С. Терентьев, А. Ю. Огнев. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2009. – № 4. – С. 15–16.

303. Репин, А. А. Методы повышения надежности деталей ударных машин / А. А. Репин, С. Е. Алексеев, А. И. Попелюх. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2012. – № 4. – С. 94–101.

304. *Liu, C. D. Dependence of the fatigue limit of rail steels on stress intensity factor near inclusions / C. D. Liu, M.N. Bassim, S.St. Lawrence //Engineering Fracture Mechanics. – January, 1995. – Vol. 50, Is. 2. – P. 301–307.*

305. *Gonzalo, M. Prediction of very high cycle fatigue failure for high strength steels, based on the inclusion geometrical properties / M. Gonzalo, Almaraz Dominguez // Mechanics of Materials. – 2008. – Vol.40, Is.8. – P. 636–640.*

306. *On the critical inclusion size of high strength steels under ultra-high cycle fatigue / Z. G. Yang , J. M. Zhang , S. X. Li [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – Vol. 427, Is.1-2. – P. 167–174.*

307. *Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of heavily cold drawn steel wires / K. Lambrighs , I. Verpoest, B. Verlinden, M. Wevers // Procedia Engineering. – 2010. – Vol. 2, Is. 1. – P.173–181.*

308. *Lankford, J. Initiation and Early Growth of Fatigue Cracks in High Strength Steel / J. Lankford // Engineering Fracture Mechanics. – 1977. – Vol. 9, Is. 3. – P. 617–623.*

309. *Dependence of fatigue strength on inclusion size for high-strength steels in very high cycle fatigue regime / Y. B. Liua, Z. G. Yanga, Y. D. Lia [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – August 2009. – Vol. 517, Is. 1-2. – P. 180–184.*

310. *Influence of non-metallic inclusions on the fatigue properties of heavily cold drawn steel wires / K. Lambrighs, I. Verpoest, B. Verlinden, M. Wevers // Procedia Engineering. – 2010. – Vol. 2, Is. 1. – P. 173–181.*

311. Влияние неметаллических включений на долговечность ударных машин / А. А. Репин, С. Е. Алексеев, А. И. Попелюх, А. М. Теплых. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2011. – № 6. – С. 74–83.

312. *Popelyukh, A. I. Effect of steel structure and defects on reliability of parts of impact mechanisms / A. I. Popelyukh, A. A. Repin, S. E. Alekseev // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. Geodynamics and Stress State of the Earth's Interior (GSSEI 2017) 2–6 October 2017, Novosibirsk, Russian Federation. – Novosibirsk, 2018. – Vol. 134. – P. 10–15.*

313. *Downhole High-Pressure Air Hammers for Open Pit Mining / A. A. Repin, B. N. Smolyanitsky, A. I. Popelyukh [et al.] // Journal of Mining Science. – 2014. – Vol. 50, Is. 5. – P. 929–937.*

314. Пути повышения эффективности ударно-вращательного бурения скважин / А. С. Кондратенко, В. В. Тимонин, В. Н. Карпов, А. И. Попелюх. – Текст : непосредственный // Горный журнал. – 2018. – №5. – С. 63–68.

315. Влияние неметаллических включений на сопротивление стали разрушению при многократном динамическом сжатии = Influence of nonmetallic inclusions on the fracture resistance of steel under fatigue dynamic compression conditions / А. И. Попелюх, С. В. Веселов, Д. Д. Мункуева, В. В. Тимонин, В. Н. Карпов // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты =

Obrabotka metallov: metal working and material science. – 2017. – № 2 (75). – С. 67–78.

316. Смоляницкий, Б. Н. Современные технологии сооружения протяженных скважин в грунтовых массивах и технические средства контроля их траектории / Б. Н. Смоляницкий. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2016. – 237 с. – Текст : непосредственный.

317. Матисс, А. Р. К созданию ковшей активного действия гидравлических строительных экскаваторов / А. Р. Матисс, В. Н. Лабутин. – Текст : непосредственный // Фундаментальные проблемы формирования техногенной геосреды : конф. с участием иностранных ученых. – Новосибирск, 2010. – С. 210–213.

318. Попелюх, П. А. Влияние внешней среды на показатели надежности деталей горных машин, работающих в условиях динамического сжатия / П. А. Попелюх, А. А. Никулина, А. И. Попелюх. – Текст : непосредственный // Науч. вест. НГТУ. – 2013. – № 4(53). – С. 133–138.

319. Коррозионно-активные неметаллические включения в углеродистых и низкоуглеродистых сталях : сб. науч. тр. / под ред.: И. Г. Родионовой, А. И. Зайцева, О. Н. Баклановой. – Москва : Metallurgizdat, 2005. – 184 с. – Текст : непосредственный.

320. Расчетная оценка коррозионной активности неметаллических включений в трубной стали / Г. И. Котельников, Д. А. Мовенко, К. Л. Косырев [и др.]. – Текст : непосредственный // Электрометаллургия. – 2011. – № 2. – С. 36–39.

321. Модель распределения растягивающих и сжимающих напряжений в металле вокруг кальцийсодержащих неметаллических включений в водных средах / Г. И. Котельников, Д. А. Мовенко, А. В. Павлов, С. А. Мотренко. – Текст : непосредственный // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 3. – С. 10–16.

322. Источники возникновения в стали коррозионно-активных неметаллических включений и пути предотвращения их образования / А. И. Зайцев, И. Г. Родионова, В. В. Мальцев [и др.]. – Текст : непосредственный // Металлы. – 2005. – № 5. – С. 3–11.

323. Контроль неметаллических включений – ключевая проблема современной металлургии и материаловедения стали и сплавов железа / А. И. Зайцев, И. Г. Родионова, А. А. Немтинов [и др.]. – Текст : непосредственный // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2007. – № 1. – С. 1–13.

324. Бурение с погружными пневмоударниками от А до Я / *TEREX Inc.* – *Malaga, Western Australia*, 2007. – 74 с. – Текст : непосредственный.

325. Опарин, В. Н. Количественная оценка эффективности пневмоударного бурения на месторождениях полезных ископаемых / В. Н. Опарин, В. В. Тимонин, В. Н. Карпов. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2016. – №6. – С. 6–74.

326. Погружные пневмоударники высокого давления для открытых горных работ / А. А. Репин, Б. Н. Смоляницкий, А. И. Попелюх [и др.]. – Текст : непосредственный // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. – 2014. – № 5. – С. 157–168.

Приложение А
Патент на изобретение
«Способ термомеханической обработки стальных изделий»

02.12.2016

Патент на изобретение №2588936

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

(19) **RU** (11)**2588936** (13) **C1**

(51) МПК
C21D8/00 (2006.01)
C21D1/78 (2006.01)

**ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
 ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ**

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

Статус: по данным на 28.11.2016 - действует
 Пошлина: учтена за 3 год с 06.03.2017 по 05.03.2018

(21), (22) Заявка: **2015107816/02**, 05.03.2015(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
05.03.2015

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: **05.03.2015**(45) Опубликовано: **10.07.2016**(56) Список документов, цитированных в отчете о поиске: **RU 2034046 C1**, 3004.1995. **RU 2257418 C1**, 27.07.2005. **RU 2527575 C1**, 10.09.2014. **SU 1585351 A1**, 15.08.1990.

Адрес для переписки:

630073, г. Новосибирск, пр-т К. Маркса, 20, НГТУ

(72) Автор(ы):

**Попелюх Альберт Игоревич (RU),
 Никулина Аэлита Александровна (RU),
 Попелюх Павел Альбертович (RU),
 Юркевич Мария Руслановна (RU)**

(73) Патентообладатель(и):

**Федеральное государственное бюджетное
 образовательное учреждение высшего
 профессионального образования
 "Новосибирский государственный
 технический университет" (НГТУ) (RU)**

(54) СПОСОБ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

(57) Реферат:

Изобретение относится к области машиностроения, в частности к обработке высокопрочных изделий, работающих при воздействии значительных динамических и циклических нагрузок. Для повышения ударной вязкости, усталостной долговечности и трещиностойкости стальных изделий при сохранении их прочности за счет формирования в стали дисперсной смешанной мартенсито-бейнитной структуры, надежности высокопрочных изделий способ включает нагрев заготовки до температуры аустенизации, пластическое деформирование, промежуточное охлаждение в область температур мартенситного превращения, дополнительный нагрев до температуры промежуточного (бейнитного) превращения 350°C и окончательное охлаждение, при этом промежуточное охлаждение после пластического деформирования осуществляют в расплаве селитры, нагретом до температуры 180-270°C, а пластическое деформирование заготовки осуществляют со степенью 20-40%. 2 ил.

Приложение Б

Акт использования результатов диссертационной работы в
АО «Томский электромеханический завод им. В.В.Вахрушева»



Министерство угольной промышленности СССР
Главуглемаш

Томский
Электромеханический
Завод им. В.В.Вахрушева

634050, г. Томск, пр. Ленина 28
телеграф — Томск — 4
тлп. 128169 «ВЕХ»
тел. 44-30-05
р/с № 161701/34511 в Коммерческом банке «Движение»
при областном управлении Госбанка г. Томска,
М.П.О 266004, п/и 634050

№ _____

На № _____ от _____

"УТВЕРЖДАЮ"

Главный инженер Томского
электромеханического завода
им. В.В.Вахрушева

В.В.Дударев

1992 г.



"УТВЕРЖДАЮ"

Проректор Новосибирского
электротехнического
института по научной
работе профессор

В.И.Денисов

Октябрь 1992 г.



А К Т

промышленного испытания способа термического
упрочнения ударников отбойных молотков

На Томском электромеханическом заводе им. В.В.Вахрушева проведены промышленные испытания метода объемного термического упрочнения сталей, разработанного сотрудниками кафедры "Материаловедение в машиностроении" Новосибирского электротехнического института А.А.Батаевым и А.И.Попелухом. Предлагаемый метод представляет собой один из вариантов способа регулируемого упрочнения стали, разрабатываемого в ИЭТИ под руководством д.т.н., профессора Л.И.Тущинского.

Эффективность способа термического упрочнения оценена путем сравнения данных о долговечности ударника, представляющего собой одну из наиболее нагруженных деталей отбойного молотка типа МО-2, выпускаемого Томским электромеханическим заводом.

В настоящее время в серийном производстве ударники отбойных молотков изготавливаются из стали У8 (ГОСТ 1435-74). Их термическая обработка заключается в закалке в воду от температуры 820°C и последующем отпуске в течение 1,5 час при 250°C. Средний срок службы ударников из стали У8 до разрушения составляет 600 часов.

Предлагаемый способ упрочнения заключается в нагреве стали до аустенитного состояния, ускоренном охлаждении в интервал мартенситного превращения с образованием в структуре стали 40% мартенсита, и в последующем нагреве в область бейнитного распада с получением в стали смешанной структуры, состоящей из отпущенного мартенсита и нижнего бейнита. Термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением переохлажденного аустенита позволяет получить в стали высокопрочную структуру, обеспечивающую высокий уровень сопротивления ударно-усталостному разрушению.

На основании проведенных исследований авторами способа предлагается замена стали У8 на сталь 5ХВ2С. Для этой стали разработан следующий режим упрочнения: нагрев до температуры аустенитизации (920°C), выдержка в течение 30 мин., ускоренное охлаждение до 265...275°C, выдержка 1 мин., нагрев в область изотермического распада до температуры 345...355°C и выдержка при этой температуре в течение 45 мин.

Результаты механических испытаний стали У8, термически обработанной по серийной технологии, и стали 5ХВ2С, упрочненной по технологии Новосибирского электротехнического института, отражены в следующей таблице.

Марка стали	Способ обработки	HRC	σ_B МПа	$\sigma_{0.2}$ МПа	ψ %	δ %	N цикл
У8	Закалка с отпуском (серийная технология)	57	2130	2000	8	1,0	8×10^4
5ХВ2С	Термическая обработка с мартенсито-бейнитным превращением (предлагаемая технология)	50	1790	1510	40	5,0	6×10^7

По предлагаемой технологии была изготовлена опытная партия ударников отбойных молотков типа М0-2. Сравнительные испытания молотков с серийными и опытными ударниками проводились на шахте Донецкого угольного бассейна. Анализ результатов показал, что применение стали 5ХВ2С и предложенной технологии термического упрочнения позволяет избежать случаев аварийного разрушения ударников и увеличить их срок службы до 900 часов или по сравнению с серийными образцами в 1,5 раза.

Незначительная модернизация технологического процесса обработки позволит осуществить предлагаемый метод термического упрочнения в промышленных условиях.

от ТЭЗ

от НЭТИ

Главный конструктор ТЭЗ

Бабинов А.Н.



Зав.кафедрой "Материаловедение в машиностроении" д.т.н.,
проф. Тушинский Л.И.

к.т.н. доц. Батаев А.А.

инж. Попелух А.И.



Приложение В.

Акт использования результатов диссертационной работы в ООО «Сибирская горная компания»

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель директора по производству

ООО «Сибирская горная компания»

Г.В. Стадник

_____ 2014 г.



АКТ

промышленных испытаний погружного пневмоударника ПВ170 и буровых коронок К170 разработки Института горного дела СО РАН

В срок 25 июня и 9, 10 июля 2014 г. на карьере «Борок» г. Новосибирск и Коенском карьере Тогучинского р-на НСО прошли промышленные испытания пневмоударника ПВ170 в комплекте с буровыми коронками К170.

Объект испытаний

На испытания был представлен один опытный образец погружного пневмоударника ПВ170 и 3 буровых коронки К170 диаметром 170 мм изготовленные в экспериментальных мастерских ИГД СО РАН. Пневмоударник имеет беззолотниковую систему воздухораспределения со сдвоенными камерами рабочего хода и промежуточной камерой холостого хода сетевого давления. Относится к пневмоударникам закрытого типа (без перфорации стенок корпуса) с выхлопом всего отработанного воздуха на забой скважины. Конструкция разработана для возможности работы на энергоносителе широкого диапазона давления 0,6 ... 2,0 МПа. Энергетические параметры соответственно также изменяются. Наружный диаметр корпуса 142 мм. Наиболее ответственная деталь машины – ударник был изготовлен и термически обработан по технологии кафедры «Материаловедение в машиностроении» НГТУ. На начало испытаний ударник на предыдущих испытаниях имел уже наработку 400 пог. м скважин.

Каждая из буровых коронок К170 армирована методом прессования 28 твердосплавными штырями диаметром 14 мм отечественного производства. Марка твердого сплава ВК8ВК. Головка имеет полусферическую форму. Для передачи крутящего момента используется шлицевое соединение. Осевое перемещение ограничено шпонкой. Соударение ударника и коронки – центральное.

Цель проведения испытаний

Промышленные испытания проводились с целью определения работоспособности и особенностей работы пневмоударника и коронок в различных производственных условиях на импортном буровом станке повышенного давления. А также с целью определения механической скорости бурения при проходке по разным породам. Ставилась задача определения стойкости буровых коронок и характера их износа.

Условия испытаний

На карьере «Борок» г. Новосибирск бурились взрывные скважины диаметром 170 мм глубиной 12 м по гранитам крепостью $f = 12 \dots 14$ по шкале проф. М.М. Протодяконова. Скважины значительно обводнены. Работа осуществлялась на импортном буровом станке повышенного давления SWDB165. Станок оборудован компрессором производительностью $21,2 \text{ м}^3/\text{мин}$ на давление 1,38 МПа.

На Коенском карьере Тогучинского р-на работа осуществлялась на этом же станке. Бурились взрывные скважины диаметром 170 мм глубиной 13 м по диабазам крепостью $f = 14 \dots 16$ по шкале проф. М.М. Протодяконова.

Результаты испытаний

На карьере «Борок» было пробурено 2 скважины. Пневмоударник имел хороший запуск и устойчивую работу. Имел надежную блокировку. В режиме блокировки в скважину подавалось достаточное количество воздуха

для хорошей ее очистки. Механическая скорость бурения в этих условиях составила 280 мм/мин. После проходки двух скважин коронка имела значительный износ периферийных штырей. Нарботка на коронку составила 24 м кважин.

На Коенском карьере было пробурено 17 скважин глубиной 13 м. Пневмоударник показал также хорошую работоспособность. При работе давление на компрессоре не превышало 1,2 МПа, что связано с расходной характеристикой пневмоударника. Механическая скорость бурения составила 266 мм/мин. Было израсходовано 2 буровых коронки. Выход из строя коронок происходил по причине износа периферийных штырей. Нарботка на коронку в этих условиях составила 110,5 м скважин.

Всего за время испытаний набурено 245 м скважин. Был выработан комплект буровых коронок. Пневмоударник сохранил работоспособность и пригоден к дальнейшей эксплуатации. За время работы не разбирался и не имел каких либо изменений.

Ударник пневмоударника с учетом предварительной наработки получил наработку 645 м. скважин. Это имеет значение для оценки ресурса машины.

Следует отметить, что пневмоударник ПВ170 в сравнении с импортным имеет меньшие габариты и массу и требует меньше затрат труда при производстве работ, при замене буровой коронки.

Выводы

1. Погружным пневмоударником ПВ170 пробурено 245 метров скважин с сохранением работоспособности. Пневмоударник пригоден для эксплуатации на импортном буровом станке повышенного давления с обеспечением необходимой производительности.
2. Технология изготовления основных деталей позволяет осуществить их долговременную надежную работу.
3. Отработано 3 буровых коронки. Их ресурс в значительной мере изменялся в зависимости от свойств буримой породы и зависел от

износа периферийных штырей, от качества твердого сплава. Закрепление штырей достаточно надежное, не наблюдалось случаев их выпадения.

4. Массогабаритные параметры пневмоударника позволяют уменьшить затраты труда при производстве работ.

Рекомендации

1. Имеет смысл осуществить корректировку расходной характеристики пневмоударника для повышения давления воздуха на входе, что позволит повысить энергетические параметры и увеличить скорость бурения.
2. Несмотря на то, что за период испытаний пневмоударник не шламовался, для полного исключения такой возможности целесообразно в его конструкцию ввести обратный клапан.

От ООО «Сибирская горная компания»

Механик буровзрывного участка

Машинист буровой установки



С.В. Курачев

С.А. Косица

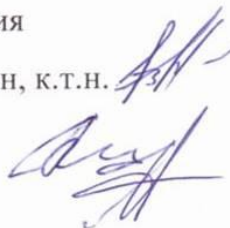
От Института горного дела СО РАН

И.о. заведующего лаборатории бурения

и технологических импульсных машин, к.т.н.

Старший научный сотрудник

Младший научный сотрудник



В.В. Тимонин

С.Е. Алексеев

В.Н. Карпов

О.НГТУ

Доцент кафедры «Материаловедение в

Машиностроении», к.т.н.



А.И. Попелюх

Приложение Г

Акт использования результатов диссертационной работы в ООО «Алтайский завод прецизионных изделий»



АЛТАЙСКИЙ ЗАВОД ПРЕЦИЗИОННЫХ ИЗДЕЛИЙ

ALTAI PRECISION COMPONENTS PLANT

Общество с ограниченной ответственностью
Управляющая компания
«Алтайский завод прецизионных изделий»
(ООО УК «АЗПИ»)
656023, Россия, Алтайский край, г. Барнаул,
пр. Космонавтов, 6/2, офис 1
Факс: (3852) 502-400 | телефон: (3852) 501-400
www.azpi.ru | e-mail: azpi@azpi.ru

Managing company «ALTAI PRECISION
COMPONENTS PLANT» Ltd.
office 1, Kosmonavtov Av., 6/2, 656023,
Barnaul, Altai krai, Russia
Fax: +7 (3852) 502-400 | Tel: +7 (3852) 501-400
www.azpi.ru | e-mail: azpi@azpi.ru

Исх. № _____ от _____

На № _____ от _____

УТВЕРЖДАЮ:
Председатель правления

 В.А. Герман

« 08 » 10 2020г.

Акт

постановки на производство высокотехнологичной продукции по результатам научно-исследовательской работы Попелюха А.И., посвященной изучению закономерностей разрушения металлических материалов в условиях многократного динамического нагружения


Настоящим актом подтверждаем, что результаты диссертационной работы Попелюха А.И. внедрены в производственный процесс производства деталей топливной аппаратуры. Диссертантом проведена оценка влияния неметаллических включений, а так же технологии дробеструйной обработки на эксплуатационные свойства клапанных пружин и пружин форсунок. Результаты работы позволили установить рациональные режимы обработки корпусов распылителей, втулок плунжера, увеличивающие показатели усталостной прочности изделий не менее чем на 25%.

Зам. председателя правления

по металлургии

 Лихошерстов А.Д.

Начальник ЦЗЛ

 Бурмин С.В.



Приложение Д

Акт использования результатов диссертационной работы в Институте горного дела СО РАН

Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки

**ИНСТИТУТ ГОРНОГО ДЕЛА
ИМ. Н.А. ЧИНАКАЛА**

**Сибирского отделения
Российской академии наук
(ИГД СО РАН)**

Красный просп., д. 54, Новосибирск, 630091
Телефон/факс (383) 205-30-30
E-mail: mailigd@misd.ru, http://www.misd.ru
ОГРН 1035402457683, ИНН 5406015367

Утверждаю:

Врио директора
ИГД СО РАН

Ильин В.С.



16 ноября 2020 г.

Акт

о внедрении результатов исследований по диссертации Попелюха А.И., посвященной изучению особенностей разрушения металлических материалов в условиях многократного динамического нагружения.

Комиссия в составе и.о. заведующего лабораторией бурения и технологических импульсных машин ИГД СО РАН Примычкина А.Ю. и старшего научного сотрудника лаборатории Алексеева С.Е. составила настоящий акт о том, что результаты исследований процессов разрушения металлических материалов, технические предложения по повышению конструктивной прочности сталей и практические рекомендации по выбору марок сталей и режимов их термического упрочнения, изложенные в диссертационной работе Попелюха А.И., обладают актуальностью, представляют практический интерес и используются сотрудниками лаборатории при разработке новых образцов энерговооруженных машин ударного действия (погружных пневмоударников, пневмопробойников, пневматических молотов) и бурового инструмента (буровых коронок и долот).

Экспериментальные образцы погружных пневмоударников П165, ПВ130, ПВ170 прошли лабораторные и промышленные испытания с положительными результатами. Использование новых методов упрочнения позволило в 2 раза повысить ресурс машин, уменьшить на 50 % эксплуатационные затраты при использовании новых образцов погружных пневмоударников и расширителей скважин повышенной мощности.

Справка дана Попелюху Альберту Игоревичу для предоставления в Специализированный научный совет по защите диссертаций.

Старший научный сотрудник лаборатории
бурения и технологических импульсных машин

Алексеев С.Е.

И.о. заведующего лабораторией бурения
и технологических импульсных машин, к.т.н.

Примычкин А.Ю.

Приложение Е.

Акт использования результатов диссертационной работы в учебном процессе

УТВЕРЖДАЮ

Сергей проректор НГТУ,

к.т.н., доцент

Янпольский В.В.

_____ 2020 г.



АКТ

внедрения результатов диссертационной работы
докторанта А.И. Попелюха в учебный процесс

В процессе подготовки диссертационной работы докторантом Попелюхом Альбертом Игоревичем выполнены исследования основных особенностей разрушения сталей в условиях ударно-усталостного нагружения и разработаны новые эффективные способы повышения конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей ударных машин. Объектами исследований являлись конструкционные стали, используемые при производстве динамически нагруженных деталей энерговооруженных горных машин и механизмов ударного действия. При выполнении работы разработано и изготовлено новое экспериментальное оборудование для оценки усталостных свойств материалов в условиях многократного динамического нагружения по схемам сжатия и изгиба. Докторантом были проведены глубокие исследования, которые позволили расширить знания об особенностях процессов разрушения сталей в условиях ударно усталостного нагружения на воздухе, в коррозионно-активных и инертных жидких средах. Особое внимание было уделено изучению механизма роста усталостных трещин при многократном воздействии на материал ударных импульсов сжатия. Полученные диссертантом данные позволили разработать рекомендации по повышению конструктивной прочности тяжело нагруженных деталей энерговооруженных ударных машин. Результаты работы опубликованы в журналах, входящих в список ВАК, а также изданиях, индексируемых научными библиографическими базами данных *Web of Science* и *Scopus*.

Полученные А.И. Попелюхом научные результаты используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете на механико-технологическом факультете при реализации образовательных программ бакалавриата по направлениям 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» и 28.03.02 «Наноинженерия» при чтении лекций, проведении практических и лабораторных работ по дисциплинам «Физические и механические свойства материалов», «Прогрессивные материалы и технологии», «Физические основы прочности, пластичности и разрушения».

Декан механико-технологического
факультета, к.т.н., доцент

Тюрин А.Г.