

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ
НАУКИ ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ИМЕНИ
А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК
(ИМЕТ РАН)**

На правах рукописи

СЕВАЛЬНЁВА ТАТЬЯНА ГЕННАДЬЕВНА

**ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ
СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА В УСЛОВИЯХ
СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Специальность: 2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:

Колмаков Алексей Георгиевич

доктор технических наук, член-корр. РАН

Москва-2022

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННЫЕ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ, ИХ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА, МЕТОДЫ ИХ УПРОЧЕНИЯ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ	11
1.1 Высокопрочные коррозионностойкие стали переходного аустенитно- мартенситного класса	11
1.2 Системы легирования аустенитно-мартенситных сталей и влияние легирующих элементов	12
1.3 Особенности выплавки сталей переходного аустенитно-мартенситного класса.....	15
1.4 Области применения аустенитно-мартенситных сталей	17
ГЛАВА 2 МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	24
2.1 Материалы и объекты исследований	24
2.2 Исследование структуры, твердости, фазового состава и моделирование процесса волочения.....	26
2.3 Испытания на статическое растяжение и усталостное разрушение в условиях повторяющихся нагрузок	28
2.4 Исследование износостойкости и контактной выносливости.....	30
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМ МЕХАНИЗМОМ ОБЪЕМНОГО УПРОЧНЕНИЯ	37
3.1 Исследование структуры сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в различных полуфабрикатах	38
3.2 Особенности структурообразования в проволоке из стали ВНС9-Ш на различных переделах при холодном волочении	42
3.3 Исследование возможных причин образования градиентной структуры в проволоке из стали ВНС9-Ш	52

Выводы по Главе 3	59
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.....	61
4.1 Исследование механических свойств и распределения напряжений в процессе испытания для аустенитно-мартенситных сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш при статическом растяжении	61
4.2 Усталостные исследования сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш	71
Выводы по Главе 4	79
ГЛАВА 5. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТРИБОНАГРУЖЕНИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	82
5.1 Оценка возможности применения сталей аустенитно-мартенситного класса при трибонагружении	82
5.2 Исследование триботехнических характеристик аустенитно- мартенситных сталей с различным механизмом объемного упрочнения в паре трения со сталью мартенситного класса	85
5.3 Исследование контактной выносливости аустенитно-мартенситных сталей.....	102
Выводы по Главе 5	119
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	122
СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	125
ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЕ.....	139
ПРИЛОЖЕНИЕ	142
Приложение 1. Акт о промышленном внедрении результатов диссертационной работы на предприятии ООО «НПК «Спецсталь»	142

ВВЕДЕНИЕ

В современных высокотехнологичных областях машиностроения, прежде в авиакосмической области, используются комплексно-легированные стали, обладающие уникальным комплексом физико-механических свойств. Их высокий уровень характеристик прочности и пластичности, а также усталостных характеристик, сочетается с возможностью работать в условиях коррозионно-агрессивных сред и повышенных рабочих температур до 500 °С. Особое место среди этих сталей занимают стали переходного класса – аустенитно-мартенситные стали. Прогнозирование их конечного фазового состава происходит уже на этапе выплавки (после магнитного анализа литой пробы и корректировки химического состава) с целью получения заданной структуры при последующей термической обработке, что обеспечивает не только высокий уровень прочности, но и пластичности при относительно невысокой стоимости по сравнению с мартенситно-стареющими сталями. Применение таких сталей позволяет повышать ресурс изделий авиационного назначения за счет повышения удельной прочности.

В последние годы возрос интерес к изучению механического поведения сталей переходного аустенитно-мартенситного класса, у некоторых из которых при пластическом деформировании проявляется трип-эффект. Такие стали наряду с высокой прочностью и коррозионной стойкостью обладают повышенной пластичностью, обусловленной протеканием процессов мартенситного превращения, сдвигообразования и двойникования. Такие стали могут найти и уже находят применение для изготовления ответственных узлов конструкций, упругих и упруго-чувствительных элементов, в трибоконтактах с возможностью эксплуатации в жестких условиях сухого трения (например, при выходе из строя системы смазки или возникновении перегрузок), в условиях ударно-волнового воздействия и в качестве армирующих наполнителей для композиционных материалов. Основная сфера применения таких сталей в настоящее время - авиакосмическая и автомобильная промышленность.

Однако данной особенностью мартенситообразования при механическом воздействии обладают не все стали, которые относятся к переходному аустенитно-

мартенситному классу, в связи с чем механизм их объемного упрочнения и поведение в различных условиях эксплуатации могут значительно различаться. Высокие прочностные характеристики для сталей данного класса могут достигаться как путем упрочняющей термической обработки, так и при воздействии интенсивной пластической деформации. Поиск оптимального механизма структурообразования сталей данного класса позволит улучшить эксплуатационные свойства и повысить ресурс изделий.

В связи с этим актуальной задачей является более подробное изучение механического поведения таких сталей как в условиях статического и циклического нагружения, так и при трибонагружении и контактной усталости, а также влияние на него технологических факторов.

Исследований в этом направлении до настоящего времени проведено очень мало.

Целью диссертационной работы является исследование особенностей структурообразования и механического поведения высокопрочных сталей аустенитно-мартенситного класса ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в условиях механического, контактного и триботехнического нагружения и разработка возможных способов повышения эксплуатационных характеристик этих сталей.

Для достижения поставленной цели в рамках диссертационной работы решены следующие задачи:

- исследование структуры, фазового состава и свойств сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в состоянии поставки;
- анализ формирования структуры и свойств сталей ВНС9-Ш после холодной пластической деформации и ВНС72-Ш после термической обработки;
- исследование особенностей деформации сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш условиях статического и усталостного нагружения;
- исследование триботехнических характеристик аустенитно-мартенситных сталей с различным способом упрочнения;
- исследование контактной выносливости аустенитно-мартенситных сталей;

- оценка возможных способов повышения характеристик сталей аустенитно-мартенситного класса ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в различных условиях эксплуатации.

Научная новизна исследования

В результате выполненных экспериментальных исследований в рамках настоящей работы получены следующие новые результаты.

1) Впервые выявлен механизм формирования градиентной структуры у проволок из стали ВНС9-Ш при обжати, когда в тонком поверхностном слое толщиной не более 50 мкм содержание мартенситной фазы существенно меньше, чем во внутренних объемах. Установлено, что формирование градиентной структуры связано с разогревом поверхностного слоя при механическом воздействии в ходе волочения до температур отпуска, в которых протекает обратное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$.

2) Обнаружено, что увеличение скорости деформации при статическом растяжении проволок из стали ВНС9-Ш ведет сначала к снижению, а затем к росту прочностных характеристик, причем их критическое значение зависит от содержания мартенситной фазы. Например, при содержании 20 об.% мартенсита минимальное значение соответствует скорости деформации 10 мм/мин, а при 57 об.% - скорости деформации 1 мм/мин, причем уровень падения заметно ниже. Такой эффект можно объяснить разной интенсивностью образования мартенсита деформации и более значительным выделением тепла при увеличении скорости деформирования.

3) Установлено, что после обработки давлением проведение отпуска при температурах до 500 °С приводило для образцов из стали ВНС9-Ш, независимо от содержания мартенситной фазы, сначала к плавному росту усталостной долговечности $\approx$ в два раза, а при дальнейшем увеличении температуры отпуска к уменьшению ниже исходных значений.

4) Обнаружено влияние объемного содержания мартенсита на износостойкость аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш в условиях сухого трения скольжения. Установлено, что при содержании мартенсита в структуре 0, 14 и 23% интенсивность изнашивания практически не изменяется и зависит от

деформационного упрочнения поверхности за счет реализации трип-эффекта. Повышение содержания мартенсита до 32 и 50% дополнительно приводит к снижению интенсивности изнашивания за счет более плотного объемного распределения мартенсита деформации.

5) Впервые выявлены особенности механизма формирования контактной выносливости стали ВНС9-Ш в закаленном состоянии с твердостью 220 HV в зависимости от напряжения в зоне контакта. При уровне напряжений 3000 - 4000 МПа происходит пластическая деформация сжатия (вдавливания) поверхности стали с образованием на ней слоя со структурой мартенсита деформации, толщина которого больше в боковых областях, чем в центральной зоне приложения нагрузки. В области контактных напряжений ≤ 2500 МПа наблюдается образование равномерного упрочненного поверхностного слоя со структурой мартенсита деформации, что приводит к существенному повышению контактной выносливости. В результате чего в этой области контактных напряжений предел контактной выносливости стали ВНС9-Ш с твердостью 220 HV на 550 МПа выше, чем у стали ВНС72-Ш с твердостью 520 HV.

Практическая значимость работы:

1) Показана возможность увеличения степени обжата стали ВНС9-Ш с 45 до 86% при холодном волочении с тем, чтобы повысить в её структуре содержание упрочняющей мартенситной фазы с 20 до 57 об. % и обеспечить за счет этого увеличение предела прочности с 2050 до 2800 МПа, предела текучести с 1400 до 1800 МПа, предела выносливости с 600 до 1250 МПа.

2) Показана перспективность использования для ряда применений стали ВНС9-Ш в качестве высокоизносостойкого материала, превосходящего эталонную сталь Гадфильда (110Г13Л). Обработка обжатием после холодной прокатки формирует в ленте из стали ВНС9-Ш ~30 об.% мартенсита и придает образцам оптимальное сочетание твердости, интенсивности изнашивания, коэффициента трения, длительности режима приработки и интенсивности изнашивания контртела. В результате, при сходных твердости и триботехнических

характеристиках в условиях жесткого сухого трения в паре со сталью с твердостью 940 HV, сталь ВНС9-Ш более чем в 2 раза превосходит сталь 110Г13Л по прочности.

3) Для повышения контактной выносливости предложена обработка поверхности изделий из стали ВНС9-Ш путем обкатки роликом. Происходящее при этом поверхностное микропластическое деформирование приводит к образованию поверхностного слоя толщиной $\approx 10-20$ мкм, с градиентной структурой распределения мартенсита от 7-15 об.% на поверхности до 0 об.% в основном объеме металла. При контактно-усталостном нагружении при напряжениях ≤ 2500 МПа такая обработка, повышая количество мартенсита на поверхности до 7-15 об%, увеличивает контактную выносливость стали ВНС9-Ш в 14 - 60 раз.

4) Предложена термическая обработка ленты из стали ВНС72-Ш (закалка с 1030 °С, обработка холодом при -75 °С и отпуск 200 °С), которая приводит к формированию в структуре 75 об.% мартенсита, что обеспечивает повышение твердости HV0,1 в 1,5 раза и снижение интенсивности изнашивания и коэффициента сухого трения скольжения на установившемся участке соответственно в 2,5 и 1,5 раза.

Положения, выносимые на защиту:

1. Взаимосвязь распределения напряжений при статическом нагружении аустенитно-мартенситных сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в зависимости от механизма объемного упрочнения.

2. Механизм формирования градиентной структуры при холодном волочении проволоки из стали ВНС9-Ш с проявлением TRIP-эффекта.

3. Особенности работы сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в условиях трибонагружения: структурные изменения, механизмы изменения фрикционного взаимодействия, изменение интенсивности изнашивания контактных пар трения в зависимости от соотношения структурных составляющих.

4. Особенности работы аустенитно-мартенситных сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в условиях контактно-усталостного нагружения, закономерности распределения мартенсита деформации у поверхности и формирования предела контактной выносливости.

Достоверность результатов

Достоверность полученных результатов и выводов в диссертационной работе обеспечена комплексным применением современных методов и оборудования для исследования структуры и свойств материалов, проведением испытаний в соответствии с требованиями ГОСТ и международных стандартов, систематическим характером проведенных исследований в рамках академических научных школ, согласованностью полученных результатов с литературными данными, а также апробацией результатов работы с получением положительных результатов.

Апробация работы

Результаты исследований были представлены на 8 всероссийских и международных конференциях:

- XI и XII Всероссийских конференциях молодых ученых и специалистов (с международным участием) «Будущее машиностроения России» (МГТУ им. Н.Э. Баумана). Москва, 2018 - 2019;
- VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова). Москва, 2017;
- 21-й Международный научно-технический семинар «Современные вопросы производства и ремонта в промышленности и на транспорте». г. Львов, Украина, 2021 г.
- XV Международная научно–практическая конференция «Modern approaches to the introduction of science into practice». г. Сан-Франциско, США, 2021 г.

- 21-я Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий». г. Свалява, Закарпатская обл., Украина, 2021 г.

- Всероссийская молодежная конференция (с международным участием) «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, ИМЕТ РАН, 2017, очное участие с устным докладом: «Усталостное разрушение высокопрочных сталей».

- Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов», Москва, ИМЕТ РАН, 2018.

Публикации

По результатам проведенных исследований опубликовано 20 работ, в том числе 8 статей в российских журналах, включенных в перечень ВАК. Кроме этого вышли 6 статей в переводных журналах, индексируемых в Web of Science и Scopus. Общий объем работ по теме диссертации составляет 7,125 печатных листов. Содержание диссертации достаточно полно отражено в опубликованных работах.

Личный вклад автора

Автор принимала непосредственное участие в разработке методик проведения экспериментов и их аппаратного оформления, проведении экспериментов, обсуждении результатов и их оформлении в виде научных публикаций.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, общих выводов, списка цитируемой литературы из 127 наименований, основные публикации по диссертационной работе и приложения, содержит 142 машинописных листа текста, включая 101 рисунок, 4 таблицы и 1 приложение.

ГЛАВА 1 СОВРЕМЕННЫЕ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ, ИХ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА, МЕТОДЫ ИХ УПРОЧЕНИЯ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ

1.1 Высокопрочные коррозионностойкие стали переходного аустенитно-мартенситного класса

За последние десятилетия в современном машиностроении наиболее востребованными конструкционными материалами являются коррозионностойкие стали, которые обладают высоким уровнем механических характеристик (пределом прочности, текучести, ударной вязкостью, циклической выносливостью и т.д.), а также высоким уровнем коррозионной стойкости. Соотношение прочностных характеристик и стойкость к коррозионно-агрессивным средам для сталей различных классов схематично представлена на рисунке 1.1.

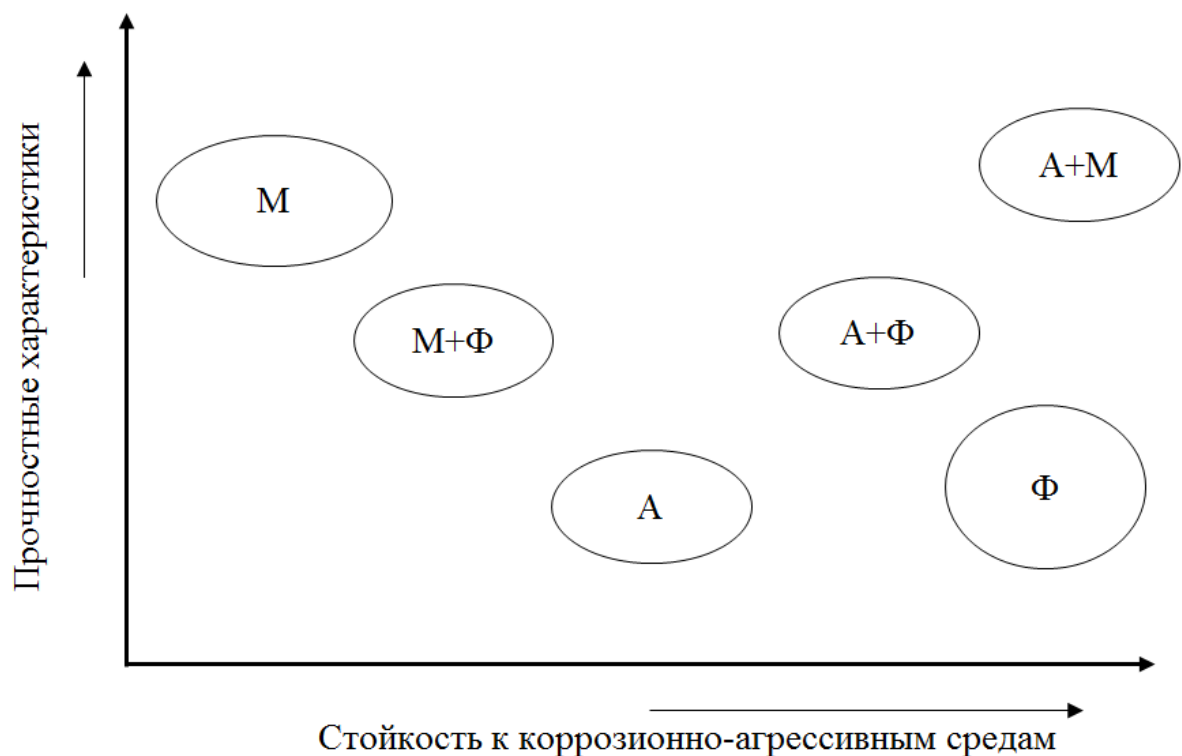


Рис. 1.1. Схематичное изображение соотношения прочностных характеристик и стойкости к коррозионно-агрессивным средам коррозионностойких сталей различных структурных классов

Для удовлетворения потребностей конструкторов при проектировании силовых деталей в тяжелом машиностроении за последние десятилетия активно разрабатываются стали переходного аустенитно-мартенситного класса, обладающие уникальными характеристиками механических свойств в сочетании с высокой коррозионной стойкостью по сравнению с другими классами сталей.

Оптимизация химического состава сталей переходного класса проведена таким образом, что при проведении термической обработки (закалки или нормализации) в температурном диапазоне 1000-1050 °С растворения карбидной фазы в твердом растворе мартенситная точка стали будет расположена в районе комнатной температуры. Однако температура начала мартенситного превращения сталей переходного класса существенно зависит от температуры аустенизации – увеличение температуры приводит к растворению легирующих элементов и стабилизации γ -твердого раствора. Мартенситная матрица сталей переходного класса подобно сталям мартенситного класса упрочняется за счет введения элементов внедрения углерода и азота, а также за счет элементов, приводящих к дисперсионному твердению – Ti, Al, Cu.

Уникальность сталей аустенитно-мартенситного класса заключается в чувствительности к химическому составу, при подборе которого необходимо строгое соблюдение фазового состава, а именно соотношение аустенита и мартенсита. Отклонение в сторону аустенит образующих элементов приведет к преобладанию аустенитной структуры в процессе термической обработки, а механизм объемного упрочнения может смениться на полностью противоположный: формирование высокого уровня механических характеристик будет достигаться не за счет термической обработки, а за счет холодной пластической деформации.

1.2 Системы легирования аустенитно-мартенситных сталей и влияние легирующих элементов

В настоящее время в большинстве высоконагруженных узлов авиационной и космической технике используются стали аустенитно-мартенситного класса,

обладающие помимо высоких прочностных характеристик высоким уровнем пластичности.

Наиболее распространенными системами легирования для разработки современных аустенитно-мартенситных сталей являются Fe-C-Cr-Ni, Fe-C-Cr-Ni-Mo, Fe-C-N-Cr-Ni-Mo [1-70]. Определенное соотношение Cr и Ni в данных сталях позволяет получить требуемую аустенитно-мартенситную структуру, а введение небольшого количества элементов внедрения (около 0,3 %) позволяет в достаточной степени упрочнить твердый раствор.

В современном авиационном машиностроении нашли широкое применение стали аустенитно-мартенситного класса следующих марок: 07X16H6-Ш (ЭП288-Ш), ВНС5-Ш (13X15H4AM3-Ш), ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш), ВНС43-Ш (18X14H4AM3-Ш), ВНС65-Ш (18X13H4K3C2AM3-Ш), ВНС72-Ш (15X15H4МАГ-Ш). За рубежом наиболее распространенными аустенитно-мартенситными сталями являются АМ-355, AISI 301 [1-7]. Анализ химического состава указанных марок показывает, что большинство из сталей переходного класса принадлежат к системе легирования Fe-C-N-Cr-Ni-Mo.

Для оценки вклада каждого легирующего элемента в формирование уровня механических свойств был проведен анализ научно-технической литературы [1-12]. По результатам анализа было установлено:

- **никель** с железом образует твердый раствор замещения, который расширяет область существования γ – твердого раствора и способствует увеличению прокаливаемости, коррозионной стойкости, формированию высокой прочности, пластичности и ударной вязкости. Главным преимуществом введения никеля в состав коррозионностойких сталей является подавление образования хрупкой составляющей δ -феррита;

- **хром** относится к группе элементов, сужающих область существования γ – твердого раствора. В составе сталей переходного класса хром, являясь одним из основных легирующих элементов, увеличивает прокаливаемость, в совокупности с другими легирующими элементами повышает прочностные характеристики стали

и формирует высокий уровень коррозионной стойкости. Однако при высоком содержании хром может образовывать хрупкие соединения, также вызывать эффект «хрупкости 475 °C»;

- **молибден** является элементом замещения в твердом растворе и приводит к сужению области существования γ – твердого раствора. В инструментальных сталях в качестве карбидообразующего элемента повышает красностойкость, в легированных коррозионностойких сталях оказывает влияние по повышению прочностных характеристик, способствует повышению коррозионной и стойкости против окисления при высоких температурах. В коррозионностойких сталях молибден способствует стабилизации твердого раствора, снижая степень его распада при термической обработке, а также тормозит диффузионные процессы выделения карбидов по границам зерен, что позволяет повысить температура заключительного отпуска [13-17].

Также молибден способствует торможению выделения карбидов по границам зерен при охлаждении от температур аустенизации или в зонах термического влияния сварных соединений [13-17], а также для повышения коррозионной стойкости (наблюдается при увеличении его содержания только до 1%) и трещиностойкости в крупных сечениях и в сварных соединениях без последующей термической обработки. Молибден, замедляя распад твердого раствора, позволяет повысить температуру отпуска и тем самым снизить уровень искажений кристаллической решетки [13];

- **марганец** – легирующий элемент, расширяющий существование γ – твердого раствора и способствующий повышению растворимости азота в твердом растворе, повышающий твердость и стойкость против ударных нагрузок. Однако увеличение концентрации марганца более 1,5 % способствует увеличению доли аустенита в структуре стали, что может привести к снижению уровня прочностных характеристик;

- **азот**, как легирующий элемент, оказывает влияние на формирование уровня механических свойств аналогично углероду. Элемент внедрения расширяет область существования γ – твердого раствора и повышает его стабильность при

комнатной температуре, увеличивает уровень прочностных характеристик и способствует формированию высокого уровня пластичности и ударной вязкости. Также, стали совместно легированные углеродом и азотом обладают лучшей коррозионной стойкостью по сравнению со сталями, легированными лишь углеродом.

Сочетание рассматриваемых легирующих элементов в совокупности приводит к повышению коррозионной стойкости, формированию дуплексной (γ и α) структуры и обеспечивают высокий уровень механических характеристик коррозионностойких аустенитно-мартенситных сталей.

1.3 Особенности выплавки сталей переходного аустенитно-мартенситного класса

Основной трудностью при разработке сталей аустенитно-мартенситного класса является достижение требуемой точки мартенситного превращения, положение которой сильно колеблется в зависимости от получаемого химического состава.

Легирование основными α -стабилизирующими элементами может привести к получению стали мартенситного класса, γ -стабилизирующие смещают положение равновесия в сторону стали аустенитного класса.

Выплавка по традиционным методикам даже с учетом узких пределов по химическому составу не дает гарантии получения положения точки мартенситного превращения в требуемом температурном интервале для получения стали переходного класса. За рубежом, в частности в США, выплавка сталей переходного класса, таких как АМ-350 и АМ-355 производится только по химическому составу с учетом сдвига структуры стали в сторону аустенитного класса для достижения требуемой технологической пластичности до упрочняющей обработки. Высокое объемное содержание аустенита в структуре стали не позволяет достичь оптимального уровня механических свойств.

В связи с этим выплавка сталей данного класса проводится путем наличия в расплаве высокой концентрации феррито-образующих элементов с дальнейшим

постепенным введением аустенитообразующих легирующих элементов с одновременным применением магнитного анализа для контроля количества мартенситной фазы в литой пробе после ускоренного охлаждения. После достижения заданного объемного содержания мартенсита в литой пробе расплав сливается в электрод или изложницу для проведения последующих операций. Положение температурной точки мартенситного превращения в узком температурном интервале позволяет после упрочняющей термической обработки обеспечить оптимальный уровень механических свойств. Для большинства аустенитно-мартенситных сталей упрочняющая термическая обработка состоит в операциях закалки, обработки холодом и заключительного отпуска или старения. В зависимости от подобранного фазового состава температура закалки может изменяться в диапазоне от 750 до 1100 °С. С повышением температуры закалки изменяется количество растворенного углерода в твердом растворе, что приводит к изменению количества мартенситной фазы при закалке и реализации различных механизмов объемного упрочнения.

Особое внимание при выплавке сталей аустенитно-мартенситного класса уделяется формированию δ -феррита в структуре. Он оказывает значительное влияние на уровень механических свойств – ухудшаются пластичность и ударная вязкость в поперечном и тангенциальном направлениях. Особенно сильное влияние δ -феррит оказывает на структуру сварного шва, т.к. его формирование происходит по границам зерен, что приводит к значительному охрупчиванию сварного соединения. Поэтому стали мартенситного класса при выплавке методом магнитного анализа также проверяют на наличие δ -феррита по «горячей» литой пробе. Метод заключается в охлаждении полученной литой пробы в воде при температуре кипения, в результате чего температура пробы находится выше точки начала активного мартенситообразования с наличием аустенитной структуры. Проявление магнитных свойств при магнитном анализе свидетельствует о наличии в структуре δ -феррита. Снижение данной структурной составляющей проводится путем доводки фазового состава γ -образующими элементами. В отечественных сталях переходного класса практически отсутствует δ -феррит. Его объемное

содержание в структуре допускается не более 5%. Однако в некоторых случаях допускается большее содержание δ -феррита в связи с повышением хрома в химическом составе сталей. Также δ -феррит позволяет повысить качество паяных соединений, в связи с чем его объемное содержание допускается до 15-25 %.

Не смотря на ряд трудностей при получении полуфабрикатов стали переходного класса обладают уникальным комплексом механических свойств.

1.4 Области применения аустенитно-мартенситных сталей

В большинстве современных высокопрочных сталей аустенитно-мартенситного класса присутствует азот в качестве легирующего элемента. Частичная или полная замена упрочняющего элемента углерода азотом позволяет улучшить уровень механических свойств [10, 18-21].

Так наиболее подробно изученной высокопрочной коррозионностойкой сталью, применяющейся в авиационном машиностроении, является сталь 13X15H5AM3-Ш (ВНС5-Ш) [22-33].

Высокий уровень прочностных характеристик аустенитно-мартенситной стали 13X15H5AM3-Ш достигается за счет закалки с температуры выше 1070 °С с целью наиболее полного растворения легирующих элементов в твердом растворе, обработки холодом при температуре ниже -70°С для дестабилизации части остаточного аустенита и формирования пакетного мартенсита, насыщенного углеродом и азотом. Формирование равномерно распределенного остаточного аустенита в структуре обеспечивает высокие показатели пластичности и ударной вязкости. Заключительной обработкой для данной стали является низкотемпературный отпуск при 200 °С, приводящая к релаксации остаточных напряжений.

Влияние температуры отпуска на свойства хромоникелевых сталей аустенитно-мартенситного класса подобной системы легирования подробно разобрано в работе [12] (рис. 1.2).

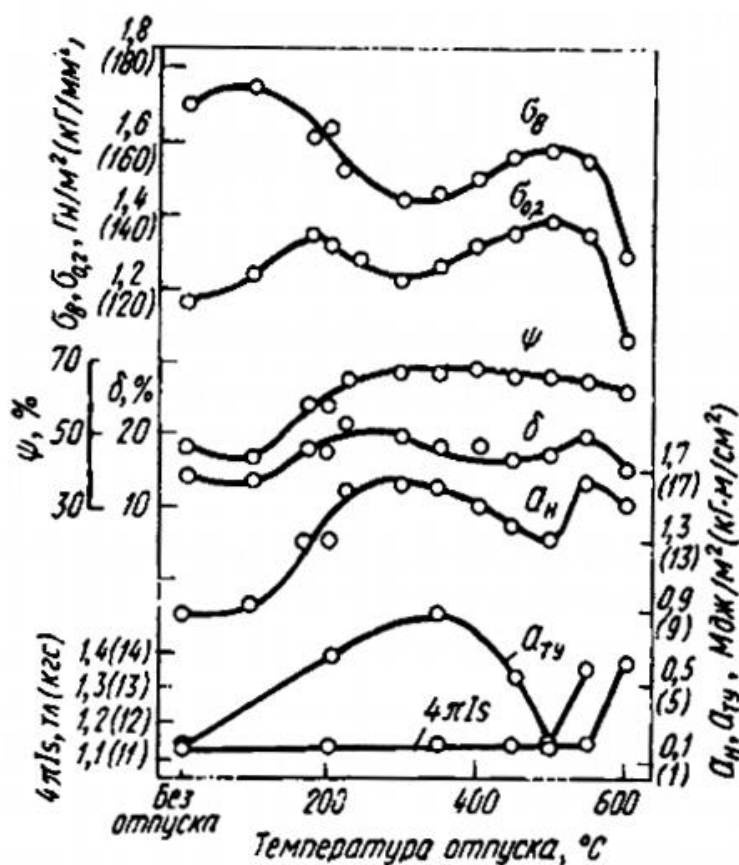


Рис. 1.2. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали 13X15H5AM3-Ш (ВНС5-Ш) [12]

На основе проведенных исследований и закономерностей (рис. 1.3), представленных в работе [3], были разработаны высокопрочные стали переходного класса ВНС43-Ш (18X14H4AM3-Ш) и ВНС65-Ш (18X13H4K4C2AM3-Ш), содержащие по сравнению со сталью ВНС5-Ш большое содержание углерода. Также фазовый состав при выплавке этих сталей подобран таким образом, что в данных марках содержится меньше аустенита на 5%. В результате упрочняющей термической обработки стали ВНС43-Ш и ВНС65-Ш обладают высоким уровнем механических характеристик. Сравнительный анализ механических свойств представлен в таблице 1. По сравнению с зарубежной сталью аустенитно-мартенситного класса АМ355, отечественные марки сталей имеют более высокие значения прочности и пластичности.

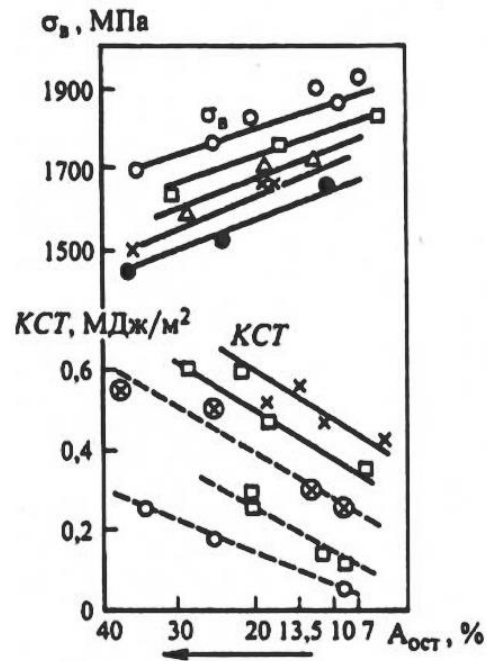


Рис. 1.3. Влияние содержания остаточного аустенита на временное сопротивление разрыву и ударную вязкость сталей переходного класса типа ВНС-5 и ВНС-43 с различным содержанием углерода: ○ – 0,22 %; □ – 0,20 %; Δ – 0,18 %; × – 0,16 %; ● – 0,14 % [3]

Таблица 1. Механические свойства высокопрочных коррозионностойких сталей аустенитно-мартенситного класса [3]

Марка стали	Режим термической обработки	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{пл}}$	$\psi, \%$	$KCV, \text{МДж/м}^2$	$K_{Ic}, \text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$	КПН	
		МПа						$\sigma, \text{МПа}$	τ_p
ВНС-65	Закалка от 1100°C + обработка холодом при -70°C, 2 ч + отпуск	1800	1350	1130	50	0,8	144	1000	>6 мес
ВНС-43	Закалка от 1090°C + обработка холодом при -70°C, 2 ч + отпуск	1650	1250	940	50	0,8	124	1000	>1 года
ВНС-5	Закалка от 1070°C + обработка холодом при -70°C, 2 ч + отпуск	1550	1150	700	55	0,9	155	1000	>1 года
АМ-355* (США)	Закалка от 930°C + обработка холодом при -70°C, 2 ч + отпуск при 455°C	1550	1250	—	38	2,3	86	—	—

* Аналог стали ВНС-5.

Обозначения: КПН – коррозия под напряжением, τ_p – время до разрушения.

Помимо высоких прочностных характеристик, стали аустенитно-мартенситного класса также обладают высоким уровнем усталостных свойств. Авторами работы [3] показано, что применение аустенитно-мартенситных сталей с прогнозированием фазового состава (после магнитного анализа литой пробы и корректировки химического состава) при выплавке позволяет сформировать высокий уровень сопротивления циклическим нагрузкам при малокцикловой усталости (рис. 1.4). Такой комплекс механических свойств в сочетании с коррозионной стойкостью позволяет применять указанные марки сталей для силовых конструкций, работающих в условиях статического и вибрационного нагружения, в том числе с применением сварки для всеклиматических условий.

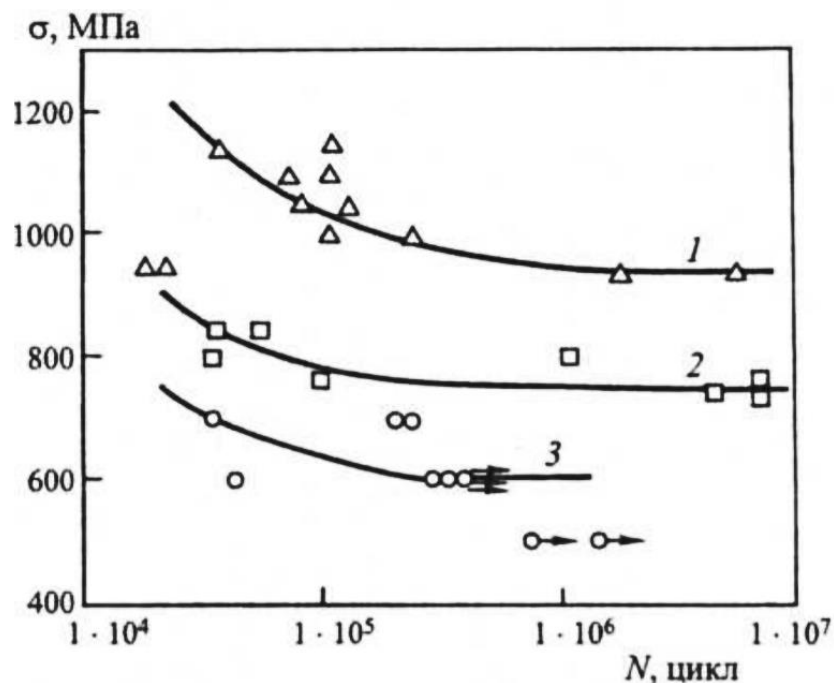


Рис. 1.4. Кривые усталости коррозионностойкой стали переходного класса ВНС-43 (испытание круглых образцов на растяжение с различным коэффициентом концентрации напряжений K_t): 1 — $K_t = 1,0$; 2 — $K_t = 1,7$; 3 — $K_t = 2,2$ [3]

С целью снижения стоимости изделий авиационного назначения была разработана экономнолегированная высокопрочная сталь аустенитно-мартенситного класса ВНС72-Ш (15X15H4МАГ-Ш) обладающая уровнем механических свойств сопоставимыми со сталями ВНС5-Ш, ВНС43-Ш и

ВНС65-Ш [4]. За счет своей системы легирования сталь ВНС72-Ш обладает повышенной пластичностью, хорошо сваривается аргоно-дуговой и электронно-лучевой сваркой, предназначена для изготовления крепежных деталей, силовых деталей планера, в том числе сварных деталей авиационной техники [43].

При статических нагрузках основным показателем работоспособности являются механические характеристики сталей такие, как предел прочности и текучести. Система легирования аустенитно-мартенситных сталей позволяет достичь высоко уровня механических свойств. Однако высокая степень легированности аустенитно-образующими элементами способствует переходу сталей переходного аустенитно-мартенситного класса в аустенитный класс. Нахождение на стыке двух классов позволяет аустенитно-мартенситным сталям приобретать структуру метастабильного аустенита, который в процессе холодной обработки давлением претерпевает мартенситное превращение. В результате холодной пластической деформации достигается TRIP-эффект (Transformation-Induced Plasticity — пластичность, наведенная превращением, далее трип-эффект), благодаря которому происходит формирование высокого уровня прочностных и пластических характеристик [34-42].

Стали, обладающие трип-эффектом, находят широкое применение в узлах агрегатов, которые испытывают динамические нагрузки, т.к. в результате которых происходит постоянное упрочнение стали в результате мартенситного превращения. Широкое применение в авиационной промышленности нашла сталь аустенитно-мартенситного класса с трип-эффектом ВНС9-Ш, которая применяется в виде ленты и проволоки различных толщин. Высокий уровень механических свойств позволяет использовать ее для ответственных высоконагруженных деталей: пластины торсионов вертолётов (рис. 1.5), пластинчатые муфты привода основного винта вертолётов, проволочный торсион несущего винта вертолета и т.д. [43]. Довольно подробно изучены эффекты механического поведения для листовой трип-стали ВНС9-Ш, в то время как работ по проволоке практически нет [44-49].

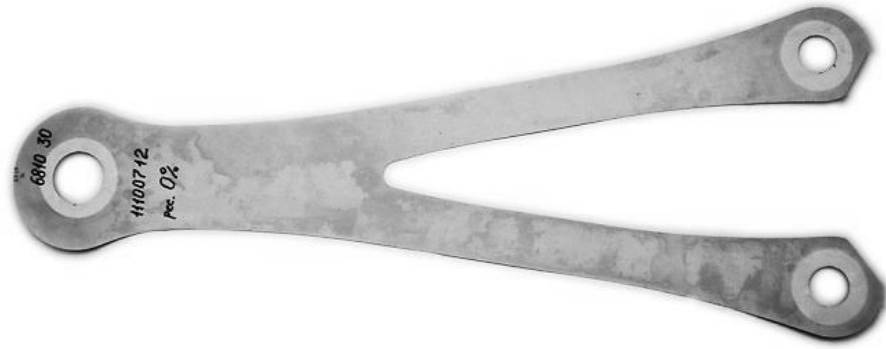


Рис. 1.5. Внешний вид пластины торсиона для несущего винта вертолета [43]

По анализу высокопрочных сталей, приведенных в работе [50] рассматриваются основные закономерности и различия между поведением при усталости высокопрочных сталей и сравнительно менее прочными материалами, и соответственно более пластичными. В результате автором установлено, что одной из особенностей высокопрочных металлических материалов, и, в частности сталей, является то, что их предел усталости σ_R в лучшем случае составляет $\sim 50\%$ от их условного предела текучести, поэтому напряжения при уровнях долговечности, представляющих практический интерес, находятся еще в номинально упругой области. Поэтому в различной научно-технической литературе приводятся соответствия между пределами упругости и усталости.

Большинство высокопрочных сталей при циклическом нагружении подвержены процессу разупрочнения из-за высокой дефектности структуры после упрочняющей обработки. Поэтому их усталостное разрушение в основном начинается за счет образования концентраторов напряжений в структуре. Концентрация напряжений в локализованных областях и механизм самоупрочнения за счет $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода делает аустенитно-мартенситные стали перспективными материалами для работы в условиях усталостного нагружения.

Стали с трип-эффектом помимо эксплуатации в условиях статических и циклических нагрузок могут эффективно работать в условиях трибонагружения в парах трения с более твердыми материалами, а также при контактно-усталостном взаимодействии [51-67]. В работе [67] показано, что при обкатке плоским роликом в процессе контактно-усталостного нагружения увеличивается поверхностная

твёрдость стали типа 110Г13Л, и, вследствие этого, повышается контактная выносливость материала и сопротивление поверхностно-пластическим деформациям.

Таким образом, аустенитно-мартенситные стали являются перспективным конструкционным материалом для изготовления ответственных узлов и деталей, предназначенных для работы в условиях высоких механических нагрузок, ударно-волнового воздействия, в жестких условиях сухого трения и коррозионных воздействиях внешней среды. Однако, аустенитно-мартенситные стали с различными механизмами структурообразования по-разному работают в условиях статических, циклических и других видов нагрузок. Поэтому проведение исследований закономерностей поведения указанных сталей в разных условиях нагружения и поиск оптимальных механизмов структурообразования для сопротивления спектру механических воздействий является одной из актуальных задач на сегодняшний момент.

На основании вышеизложенного, можно определить такие первоочередные направления исследований по аустенитно-мартенситным сталям, как:

1. Установление закономерностей структурообразования и влияние на уровень механических свойств при получении полуфабрикатов из сталей аустенитно-мартенситного класса с различным механизмом объемного упрочнения;
2. Исследование механического поведения в условиях статического нагружения, циклического и трибонагружения;
3. Установление соотношений, связывающих структуру и характеристики сталей аустенитно-мартенситного класса с основными свойствами работы деталей в условиях эксплуатации;
4. Разработка рекомендаций для оптимального применения сталей аустенитно-мартенситного класса в зависимости от механизма структурообразования.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Материалы и объекты исследований

В качестве объектов исследований использовали катанку и проволоку различных диаметров (7,0; 2,4; 1,6; 0,95; 0,36 мм), листы толщиной 1 и 0,3 мм из стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМЗ-Ш) после холодного волочения и различных видов термической обработки, а также листы из стали ВНС72-Ш (15Х15Н4ГАМ-Ш) толщиной 1,5 мм и прутки диаметром 8 мм. Химический состав и виды полуфабрикатов из сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш приведены в таблице 2 [68-70].

Таблица 2 Химический состав и виды полуфабрикатов исследуемых сталей

Марка стали	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn
ВНС9-Ш (Листы/ проволока)	0,16-0,21	15,0-16,0	6,0-7,0	2,7-3,2	0,04-0,09	<1,0
ВНС72-Ш (Листы/прутки)	0,10-0,12	14,0-14,5	3,5-4,0	1-1,5	0,16-0,20	1-1,5



а)



б)

Рис 2.1 Внешний вид исследуемой проволоки из стали ВНС9-Ш:

а) Ø 0,95 мм; б) Ø 0,36 мм

Режимы упрочняющих обработок, которые применялись для сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш, представлены на рисунках 2.2 и 2.3.

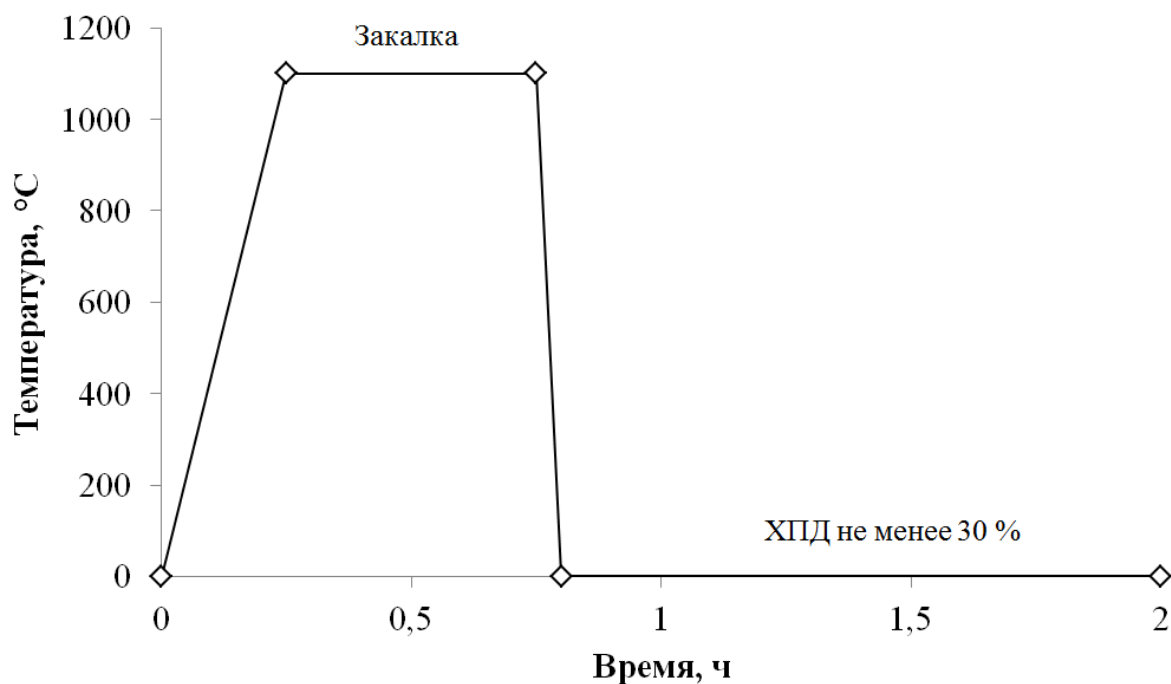


Рис. 2.2 Схема упрочняющей обработки стали ВНС9-Ш

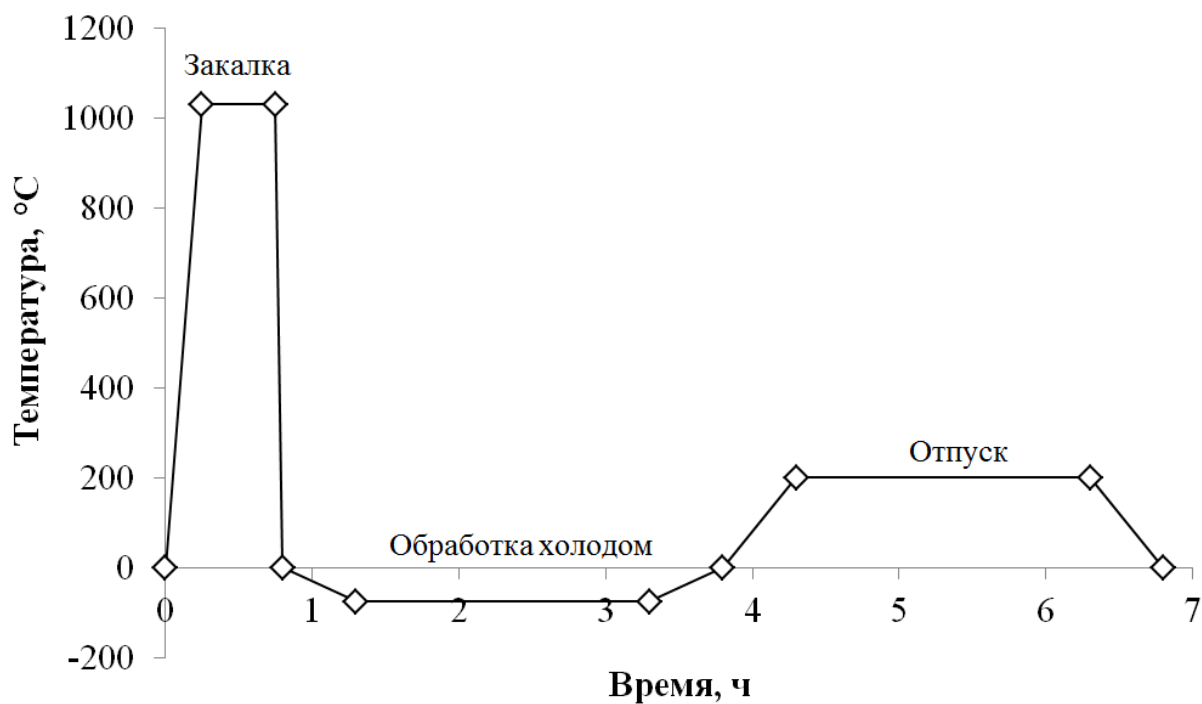


Рис. 2.3 Схема упрочняющей обработки стали ВНС72-Ш

Для исследования микроструктуры и механических свойств проволоки и листов из стали ВНС9-Ш использовали образцы в состоянии поставки (после холодного волочения или холодной прокатки) и после термической обработки, включающей закалку с температуры 1100 °C с последующим охлаждением в воде.

Исследования триботехнических характеристик проводили на листах толщиной 1 мм после закалки с температуры 1100 °С и после различных степеней обжатия в результате холодной прокатки, приводящих к формированию объемного содержания мартенсита в количестве 14, 23, 32 и 50 %. Для исследования контактной усталости использовали образцы, изготовленные из горячекатаного прутка Ø8 мм, подвергнутых закалке с 1100 °С.

Аналогичные исследования проводили на стали ВНС72-Ш в состоянии поставки и после упрочняющей обработки, включающей закалку с температуры 1030 °С с последующим охлаждением в воду, обработку холодом при -75 °С (а также без обработки холодом) и заключительный отпуск при 200 °С.

Для определения температур фазовых превращений при нагреве использовали дифференциальный сканирующий калориметр DSC 404 F1. Нагрев образцов осуществляли со скоростью 10 °С/мин в динамической среде аргона.

2.2 Исследование структуры, твердости, фазового состава и моделирование процесса волочения

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Olympus GX51. Травление микрошлифов проводили 3% раствором пероксида водорода в соляной кислоте.

Электронную микроскопию, включающую фрактографический анализ и исследования структуры, проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi SU8010, оснащенного энергодисперсионным спектрометром X-MAX с твердотельным кремниевым детектором X-max N80 с предварительно откалиброванной энергетической шкалой для проведения рентгеноспектрального микроанализа с применением программного обеспечения AZtec. Использовали режим вторичных электронов при рабочих увеличениях 2000-10000 крат и ускоряющем напряжении 15 кВ.

Исследование распределения микротвердости по толщине проволоки проводили на микротвердомере Durascan 20 при нагрузке 50 г (0,5 Н).

Исследования твердости листов проводили на этом же приборе при нагрузке 1000 г (10 Н).

Исследование фазового состава проводили на дифрактометре “Emperyan” с вертикально расположенным гониометром высокого разрешения модульной конструкции в медном К-альфа излучении.

Измерение доли магнитной фазы (мартенсита) в структуре проволоки и листов проводили путем определения намагниченности насыщения $4\pi I_s$ измеряемое в гауссах на установке баллистического типа по методу Штеблейна. Принципиальная схема установки представлена на рисунке 2.4. Измерения проводили в соответствии с методическими материалами ММ 1.595-5-424-2011 «Исследование фазового состава стали после термической обработки путем измерения намагниченности насыщения», разработанной в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

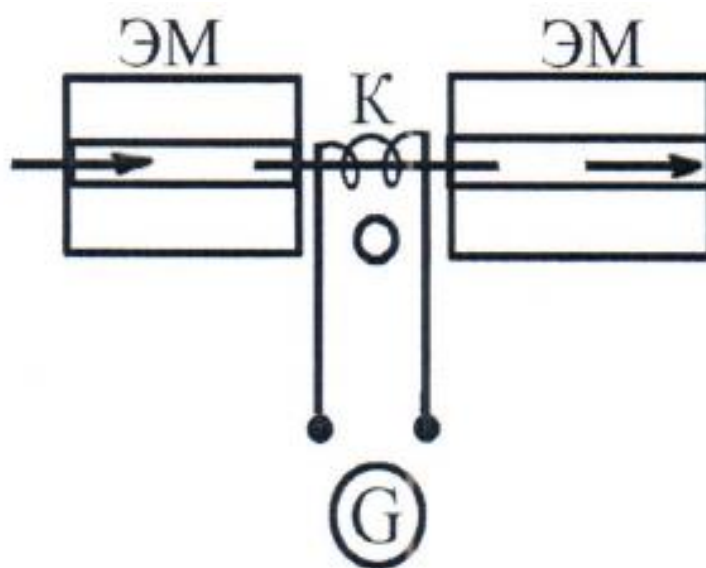


Рис. 2.4. Принципиальная схема установки для измерения намагниченности насыщения: ЭМ – электромагнит; G – баллистический гальванометр; К – измерительная катушка; ○ – межполюсное пространство

Расчёт намагниченности насыщения образца проводили по формуле:

$$4\pi I_s = \frac{(100 \cdot \alpha \cdot C_{\delta R})}{S \cdot n}, \quad (1)$$

где $C_{\delta R}$ – баллистическая постоянная гальванометра;

n – число витков катушки;

S – площадь поперечного сечения образца, см^2 ;

α – отклонение светового сигнала на шкале гальвонометра, см.

Для определения доли мартенситной фазы в структуре проволоки и листов после определения намагниченности насыщения проводили расчет объемного содержания магнитной фазы относительно 100%. Для ВНС9-Ш $4\pi I_{s100\% \text{мартенсит}}$ составляет 15000 Гс, для ВНС72-Ш – 15700 Гс.

Моделирование волочения проводили с применением программного обеспечения LS-Dyna, входящего в состав программного комплекса ANSYS. Расчеты в программном обеспечении проводили на базе МГТУ им. Н.Э. Баумана.

2.3 Испытания на статическое растяжение и усталостное разрушение в условиях повторяющихся нагрузок

Испытание на статическое растяжение образцов проводили на электромеханической машине Zwick Roell Z250 при скоростях растяжения 0,1...10 мм/мин в соответствии с ГОСТ 1497. Для оценки механического поведения аустенитно-мартенситных сталей в условиях статического нагружения использовали метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) [71-78]. Оптический метод корреляции цифровых изображений заключается в отслеживании искусственно созданной пятнистой структуры (спеклов, рис. 2.5) на поверхности испытуемого образца для получения точных плоских или поверхностных рисунков. В условиях статического нагружения метод применялся для визуализации полей деформации на плоском образце с последующим анализом в программном обеспечении Vic 2D на базе НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

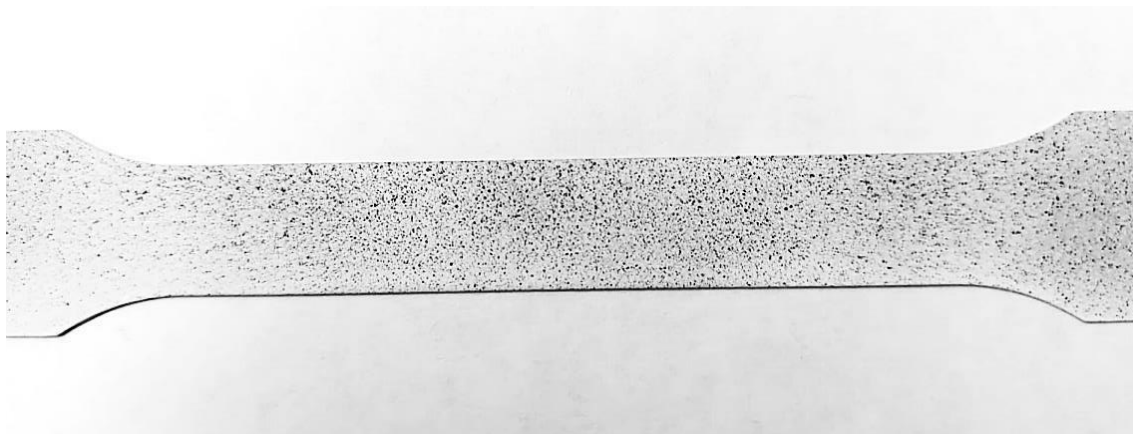


Рис. 2.5. Образец с нанесенными точками для испытаний с применением метода КЦИ

Для реализации метода корреляции цифровых изображений требуется подготовка образца: обезжиривание поверхности, нанесение эмали и впоследствии на ее поверхность спеклов средним диаметром 1 мм. Общий вид испытательной аппаратуры представлен на рисунке 2.6.



Рис. 2.6. Общий вид аппаратуры для испытаний с применением метода КЦИ

Исследования усталостной долговечности образцов проводили путем испытаний в условиях повторного растяжения на испытательной машине MTS-5 при симметричном цикле с частотой нагружения 50 Гц в соответствии с ГОСТ 25.502. База испытаний на усталость составляла 10^7 циклов.

2.4 Исследование износостойкости и контактной выносливости

Исследование механического поведения сталей аустенитно-мартенситного класса при трибонагружении проводили с помощью трибометра Nanovea T-50 (рис. 2.7). На трибометре возможна реализация работы пар трения по схемам «стержень-диск» и линейного возвратно-поступательного движения с нагрузкой на контртело от 1 до 40 Н в условиях сухого и граничного трения скольжения, а также в гидродинамическом режиме смазывания. В качестве контртела используются шарики 3, 6 и 10 мм. Для оценки характера износа пары трения используется датчик LVDT (Linear Variable Differential Transformer, дифференциальный трансформатор для измерения линейных перемещений), перемещение которого относительно начальной площадки контакта показывает износ контртела и образца. Отличительной особенностью используемого датчика является широкий динамический диапазон измеряемых перемещений, который колеблется от нескольких микрон до 0,5 м благодаря принципу его действию, с возможностью эксплуатации в жестких условиях из-за конструктивного исполнения [79].

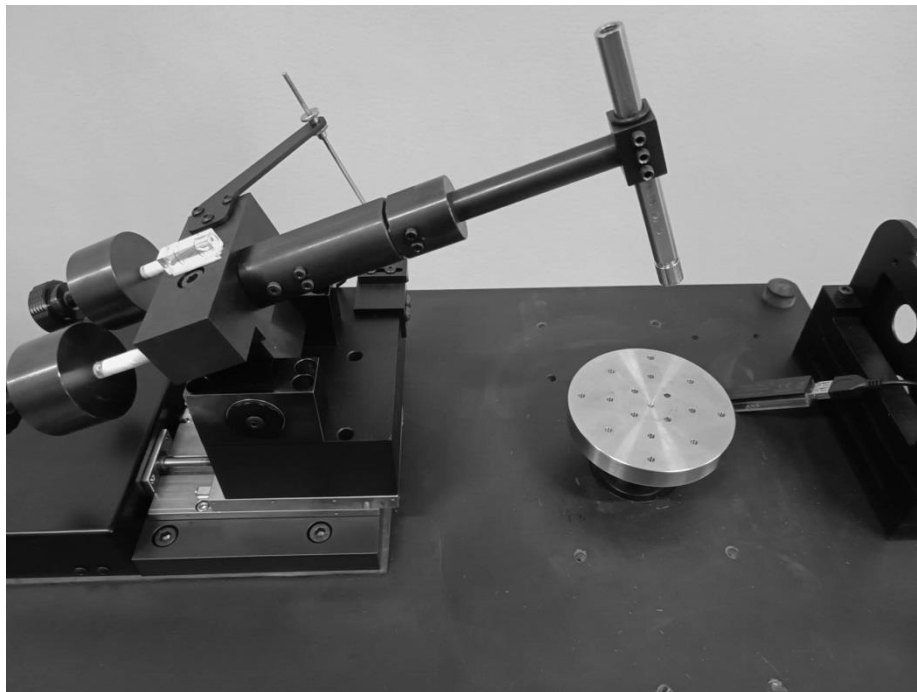


Рис. 2.7. Механизм нагружения и испытательный модуль «стержень-диск» трибометра Nanovea T-50

Для оценки износостойкости и исследования характера фрикционного взаимодействия пар трения использовали схему нагружения «стержень-диск» (рис. 2.8). В данной схеме в качестве входных параметров испытания используется расстояние контртела от центра оси вращения образца для вычисления линейной скорости движения, нагрузка, действующая на закрепленный стержень с шариком на конце, и время испытания. Для выбранного испытания использовали следующие параметры:

- контртело – шарик из стали марки 52100 (аналог ШХ15) диаметром 6 мм (радиусом $r=3$ мм) с твердостью 62-65 HRC (~ 940 HV);
- линейная скорость вращения образца $V=0,1$ м/с;
- нормальная нагрузка $F=10$ Н;
- время испытания 60 мин.

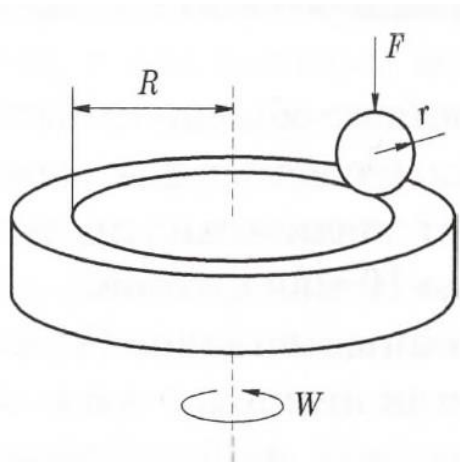


Рис. 2.8. Схема нагружения «pin-on-disk» на трибометре Nanovea T-50: F – нормальная нагрузка; r – радиус шарика; R – радиус кольца износа; W – скорость вращения образца [80]

В процессе испытания в рабочем окне программного обеспечения «Nanovea Tribometre Software» (рис. 2.9) в режиме реального времени отображается изменение коэффициента трения, положение датчика LVDT и количество оборотов образца в минуту. По результатам изменения положения датчика перемещения во времени и исследованию дорожки скольжения после испытания на изнашивание можно оценить характер фрикционного взаимодействия пары трения.

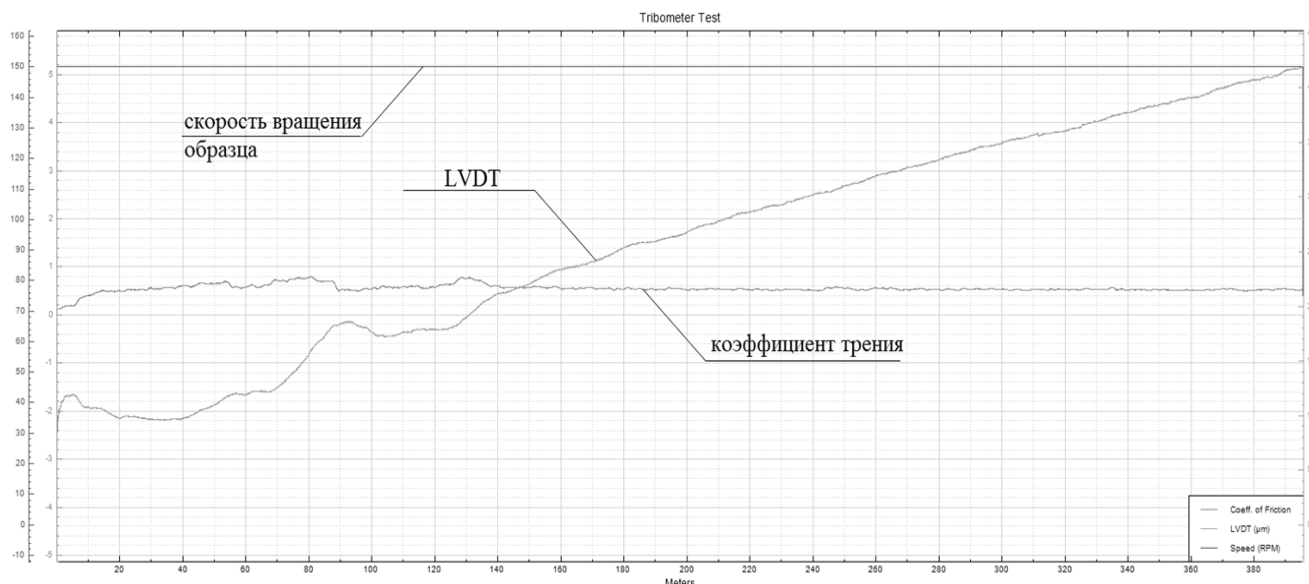


Рис 2.9. Результаты испытаний образца в рабочем окне программного обеспечения «Nanovea Tribometre Software»

Расчета интенсивности изнашивания образца W ($\text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$) проводили по формуле согласно ASTM G99 – 17 «Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus» [81]:

$$W = \frac{ls}{PL}, \quad (2)$$

где l , s – длина окружности (мм) и площадь поперечного сечения дорожки износа (мм^2); P – нагрузка (Н); L – путь трения (м).

Для расчета интенсивности изнашивания контртела $W_{\text{контр}}$ рассчитывали по аналогичной формуле, что и образца [81]:

$$W_{\text{контр}} = \frac{\Delta V_{\text{шар}}}{PL}, \quad (3)$$

где, $\Delta V_{\text{шар}}$ – износ объема поверхности контртела.

Объем изношенной поверхности контртела рассчитывал по формуле [81]:

$$\Delta V_{\text{шар}} = \pi \cdot h^2 \left(r - \frac{1}{3} h \right), \quad (4)$$

где $h = r - \left(r^2 - \left[\frac{d}{2}\right]^2\right)^{\frac{1}{2}}$, d – диаметр пятна износа (мм), r – радиус шарика (мм);
 h – толщина изношенного сегмента (мм).

Для исследования механического поведения под воздействием контактно-усталостных нагрузок были проведены испытания на контактную выносливость на испытательной установке МКВ-К (рис. 2.10). Испытуемый цилиндрический образец (рис. 2.11) устанавливали между испытательными роликами (рис. 2.12), изготовленных из высокопрочной комплекснолегированной подшипниковой стали мартенситного класса 8Х5МЗВФБ-ИД (ВКС241-ИД) с твердостью 62 HRC [82]. Испытания проводились в соответствии с рекомендациями Р 50-54-30-87 «Расчет и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость. Рекомендации» по принципу фрикционной передачи с двухциклическим нагружением за один оборот образца. Остановка машины происходит при резком возрастании вибраций фрикционной пары и срабатывании пьезоэлектрического датчика, свидетельствующего об образовании выкрашивания (питтинга) на образце в процессе контактного воздействия. База испытаний для контактной усталости составляла 10^8 циклов.

С целью оценки влияния количества мартенситной фазы на контактную усталость стали ВНС9-Ш были изготовлены образцы диаметром 6 мм для формирования аустенитной фазы близкой к 100% и образцы диаметром 7 мм для формирования в поверхности различного количества мартенситной фазы путем выглаживания плоскими роликами на машине МКВ-К.

Расчет контактных напряжений в месте соприкосновения тороидальных контртел с цилиндрическим образцов по схеме контакта, представленной на рисунке 2.13, проводили согласно рекомендациям

$$\sigma_{Z\text{макс}} = 863,54 \cdot n_{\sigma} \cdot \sqrt[3]{P(\sum \rho)^2}, \quad (5)$$

где P – нагрузка в кг; $\Sigma \rho$ – суммарная кривизна соприкасающихся тел; n_σ – произведение коэффициентов, учитывающих кривизну тел в точке их взаимного контакта.

Суммарная кривизна соприкасающихся тел равна $\Sigma \rho = \frac{2}{D_k} + \frac{2}{D} + \frac{1}{R_k}$. Коэффициент n_σ определяют по таблицам работы [83] и рекомендаций Р 50-54-30-87 при помощи вспомогательной величины $\cos t$, которая для образцов цилиндрической формы равна:

$$\cos t = \frac{\frac{2}{D_k} + \frac{2}{D} + \frac{1}{R_k}}{\frac{2}{D_k} + \frac{2}{D} + \frac{1}{R_k}} \quad (6)$$



Рис. 2.10. Внешний вид машины МКВ-К для испытаний на контактную выносливость

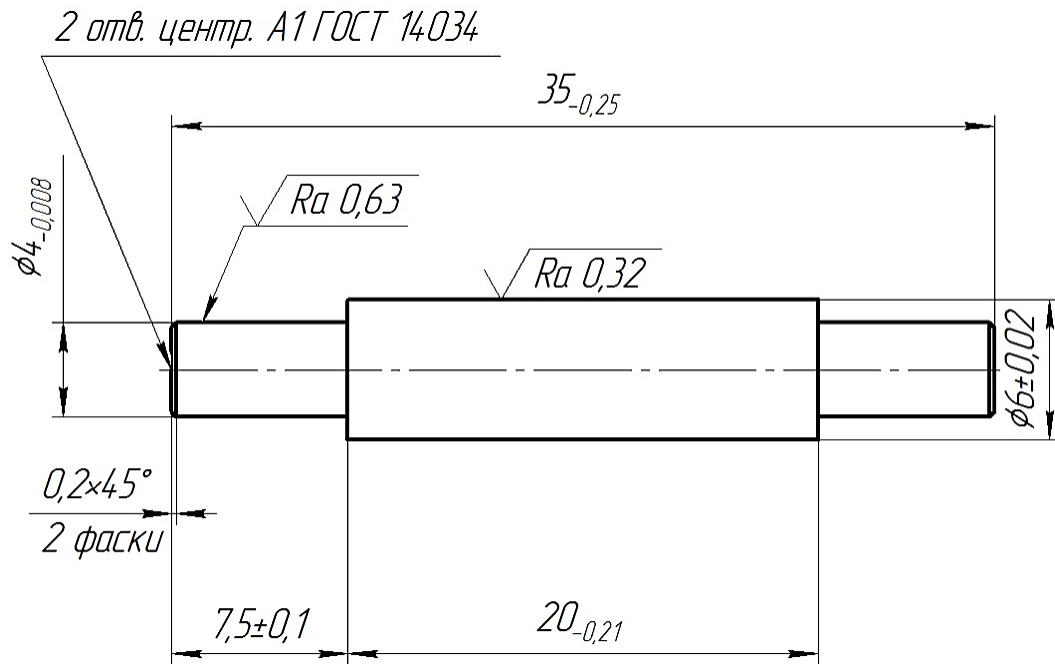


Рис. 2.11. Образец для испытаний на контактную выносливость на машине МКВ-К [82]

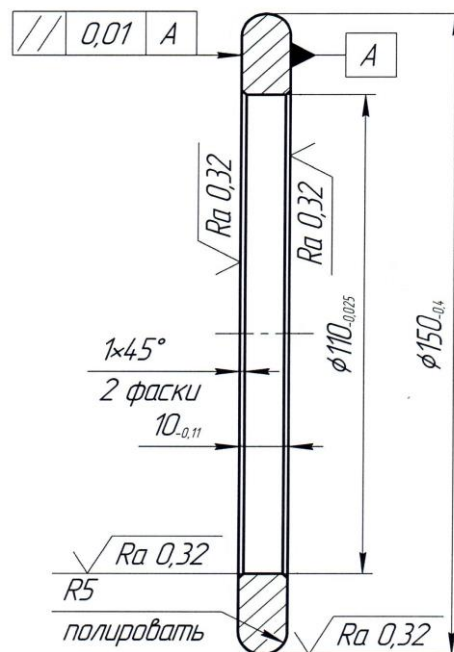


Рис. 2.12. Контроль для испытаний на контактную выносливость на машине МКВ-К [82]

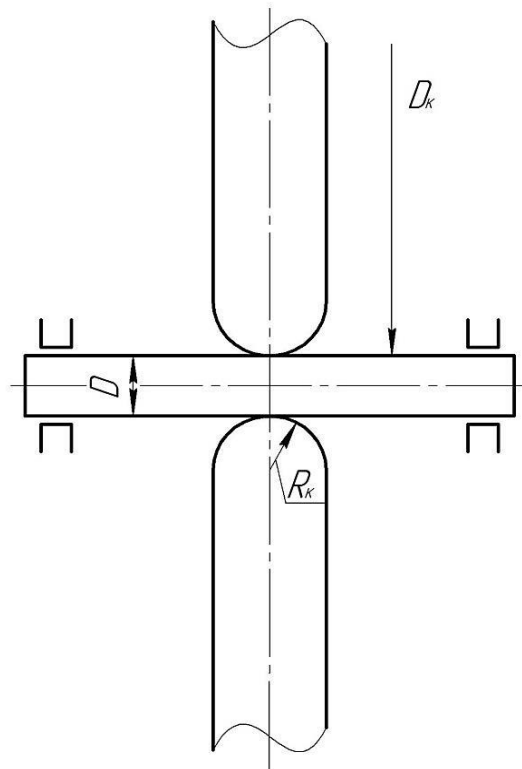


Рис. 2.13. Схема контакта испытуемого образца и контртел с использованием цилиндрического образца при испытании на контактную выносливость: D – диаметр образца в зоне контакта; D_k – диаметр кольца; R_k – радиус рабочей поверхности кольца [82]

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМ МЕХАНИЗМОМ ОБЪЕМНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Расчет химического состава сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш по диаграмме Потака-Сагалевица (рис.3.1) показал, что в структуре стали ВНС9-Ш после закалки с температуры 1000 °С формируется аустенитная структура, в то время как соотношение аустенита и мартенсита в стали ВНС72-Ш составляет 60 и 40% соответственно.

Получаемый в структуре стали ВНС9-Ш после закалки метастабильный аустенит, подвергаемый интенсивной пластической деформации, способен превращаться в аустенит, позволяя наряду с высокой прочностью получить высокий уровень пластических характеристик. В механизме упрочнения для стали ВНС72-Ш при термической обработке преобладает протекание диффузионных процессов, при которых в стали формируется высокий уровень механических свойств за счет образования мартенсита, насыщенного углеродом и азотом.

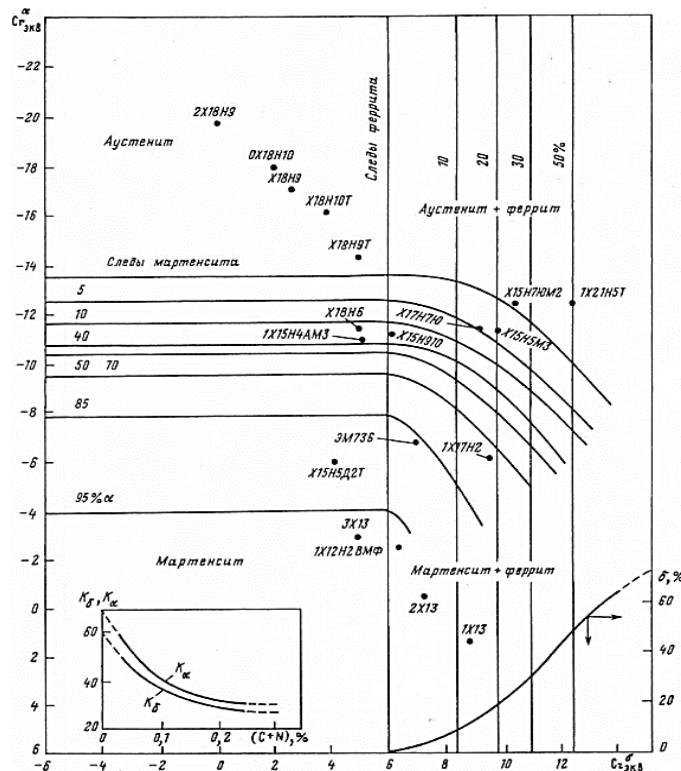


Рис. 3.1. Диаграмма Потака-Сагалевица для расчета фазового состава коррозионностойких сталей после закалки с 1000 °С [12, 84]

3.1 Исследование структуры сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш в различных полуфабрикатах

Аустенитно-мартенситные стали ВНС9-Ш и ВНС72-Ш имеют разный механизм объемного упрочнения и, вследствие этого, разную упрочняющую обработку.

Коррозионнотойкая сталь ВНС9-Ш обладает TRIP-эффектом, что позволяет формировать высокий уровень механических характеристик при холодной пластической деформации. Для проволок и листов из стали ВНС9-Ш проводили упрочняющую обработку в соответствии с режимом, представленным на рисунке 2.2. По результатам упрочняющей обработки полуфабрикатов минимальной толщины (проволока диаметром 0,36 мм и листы толщиной 0,3 мм) проведены металлографические исследования (рис. 3.2 и 3.3)

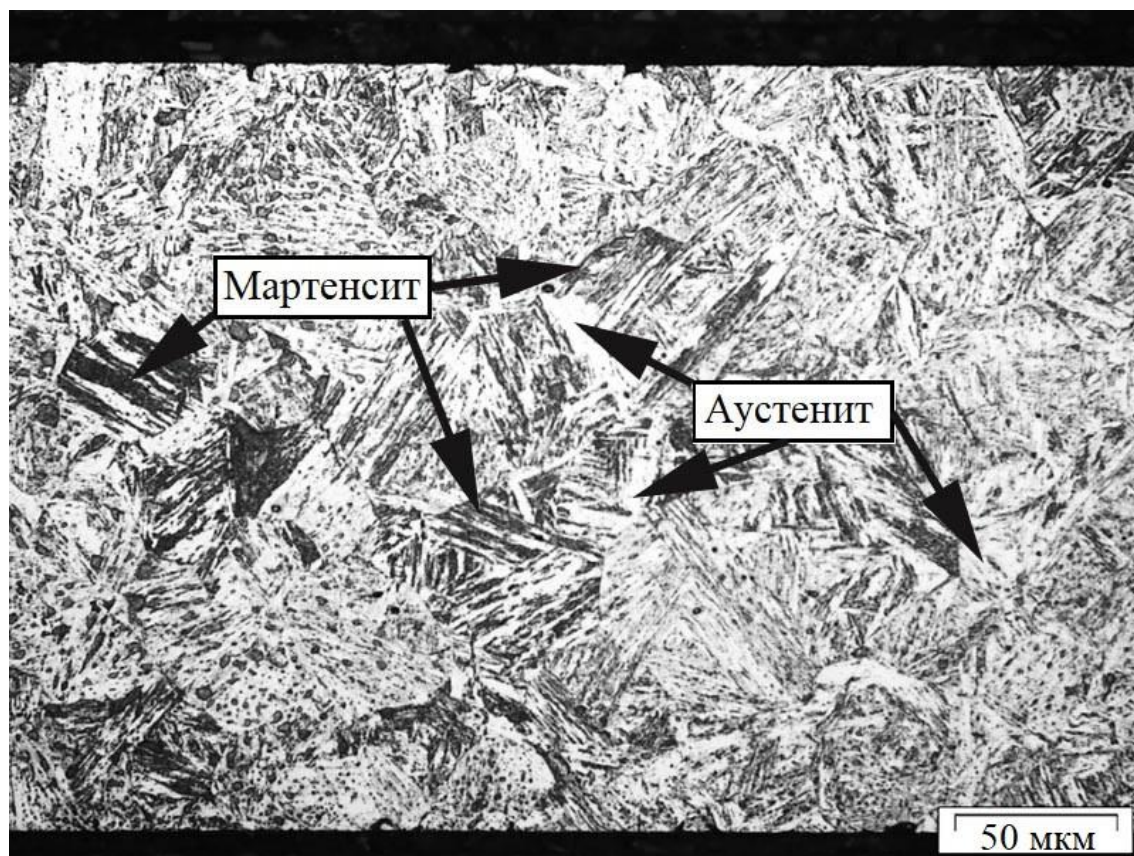


Рис. 3.2 Микроструктура листа толщиной 0,3 мм из стали ВНС9-Ш после холодной пластической деформации $\times 500$

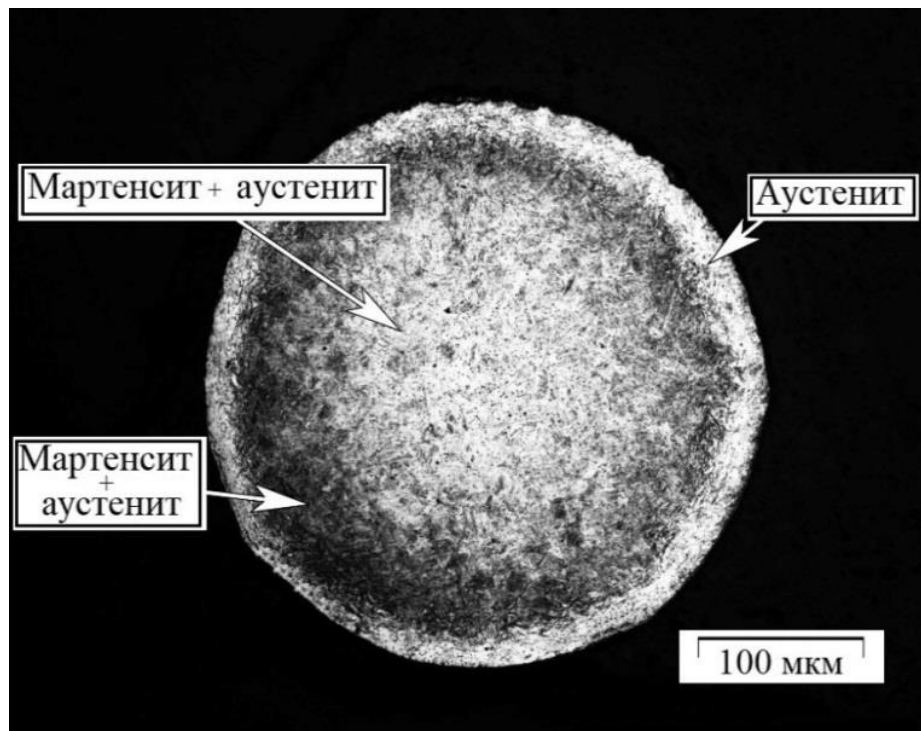


Рис. 3.3. Микроструктура проволоки диаметром 0,36 мм из стали ВНС9-III после холодной пластической деформации $\times 200$

Из-за различных степеней деформации проволоки (степень деформации 86 %) и листа (степень деформации 56 %), а также схемы деформации, в полуфабрикатах сформировалась различная структура. Структура листа состоит из равномерно распределенного мартенсита по объему листа, а проволока приобрела градиентную структуру: в поверхности – аустенит, переходная зона и сердцевина, состоящие из аустенита и мартенсита в разных долях.

Для подбора режима упрочняющей термической обработки для полуфабрикатов из стали ВНС72-III была проведена дифференциальная сканирующая калориметрия и определены основные термические эффекты при замедленном нагреве в среде аргона. На полученной термограмме (рис. 3.4.) видно, что наиболее полное растворение всех легирующих элементов происходит при температуре 1050 °С, что обеспечивает достижение высокого уровня механических характеристик.

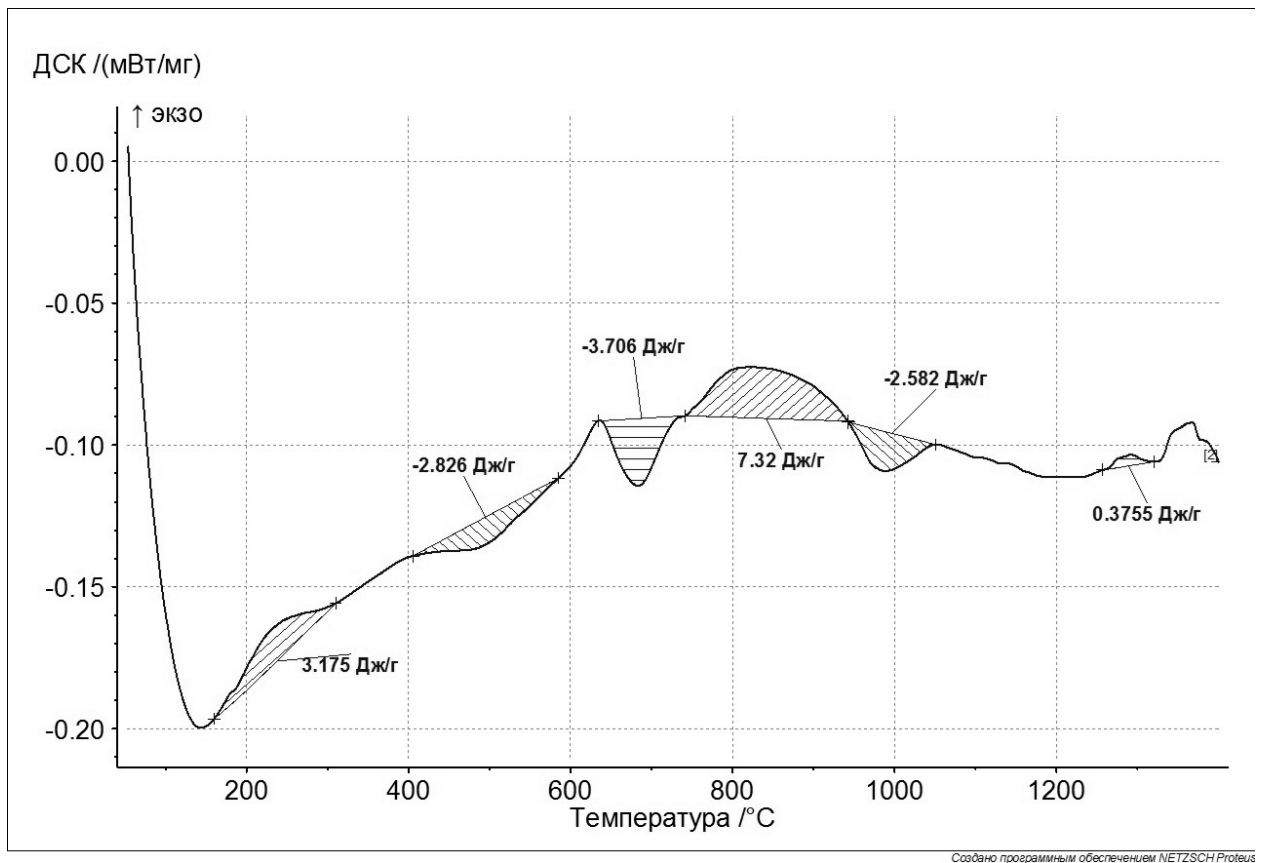


Рис. 3.4. Диаграмма дифференциального термического анализа стали ВНС72-III

Структура листов из стали ВНС72-III в зависимости от режима термической обработки содержит различное количество остаточного аустенита. После закалки и последующего отпуска в структуре стали содержалось от 50 до 65% мартенсита (рис. 3.5). После обработки, включающей закалку 1030 °С с последующим охлаждением в масло, обработку холодом при -75 °С, и заключительный низкий отпуск при 200 °С в структуре стали содержалось от 75 до 90 % мартенсита (рис. 3.6).

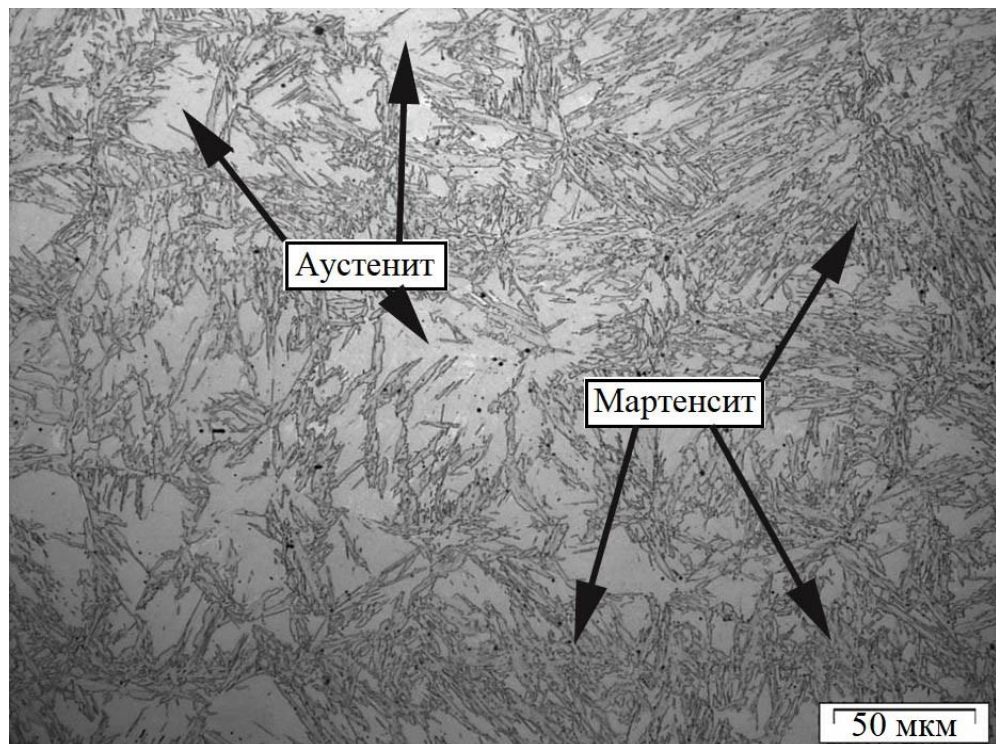


Рис. 3.5. Микроструктура листа толщиной 1,5 мм из стали ВНС72-Ш после термической обработки без обработки холодом $\times 500$

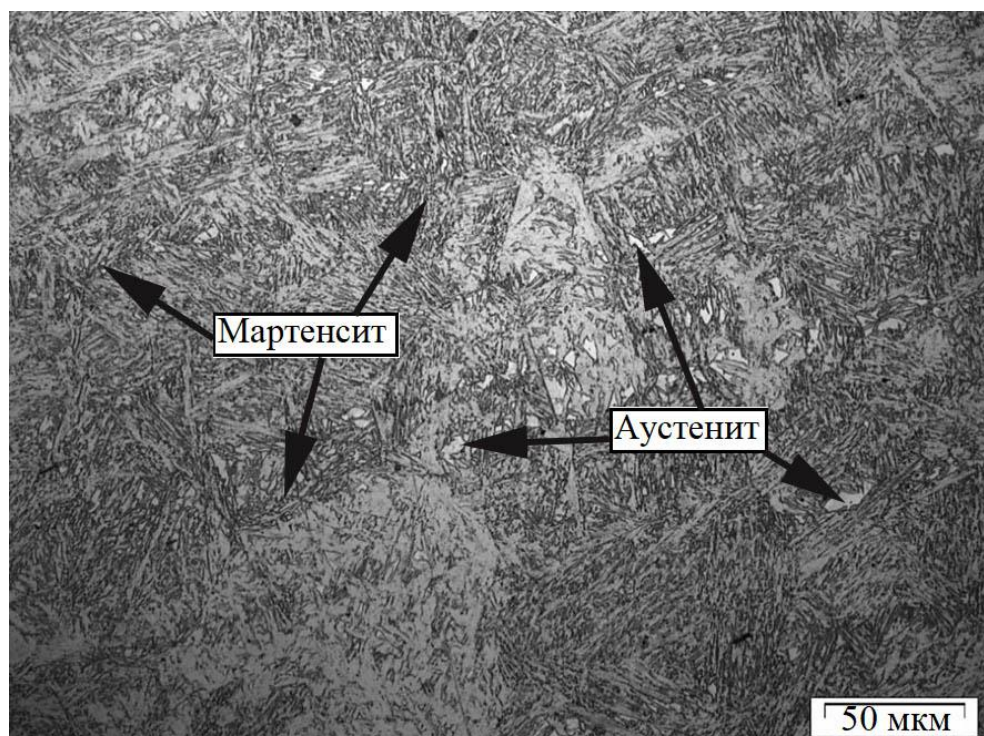


Рис. 3.6. Микроструктура листа толщиной 1,5 мм из стали ВНС72-Ш после термической обработки с обработкой холодом $\times 500$

3.2 Особенности структурообразования в проволоке из стали ВНС9-Ш на различных переделах при холодном волочении

В настоящее время в качестве упругих элементов наиболее востребована проволока диаметрами 0,95 и 0,36 мм. Применительно к стали ВНС9-Ш, обладающей TRIP-эффектом, для получения проволоки такого сечения использовали следующий маршрут волочения: 3,5 → 2,4 → 1,6 → 0,95 → 0,36 мм.

Для подбора режимов термической обработки с целью повышения пластических характеристик для последующего волочения также была проведена дифференциальная сканирующая калориметрия для определения основных тепловых эффектов при нагреве. По результатам исследований тепловых эффектов (рис 3.7) было получено, что наиболее полное растворение легирующих элементов в стали ВНС9-Ш при термической обработке происходит при температуре более 1100 °С, что идентично сталям аустенитного класса.

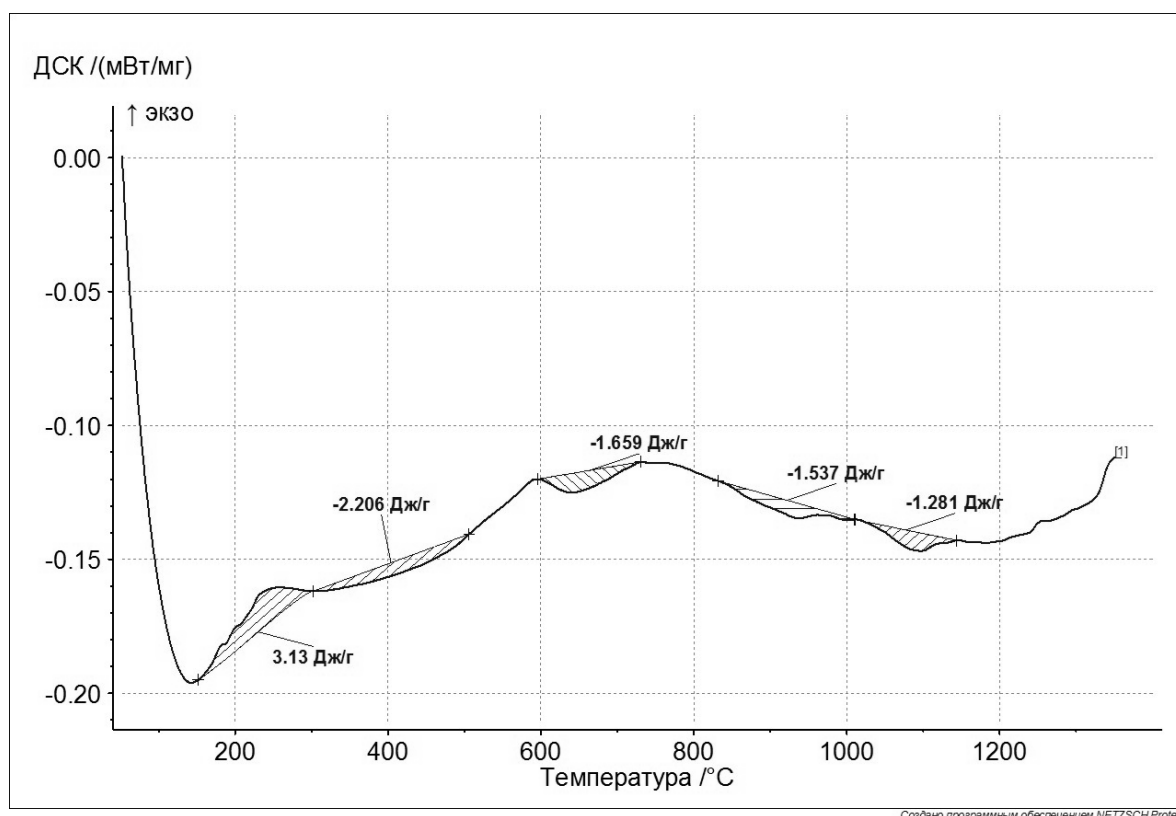


Рис. 3.7. Диаграмма дифференциального термического анализа стали ВНС9-Ш

Анализ диаграммы, полученной методом дифференциальной сканирующей калориметрией, показал, что для повышения пластичности проволоки на промежуточных переделах необходимо полное растворение избыточных фаз, поэтому закалку проводили с температуры 1100-1150 °С в воду. В данном температурном интервале происходит наиболее полное растворение карбидов хрома в железной матрице. Микроструктура стали ВНС9-Ш после закалки представлена на рисунке 3.8. В результате закалки формируется аустенитная структура с сохранением некоторой доли мартенситной структуры, которая не чувствительна для магнитного анализа.

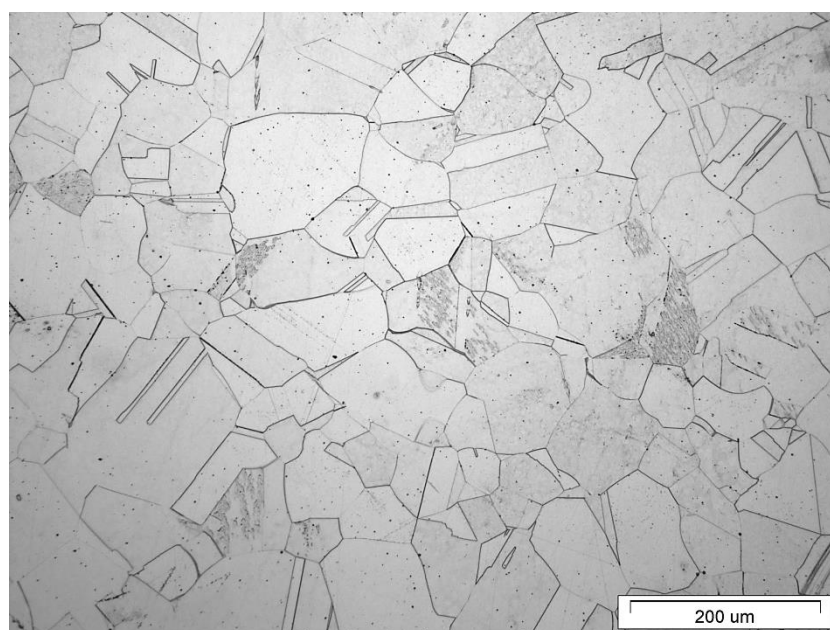


Рис. 3.8. Микроструктура стали ВНС9-Ш после закалки с температуры 1100 °С $\times 200$

При холодной пластической деформации (волочении) метастабильный аустенит претерпевает превращение в мартенсит в результате чего происходит увеличение уровня механических свойств (предела прочности, предела текучести, твердости и т.д.). Для оценки степени упрочнения в зависимости от степени обжатия проводили измерения микротвердости на всех этапах волочения. Результаты измерения микротвердости по толщине катанки и проволоки различных диаметров (рис. 3.9) показали, что на поверхности значения твердости

ниже, чем в сердцевине. Особенно сильно этот эффект проявляется на проволоке диаметром 0,36 мм.

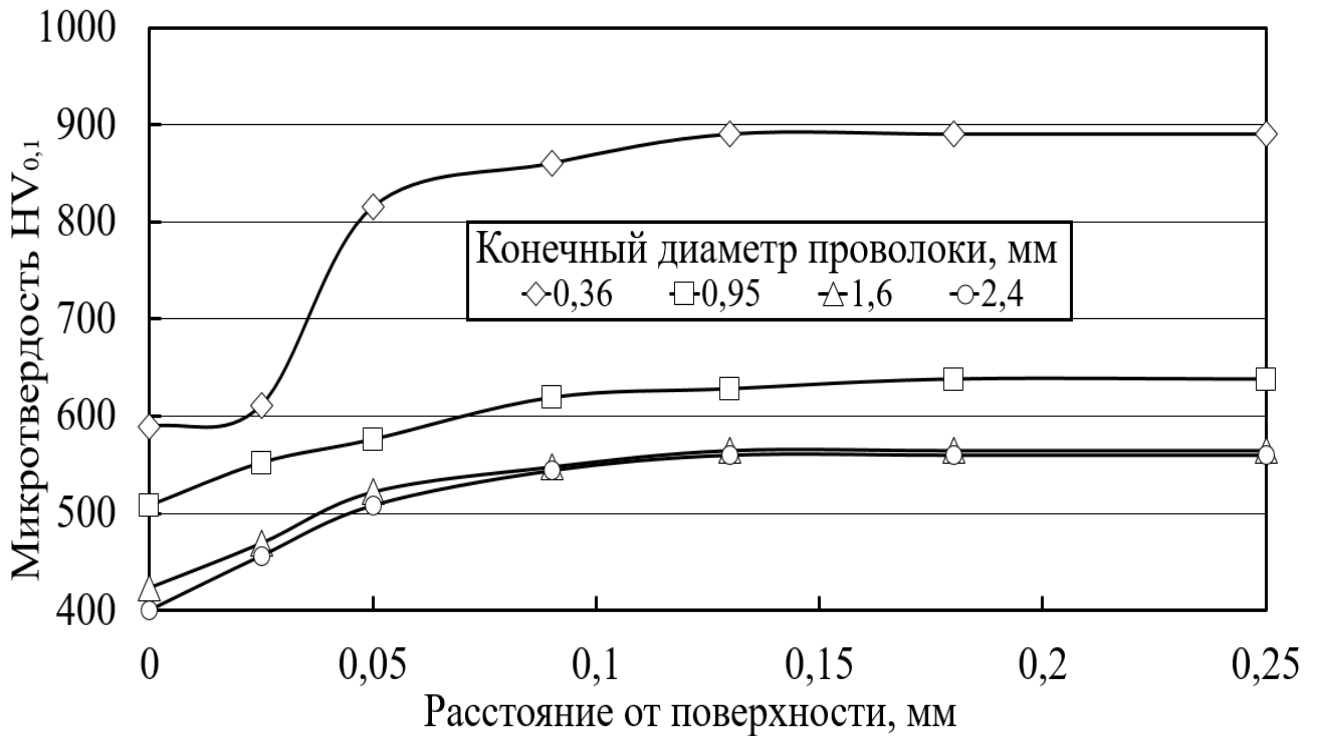


Рис. 3.9. Распределение микротвердости в поперечном сечении проволоки различных диаметров из стали ВНС9-Ш после волочения

Для исследования этого эффекта был проведен металлографический анализ методом оптической микроскопии при увеличениях 100 и 500 крат с применением дополнительных режимов исследования микроструктуры (режим темного поля и поляризация изображения), а также рентгеноструктурный анализ для более точного определения структурных составляющих в поверхностных слоях исследуемой проволоки. Волочение проволоки на диаметр 2,4 мм (степень деформации 31,5 %) привело к образованию белого «обода» на поверхности проволоки (рис. 3.10). Методом рентгеноструктурного анализа установлено на поверхности проволоки после волочения сформировалась структура со 100 % аустенитной фазой (рис. 3.11).

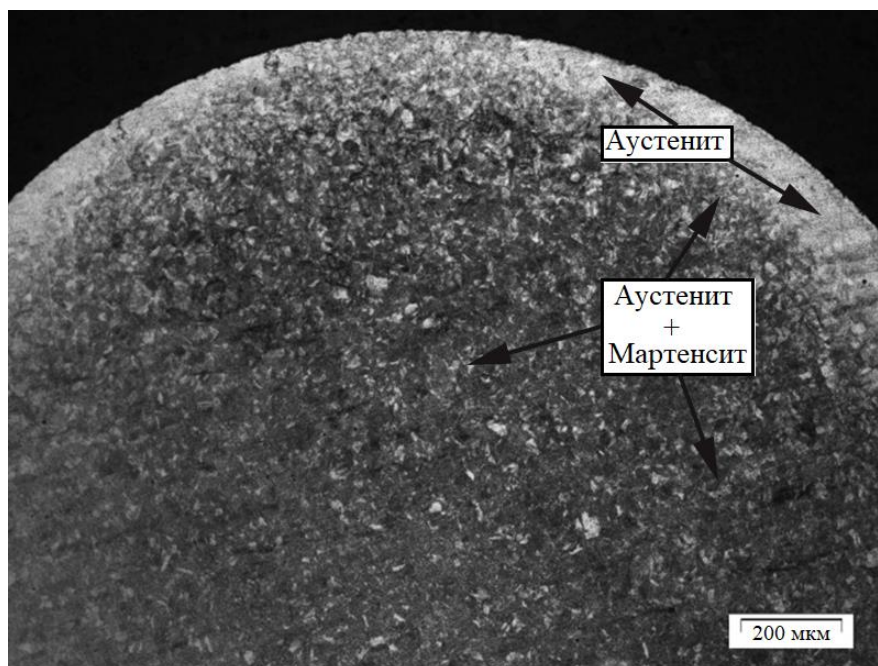


Рис. 3.10. Микроструктура проволоки диаметром 2,4 мм из стали ВНС9-III после холодного волочения $\times 100$

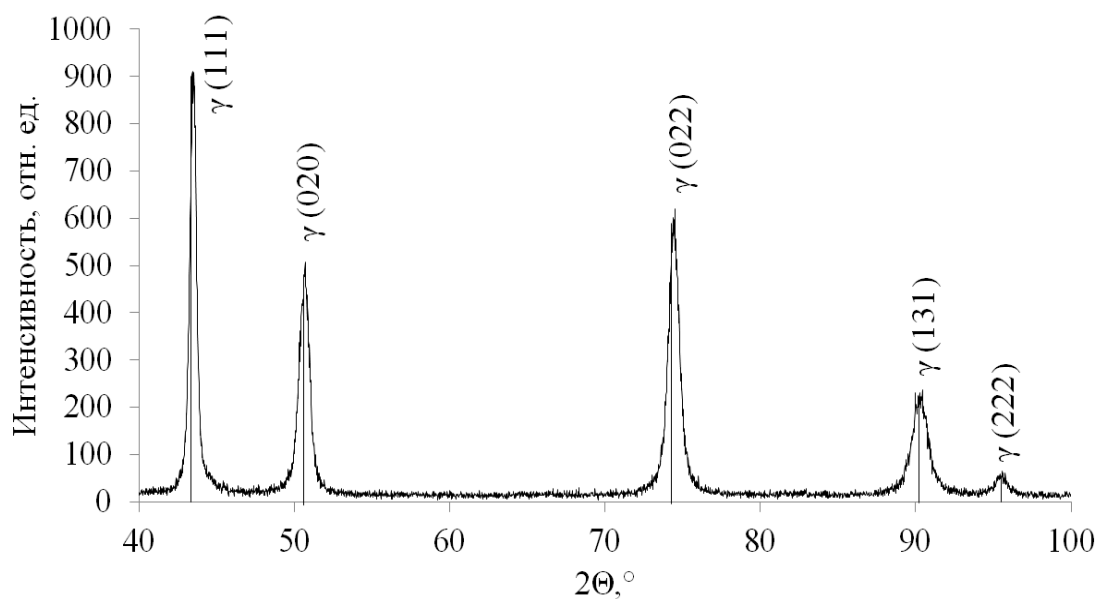


Рис. 3.11. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 2,4 мм из стали ВНС9-III после холодного волочения

Более подробное изучение поверхностного белого слоя, не поддающегося травлению (рис. 3.12, а), в режиме темного поля позволило выявить слабовыраженную мартенситную структуру в переходной зоне (рис. 3.12, б).

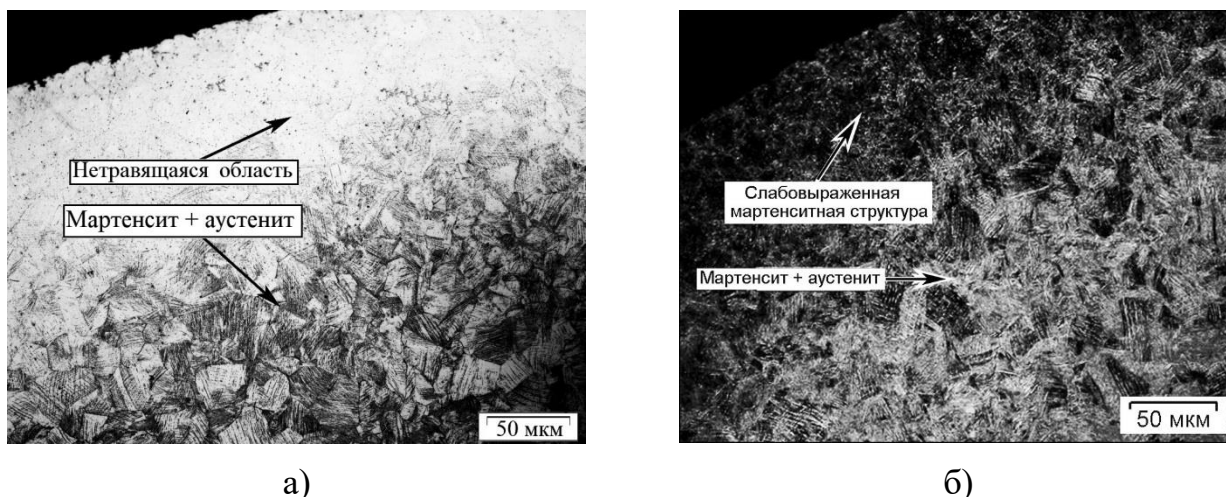


Рис. 3.12. Микроструктура проволоки из стали ВНС9-Ш после холодного волочения на диаметр 2,4 мм: а – светлпольное изображение; б - в режиме темного поля $\times 500$ [85]

По результатам рентгенофазового анализа закалка проволоки диаметром 2,4 мм в среде диссоциированного аммиака с 1100 °С привела к образованию в поверхности 60 % мартенсита и 40% аустенита (рис. 3.13).

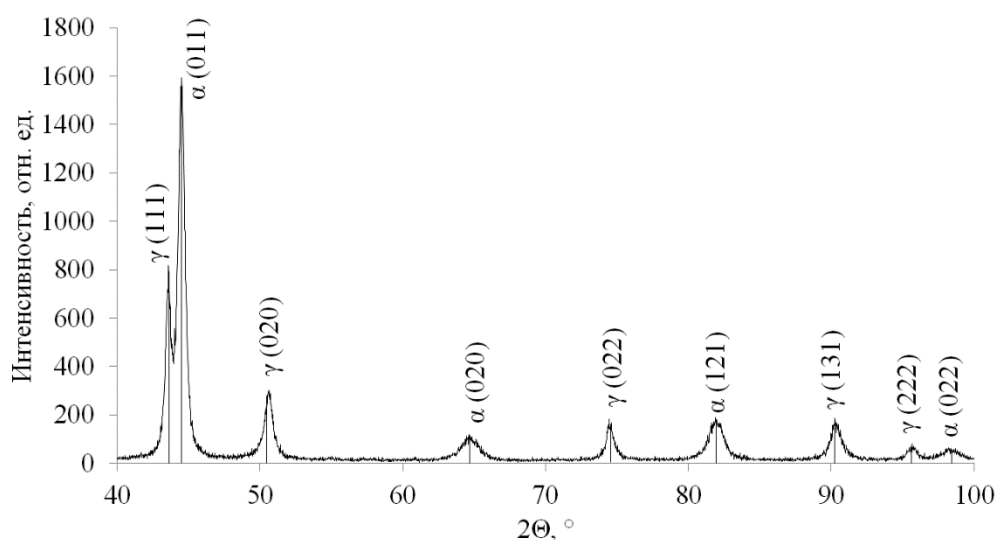


Рис. 3.13. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 2,4 мм из стали ВНС9-Ш после закалки с температуры 1100 °С в среде диссоциированного аммиака

Дальнейшая холодная пластическая деформация с диаметра 2,4 мм на диаметр 1,6 мм (степень деформации 34%) привела к формированию в поверхности 55 % мартенсита (рис. 3.14 и 3.15), однако вследствие схожей степени деформации

характер распределения микротвердости практически не изменился (см. рис. 3.9). Низкая степень деформации при волочении привела к незначительному разогреву поверхности и мартенсит, полученный путем закалки, частично претерпел превращение, в то же время как аустенит, подвергаемый холодной пластической деформации, претерпевал превращение в мартенсит.

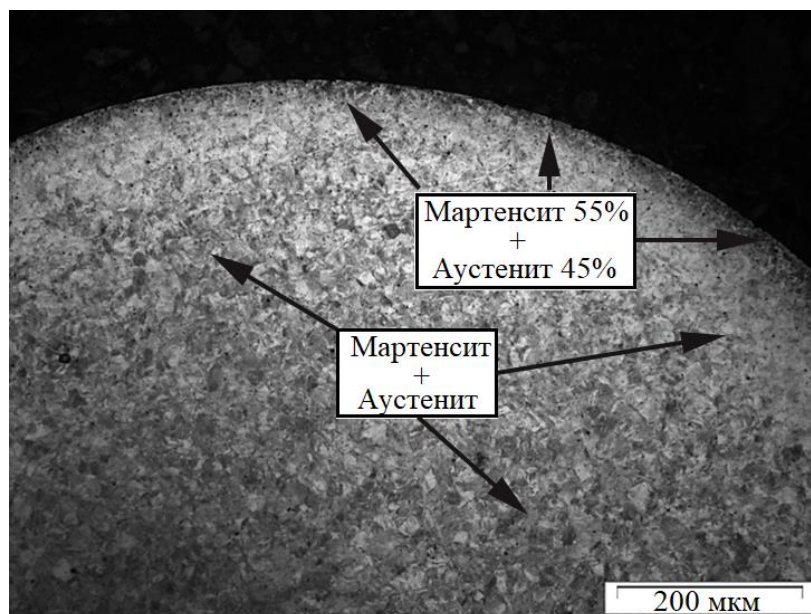


Рис. 3.14. Микроструктура проволоки диаметром 1,6 мм из стали ВНС9-Ш после холодного волочения $\times 200$

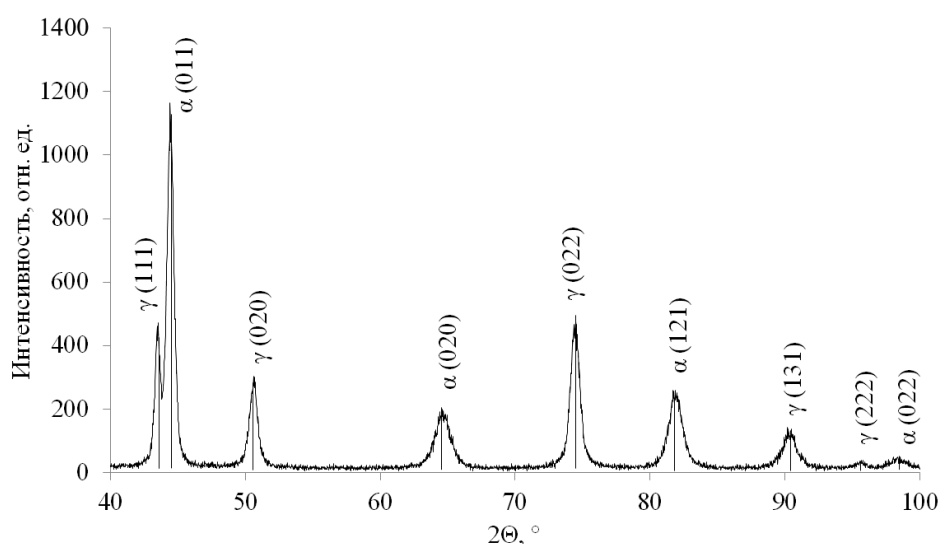


Рис. 3.15. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 1,6 мм из стали ВНС9-Ш после холодного волочения

В результате закалки с 1100 °С проволоки с содержанием аустенита и мартенсита на поверхности в количестве 45 и 55 % соответственно образовалось 73,5% мартенсита и 26,5% аустенита (рис. 3.16). Увеличение степени деформации с 34 до 45 % (волочение с диаметра 1,6 на 0,95 мм) привело к достаточному разогреву поверхности, чтобы дестабилизированный мартенсит претерпел превращение в аустенит в количестве 82% (рис. 3.17 и 3.18).

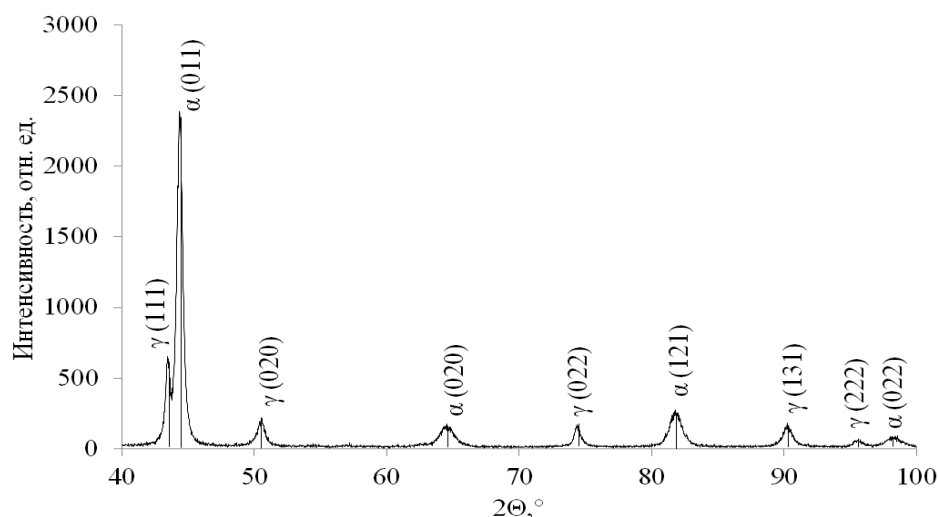


Рис. 3.16. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 1,6 мм из стали ВНС9-Ш после закалки с 1100 °С

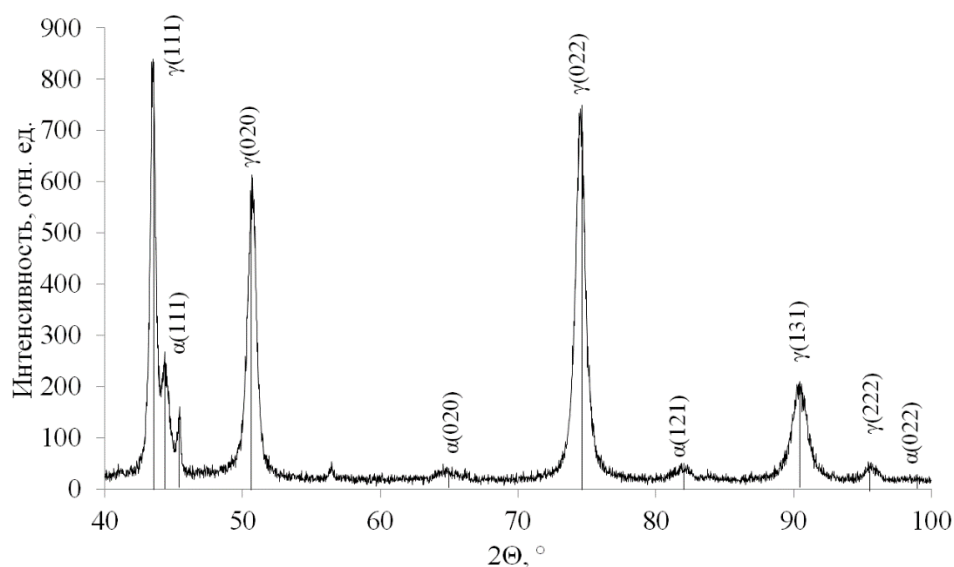


Рис. 3.17. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 0,95 мм из стали ВНС9-Ш после холодного волочения

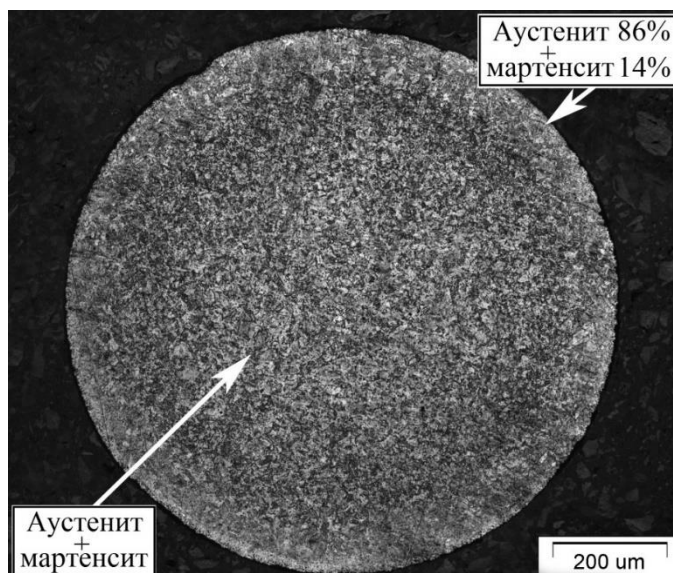


Рис. 3.18. Микроструктура проволоки диаметром 0,95 мм из стали ВНС9-III после холодного волочения $\times 100$

При заключительном этапе волочения поверхность проволоки из стали ВНС9-III после закалки с $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ состояла из 36 % аустенита и 64 % мартенсита (рис. 3.19). Общая степень деформации при волочении с диаметра 0,95 на 0,36 мм составила 86%, что привело к значительной деформации проволоки и разогреву поверхности и способствовало образованию в поверхности 100% аустенитной структуры (рис. 3.20).

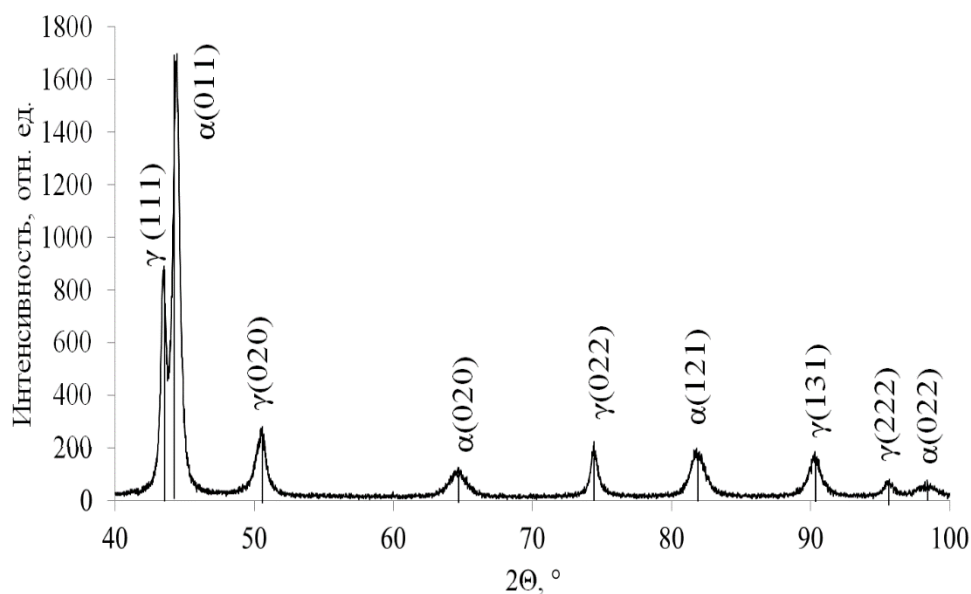


Рис. 3.19. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 0,95 мм из стали ВНС9-III после закалки с $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$

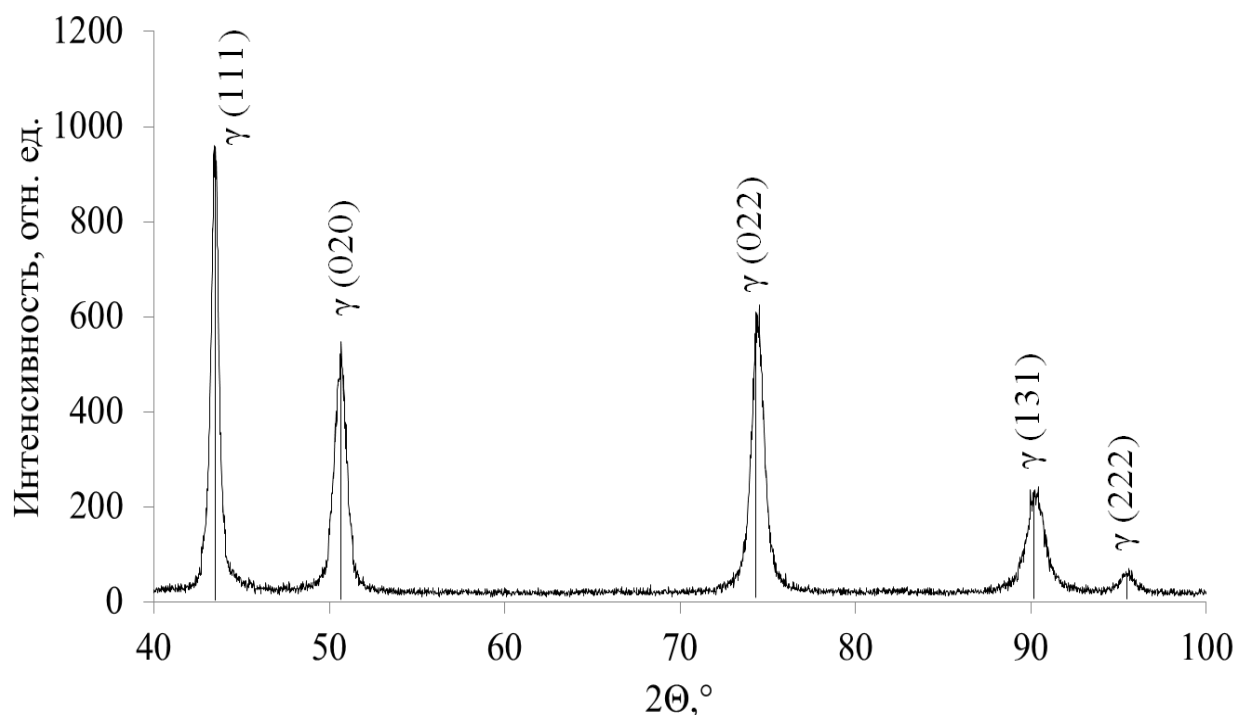


Рис. 3.20. Дифрактограмма поверхности проволоки диаметром 0,36 мм из стали ВНС9-Ш после холодного волочения

Для определения объемной доли мартенситной фазы в структуре проволоки различных диаметров после холодной пластической деформации исследовали намагниченность насыщения образцов проволоки по методу Штеблеяна. Результаты определения объемной доли и в поверхности мартенситной фазы представлены таблице 3.

Таблица 3 - Содержание мартенсита в проволоке из стали ВНС9-Ш на различных этапах волочения

Диаметр проволоки, мм	Обжатие, %	Объемное содержание мартенсита, %	Содержание мартенсита в поверхности, %
2,4	31,5	15	0
1,6	34	16,8	55
0,95	45	20,4	14
0,36	86	57	0

Зависимость изменения доли мартенситной фазы в объеме проволоки имеет преимущественно линейный характер (рис. 3.21). Для оценки этой зависимости был проведен регрессионный анализ и по его результатам была получена зависимость, описываемая уравнением:

$$M = 0,78 \cdot \varepsilon - 11,135, \quad (7)$$

где ε суммарная степень обжатия проволоки, а M – количество мартенситной фазы, образовавшееся в процессе деформации. Полученное значение коэффициента детерминации $R^2 = 0,985$ показывает высокую зависимость величины мартенситной фазы от степени обжатия.

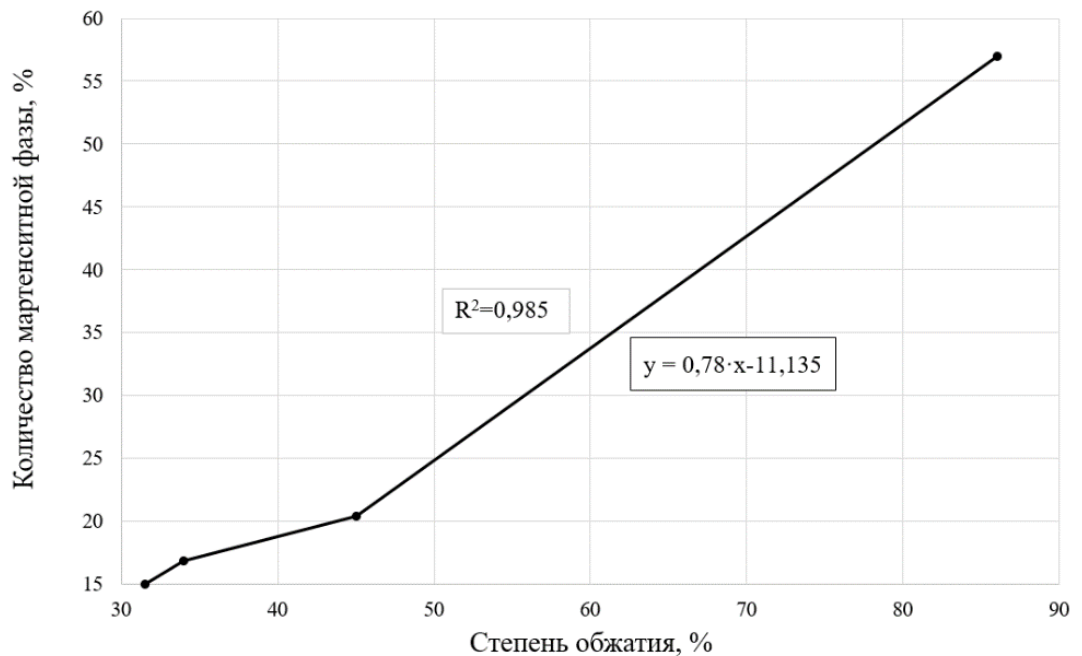


Рис. 3.21. Зависимость количества мартенситной фазы от степени обжатия

Мартенсит в поверхности, полученный в процессе закалки, зависит от степени деформации и количества деформированного аустенита, сформированного в процессе волочения. Для анализа взаимосвязи также был проведен регрессионный анализ. Входные и выходные параметры регрессионного анализа представлены в таблице 4. При проведении регрессионного анализа была установлена зависимость количества мартенсита α , образованного в процессе закалки с температуры 1100 °С. Данная зависимость может описана регрессионным уравнением (значение коэффициента детерминации $R^2 = 0,92$):

$$\alpha = 0,43442 * \varepsilon - 0,23437 * \gamma + 67,89379, \quad (8)$$

где ε – общая степень деформации при волочении, γ – количества аустенита в поверхности после холодного волочения.

Таблица 4 – Входные и выходные параметры для регрессионного анализа

Входные параметры		Выходной параметр
Степень деформации, %	Количество аустенита в поверхности, %	Количество мартенсита, получаемого после закалки в поверхности
31,5	100	60
34	45	73,5
45	82	64
86	100	82,8

3.3 Исследование возможных причин образования градиентной структуры в проволоке из стали ВНС9-Ш

Для определения механизма образования градиентной структуры в поверхности проволоки из стали ВНС9-Ш необходимо провести дополнительные исследования структурных изменений в зависимости от температуры нагрева. Формирование аустенитной структуры в сталях подобной системы легирования может происходить как во время закалки, так и во время отпуска при высоких температурах. Металлографический анализ микроструктуры в зависимости от температуры отпуска не позволил выявить значительных изменений в микроструктуре образцов проволоки. В связи с чем на конечном диаметре 0,36 мм проволоки из стали ВНС9-Ш были проведены исследования распределения микротвердости по толщине проволоки в зависимости от температуры отпуска. Результаты дюрOMETрического анализа представлены на рис. 3.22.

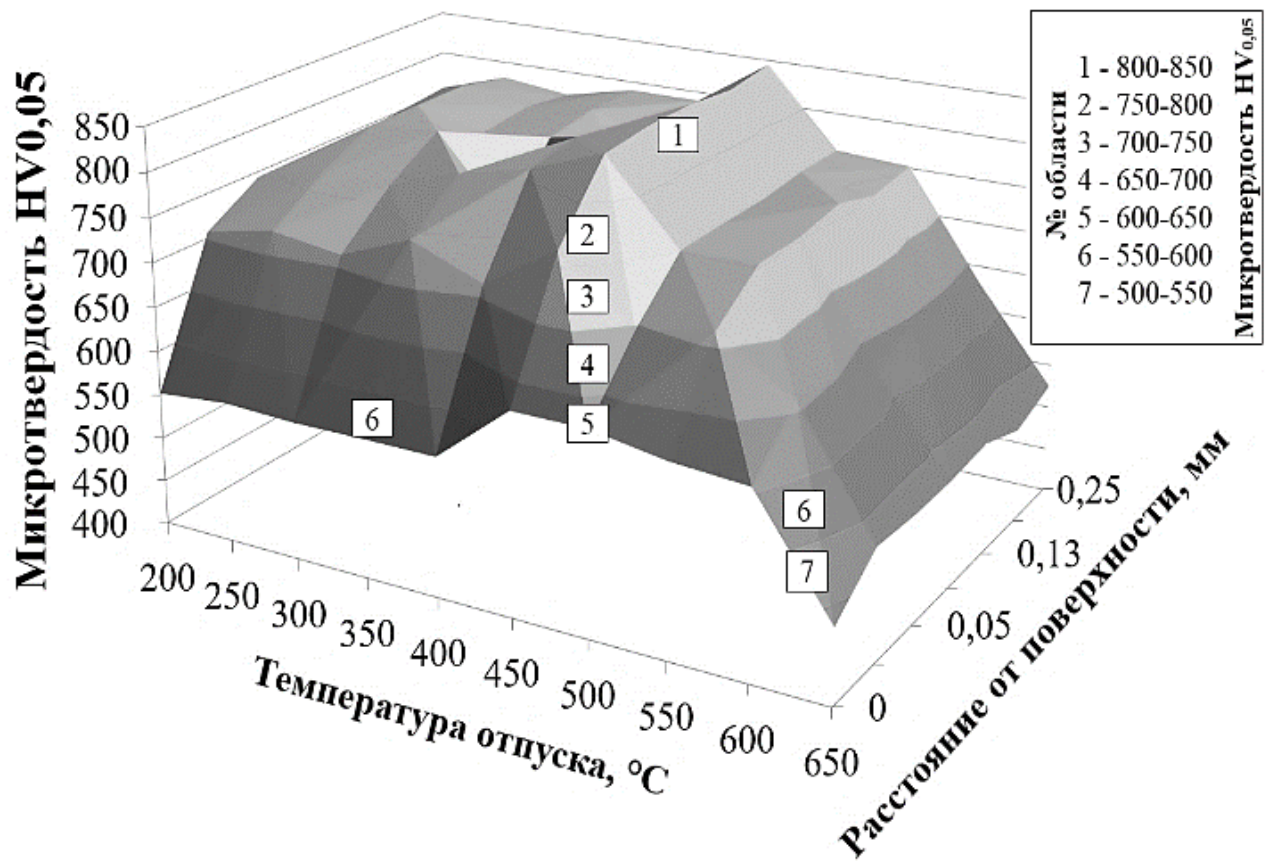


Рис. 3.22. Распределение микротвердости по толщине проволоки диаметром 0,36 мм в зависимости от температуры отпуска

Как видно из полученной поверхности распределения микротвердости до температуры 400 °С никаких процессов изменения структуры практически не происходит. По мере приближения к температуре 400 °С происходит общее увеличение твердости проволоки, что связано с процессами распада аустенита и дисперсионного твердения. Начиная с температуры 500 °С происходит снижение твердости проволоки, что объясняется процессом $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода.

По результатам магнитного анализа по определению объемного содержания магнитной фазы установлено, что в диапазоне температур 400-500 °С происходит несколько структурных превращений, сопровождающихся изменением объемного содержания мартенсита (рис. 3.23). При температуре отпуска 400 °С происходит снижение объемной доли магнитной фазы, что предположительно связано с распадом мартенсита и выделением карбидов хрома. Дальнейшее повышение до 450 °С сопровождается резким увеличением доли магнитной фазой, что связано с аустенитно-мартенситным превращением.

Увеличение температуры отпуска до 500 °С и выше приводит к обратному $\alpha \rightarrow \gamma$ превращению и снижению твердости (см. рис. 3.22).

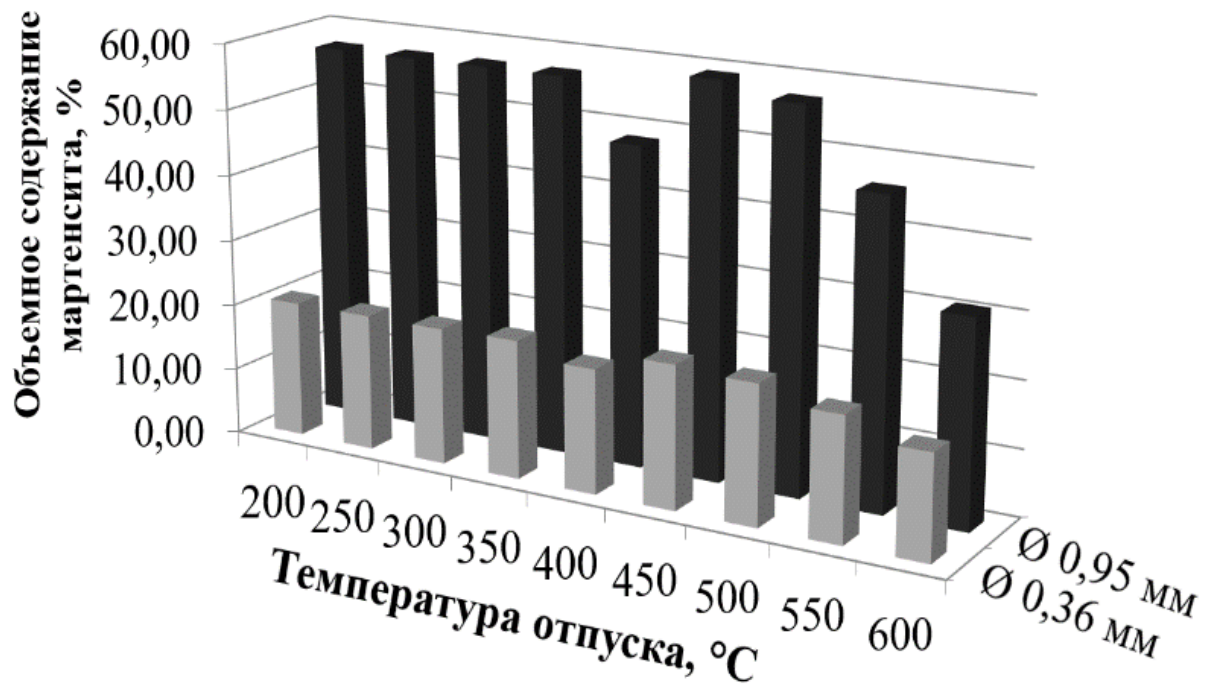


Рис. 3.23. Изменение объемного содержания мартенситной фазы в зависимости от температуры отпуска

Для выявления возможных причин образования аустенита в поверхности было проведено компьютерное моделирование в программном комплексе ANSYS, в частности в модуле LS-Dyna, предназначенном для анализа высоконелинейных и быстротекущих процессов в задачах механики твердого тела. В процессе моделирования холодного волочения проведена оценка разницы напряжений, возникающих при деформации, в поверхностной зоне и сердцевине.

При волочении через твердосплавную фильеру проволока претерпевает всестороннее сжатие с различной степенью деформации по всему сечению. Схема действия сил, действующих в очаге деформации проволоки при волочении представлена на рисунке 3.24.

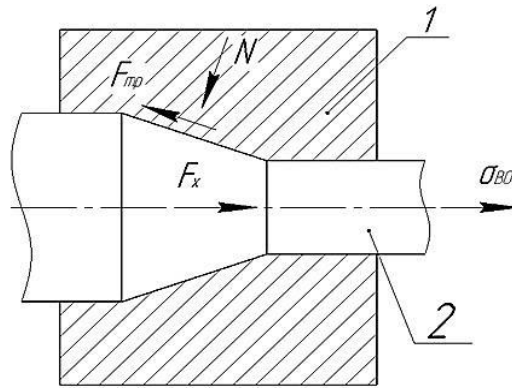


Рис. 3.24. Схема действия сил в очаге деформации при волочении: 1 – волока; 2 – проволока; $F_{тр}$ – сила трения, формирующаяся при прохождении проволоки через фильеру; F_x и $\sigma_{во}$ – усилие, приложенное к проволоке при волочении; N – сила реакции опоры [85]

Для расчета в качестве входных параметров использовали физические (плотность $7,9 \text{ г/см}^3$, теплопроводность и температурный коэффициент линейного расширения в интервале температур $20\text{-}900 \text{ }^\circ\text{C}$), а также механические (предел прочности $\sigma_B = 1714 \text{ МПа}$, предел текучести 1209 МПа , модуль упругости $E = 180 \text{ ГПа}$, относительное удлинение $20,6 \text{ \%}$) свойства стали ВНС9-Ш в виде проволоки диаметром $0,36 \text{ мм}$ после закалки с температуры $1000 \text{ }^\circ\text{C}$. Механические свойства были получены экспериментальным путем из диаграммы растяжения, импортированной в модуль расчета. Физические свойства брали из паспорта на сталь [85].

Для моделирования использовали метод явного решения, в котором при динамической задаче необходимо решить следующее уравнение:

$$ma^n + cv^n + kd^n = f^n, \quad (9)$$

где m – матрица масс, c – матрица демпфирования, k – матрица жесткости, a – ускорение, v – скорость, d – перемещение, n – временной шаг.

Расчет значения перемещения d^{n+1} во времени t^{n+1} выражается функцией от перечисленные выше параметров:

$$d^{n+1} = f(d^n, v^n, a^n, d^{n-1}, v^{n-1}, a^{n-1}, \dots) \quad (10)$$

Все переменные, используемые в уравнение, определены во времени n и поэтому решаются напрямую.

Для расчета в LS-Dyna использовали равномерную сетку, состоящую из четырехузловых конечных элементов. Вид конечно-элементной модели представлен на рис. 3.25 [85].

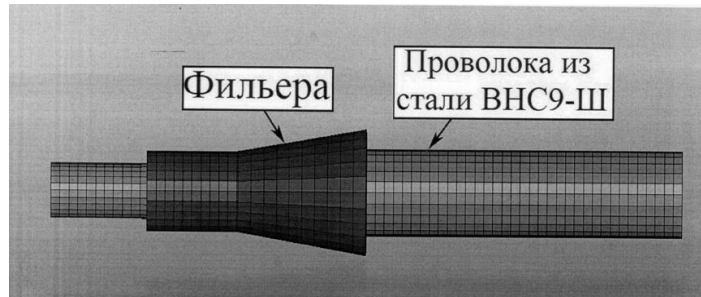
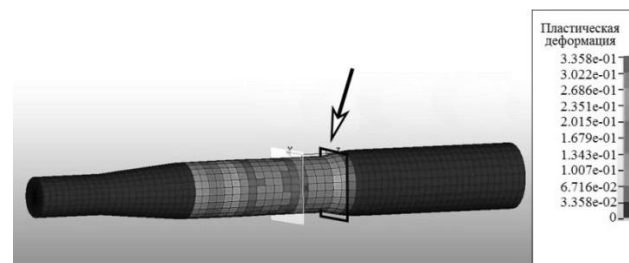
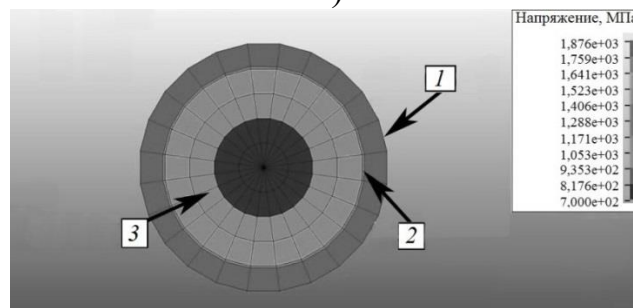


Рис. 3.25. Конечно-элементная модель волочения проволоки через фильеру [85]

По результатам моделирования процесса волочения было получено распределение деформации по объему проволоки в процессе волочения (рис. 3.25, а).



а)



б)

Рис. 3.26. Результаты расчета деформации (а) и напряжений в поперечном сечении (б) проволоки при волочении через фильеру: 1 – поверхность; 2 – переходная зона; 3 – сердцевина [85]

Для анализа распределения напряжений по толщине проволоки выбран участок (указан стрелкой), содержащий помимо поперечной деформации сдвиговую за счет создаваемого трения (см. рис. 3.26, а). Распределение напряжений в поперечном сечении (рис. 3.26, б) аналогично распределению структурных составляющих в проволоке диаметром 0,36 мм после холодного волочения (см. рис. 3.3).

Результаты расчета также показали, что формируемые напряжения в поверхностных слоях проволоки (около 1876 МПа) после волочения примерно на 30% выше, чем в переходной зоне (около 1406 МПа) и на 80 % выше, чем в сердцевине (817-1053 МПа).

Поскольку в результате моделирования показано, что при волочении в поверхностных слоях проволоки формируются большие напряжения в результате протекания интенсивной пластической из-за большего механического воздействия со стороны фильеры, можно предположить следующее объяснение образования в приповерхностном слое проволоки диаметром 0,36 мм аустенитной фазы на глубине примерно 25 мкм.

Известно, что при статическом растяжении пластичных металлов в зоне разрушения происходит рост температуры материала из-за перехода механической энергии в тепловую. При волочении через фильеру уровень деформации в объеме проволоки значительно выше, чем при растяжении, так как в результате сил трения дополнительно к поперечной деформации формируется сдвиговая деформация, и что особенно важно, значительно большая деформация наблюдается в приповерхностных слоях проволоки. Предположительно, что в этих слоях локальная температура нагрева поверхностных слоев проволоки, контактирующих с фильерой и претерпевающих значительное деформационное воздействие, стали ВНС9 – Ш в момент прохождения проволоки через профиль фильеры достигает температуры от 800 до 1000 °С и тогда при ускоренном охлаждении (закалка) в поверхностном слое проволоки формируется аустенитная структура. Такой же эффект присутствует при импульсной высокоскоростном нагружении с высокой плотностью энергии различных конструкционных сталей, в результате чего

образуется поверхностный слой от 10 до 20 мкм со структурой, отличающейся от структуры основного металла. В проволоке диаметром 0,95 мм интенсивность обжата при волочении ниже и температура в поверхностных слоях проволоки не так сильно возрастает и при охлаждении в них образуется смешанная структура.

Локальное достижение таких высоких температур наблюдается в схожих процессах, в которых реализуется адгезионное и деформационное воздействие на поверхность. При возникновении задиров или процессов глубинного разрушения контактирующих материалов при работе пары трения сопровождается значительным увеличением локальной температуры, при том, что рост общей температуры пары трения может не превышать 200-300 °С [86, 87]. Однако в процессе волочения для исключения формирования задиров и обеспечения высокого качества поверхности проволоки используются смазочный материал. В связи с этим реализация столь высокой температуры (800-1000 °С) для реализации процесса закалки кажется недостижимой.

Согласно работе [86] основные изменения в поверхностном слое возникают в результате многократных упругих деформаций при трении, связанных с несовершенствами структуры материала и неровностями поверхности. Многочисленные деформации микронеровностей поверхностей скольжения разрыхляют структуру и приводят к накоплению дефектов. При различных условиях взаимодействия поверхностей скольжения или в результате возникающего трения температура поверхностных слоев может быть выше температуры рекристаллизации, в результате чего металл переходит в состоянии повышенной пластичности и при деформации происходит выглаживание поверхности за счет растекания металла. При значительных локальных повышениях температуры и последующем резком охлаждении поверхности окружающей холодной массой на поверхности металла могут образовываться закалочные структуры [86].

В работе [88] представлен подробный расчет и моделирование технологического процесса волочения проволоки из стали марки 90К, являющейся аналогом стали У9. По результатам моделирования методом конечных элементов

авторами было получено, что температура в приповерхностных слоях проволоки из стали 90К при высокоскоростном волочении находится в диапазоне 344-394 °С. Учитывая тот факт, что превращения кристаллической решетки железа $\gamma \rightarrow \alpha$ сопровождается тепловым эффектом с выделением тепла [89-93], а количество превращений в метастабильном аустените достаточно велико из-за интенсивной пластической деформации поверхностных слоев, то общий уровень температурного поля поверхностных слоев проволоки способен достигать температурного диапазона в 500-700 °С.

Проанализировав данные литературных источников [86-93] и результаты дифференциальной сканирующей калориметрии (см. рис. 3.7), а также данные зависимости распределения твердости проволоки от температуры отпуска (см. рис. 3.21) было установлено, что аустенит, полученный в поверхности, формируется в процессе отпуска в температурном диапазоне от 600 до 700 °С, что является наиболее вероятно при данных условиях получения проволоки из стали ВНС9-Ш.

Выводы по Главе 3

1) Установлено, что формирование структуры в обладающей TRIP-эффектом стали ВНС9-Ш в результате холодной прокатки и волочения сильно зависит от схемы деформации. При холодной прокатке формируется относительно равномерная мартенситная структура по объему листа, в то время после холодного волочения формируется градиентная структура по сечению проволоки. Такое различие связано с формированием различного напряженно-деформированного состояния, реализуемого в процессе технологического процесса, а также с распределением усилий при холодной обработке давлением.

2) Показано, что на различных этапах волочения проволоки из стали ВНС9-Ш формируется разное соотношение мартенсита и аустенита в поверхности, в то время как с увеличением степени пластической деформации объемное содержание мартенсита в структуре проволоки растет. Увеличение объемного содержания мартенсита деформации в структуре связано с увеличением степени

пластической деформации при получении проволоки различного диаметра, изменение содержания мартенсита и аустенита в поверхности – с реализацией механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при пластической деформации и $\alpha \rightarrow \gamma$ при разогреве поверхности проволоки.

3) Методом компьютерного моделирования установлено, что при волочении проволоки через фильеру происходит градиентное распределение напряжений по сечению проволоки: напряжения в поверхности на 80 % выше, чем напряжения в сердцевине проволоки.

4) Экспериментально установлено, что применение отпуска в интервале температур 400-500 °С после холодного волочения приводит к повышению твердости поверхности и сердцевины проволоки из стали ВНС9-Ш. Это обусловлено реализацией механизма дисперсионного твердения. Увеличение температуры отпуска ≥ 600 °С приводит к выравниванию твердости по сечению проволоки вследствие реализации механизмов $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в сердцевине и частичного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на поверхности. При температуре отпуска 650 °С наблюдается снижение твердости по всему сечению. Это связано с преобладанием механизма $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения по всему объему.

5) На основе данных исследования твердости в зависимости от температуры отпуска и компьютерного моделирования сделан вывод, что при холодном волочении в поверхностной зоне проволоки происходит локальный разогрев до температур около 650 °С, что приводит к формированию аустенита отпуска и снижению твердости поверхности.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

4.1 Исследование механических свойств и распределения напряжений в процессе испытания для аустенитно-мартенситных сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш при статическом растяжении

Различие структур полуфабрикатов проволоки и листа, а также отличие механизма объемного упрочнения стали марки ВНС9-Ш от стали ВНС72-Ш приводит к тому, что поведение образцов при механическом нагружении будет различаться. Для оценки этого различия были проведены испытания на растяжение по ГОСТ 1497 и ГОСТ 11701. Типичные виды диаграмм растяжения представлены на рис. 4.1-4.3

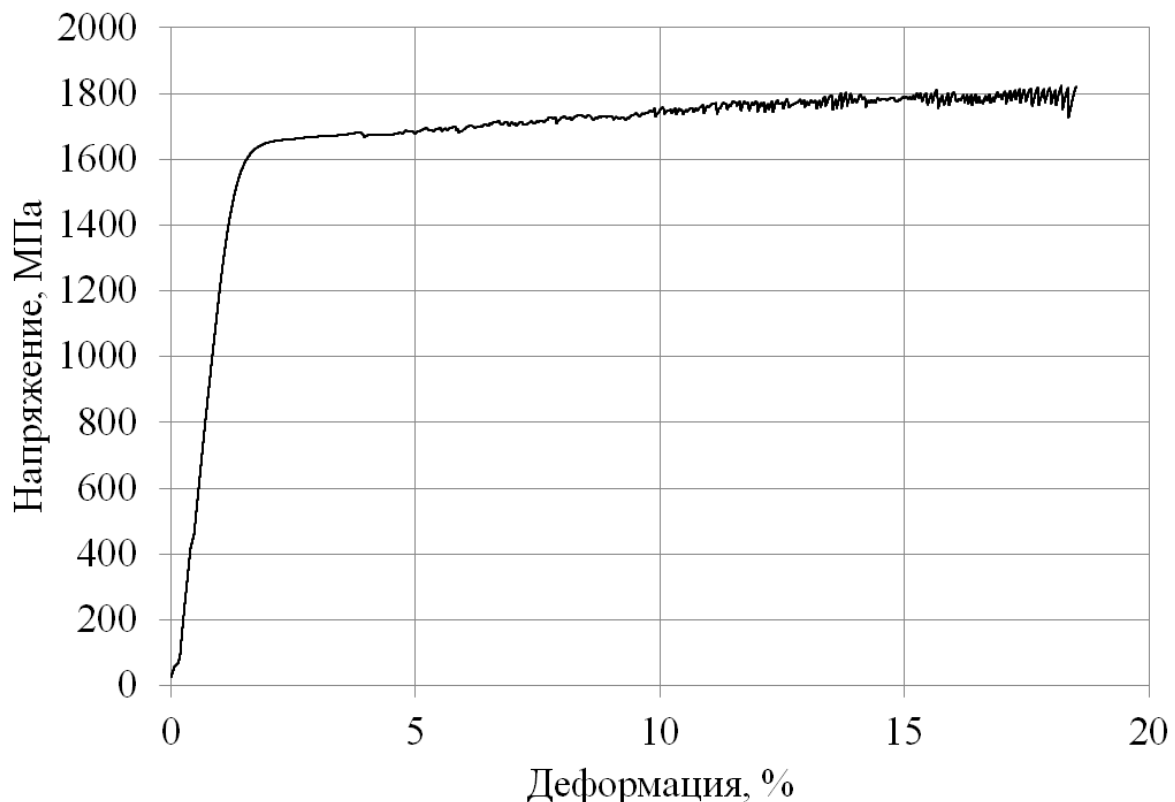


Рис. 4.1. Диаграмма растяжения образца, вырезанного из листа толщиной 0,35 мм из стали марки ВНС9-Ш

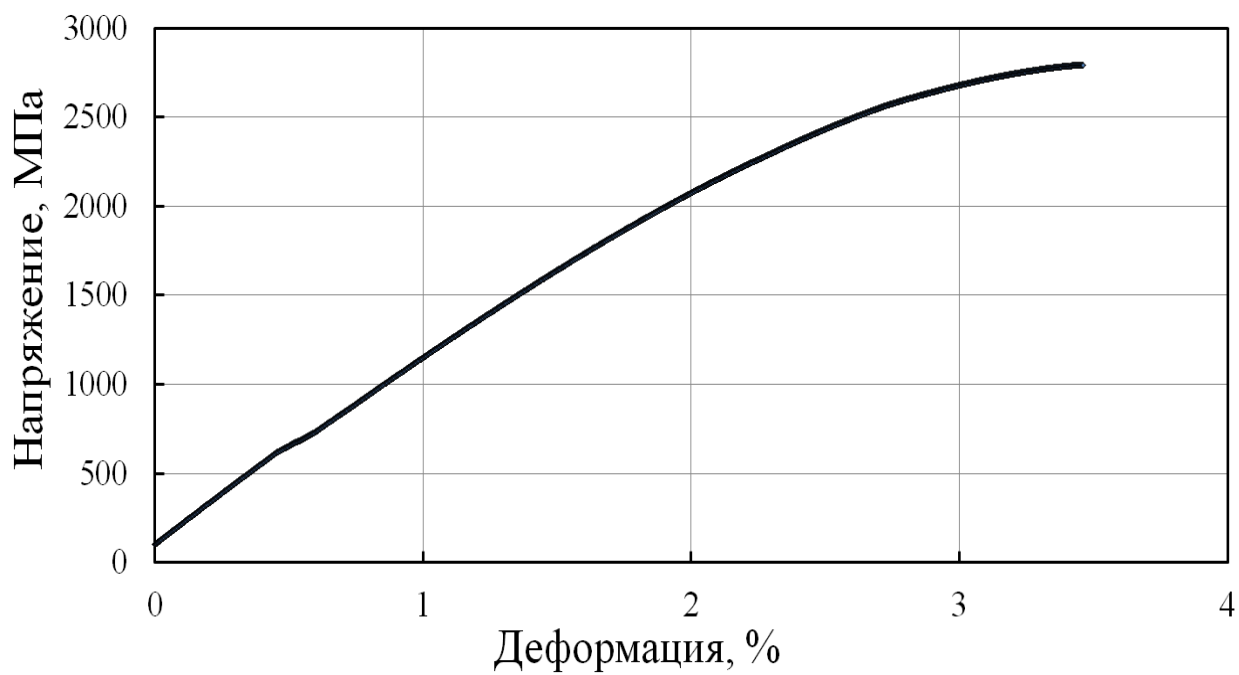


Рис. 4.2. Диаграмма растяжения образца проволоки диаметром 0,36 мм из стали марки ВНС9-Ш

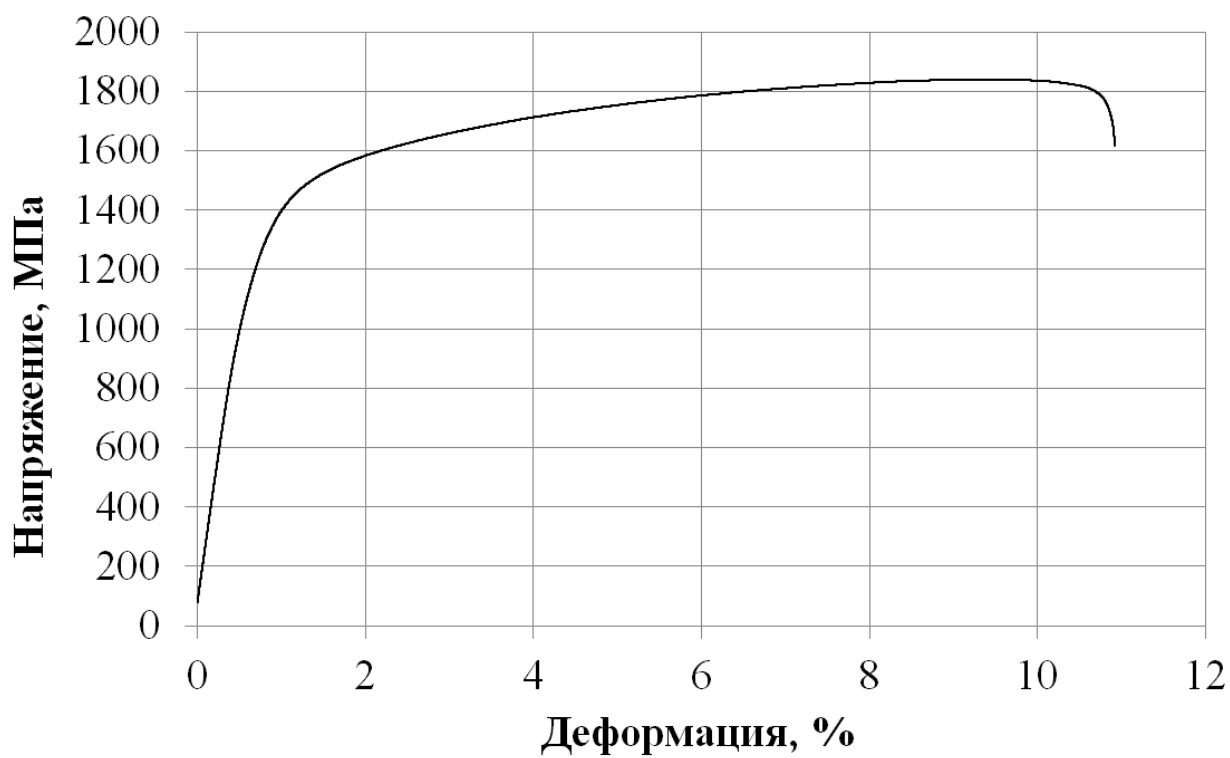


Рис. 4.3. Диаграмма растяжения образца, вырезанного из листа толщиной 1,5 мм из стали марки ВНС72-Ш

Как видно из диаграмм растяжения полуфабрикатов из стали ВНС9-Ш, формирование градиентной структуры с высокой степенью деформации позволяет сформировать высокий предел прочности $\sigma_b = 2800-3000$ МПа. Высокая степень деформации и наклепанный аустенит приводят к тому, что относительное удлинение для проволоки диаметром 0,36 мм составляет $\delta = 0,4 - 0,6\%$ [85].

Лист из стали ВНС9-Ш в продольном направлении обладает уровнем прочности $\sigma_b = 1700-1900$ МПа и высоким показателем удлинения $\delta = 15-20\%$.

Сталь ВНС72-Ш в результате термической обработки содержит в структуре мартенсит и остаточный аустенит, что также позволяет получать высокие показатели прочности и пластичности. Предел прочности для этой стали также достигает $\sigma_b = 1700-1800$ МПа, а относительное удлинение $\delta = 10-15\%$.

Анализируя вид диаграммы растяжения для стали ВНС9-Ш можно заметить, что при переходе в зону пластической деформации кривая принимает «пилообразный вид» вплоть до разрушения, в то время как для стали ВНС72-Ш в зоне пластической деформации происходит равномерное плавное течение образца вплоть до разрушения. Осмотр образцов из стали ВНС9-Ш после испытания позволил выявить образование полос Людерса-Чернова, которые также были получены в работе [11]. Пилообразный характер кривой растяжения в области пластического течения материала свидетельствует о повышенной сопротивляемости материала локализованному течению и релаксации внутренних пиковых напряжениях при образовании мартенсита деформации. В стали ВНС72-Ш, упрочняемой посредством термической обработки в структуре присутствует остаточный аустенит, который при пластической деформации также способен превращаться в мартенсит деформации, однако течение кривой пластической деформации происходит без локализации напряжений и значительного сопротивления материала.

Для оценки локализации напряжений были проведены исследования методом корреляции цифровых изображений на плоских образцах. В результате

искусственно созданной пятнистой структуры на поверхности образцов проведено исследование пластического течения образцов из сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш при испытании на растяжение. В начале испытания при первичной нагрузке образца из стали ВНС9-Ш поля деформаций были равномерно распределены по рабочей части образца (рис. 4.4).

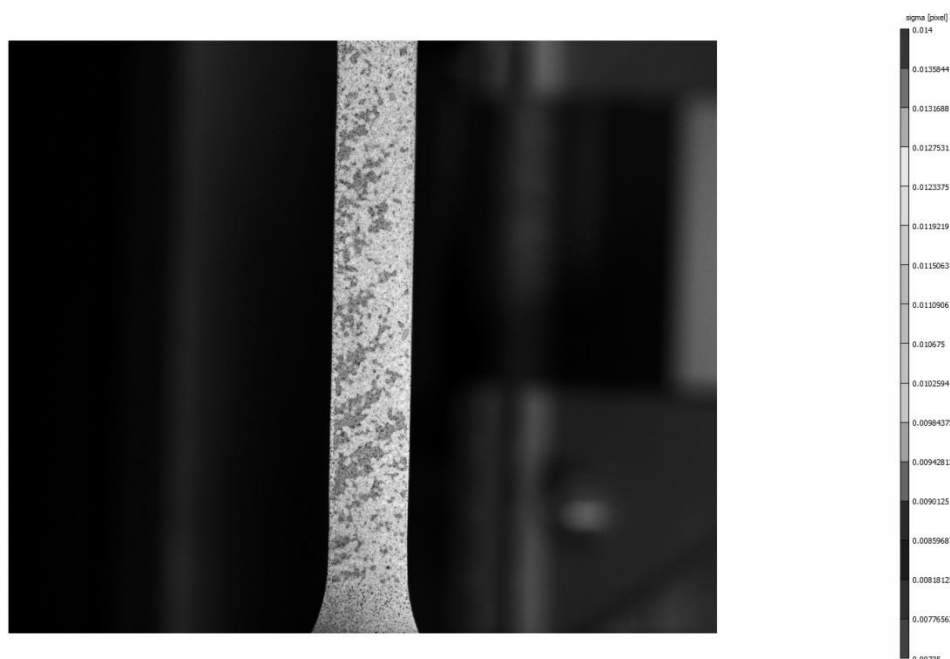


Рис. 4.4. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС9-Ш в момент начального нагружения при испытании на растяжение

При переходе в зону пластической деформации на площадку текучести началось формирование на поверхности образца полос Людерса-Чернова, о чем свидетельствовала локализация напряжений по линии под углом к оси растяжения (рис. 4.5). Локализация деформации и формирования полос Людерса-Чернова свидетельствует о протекании мартенситного превращения в процессе испытания, что подтверждает исследования, приведенные в работе автора [11].

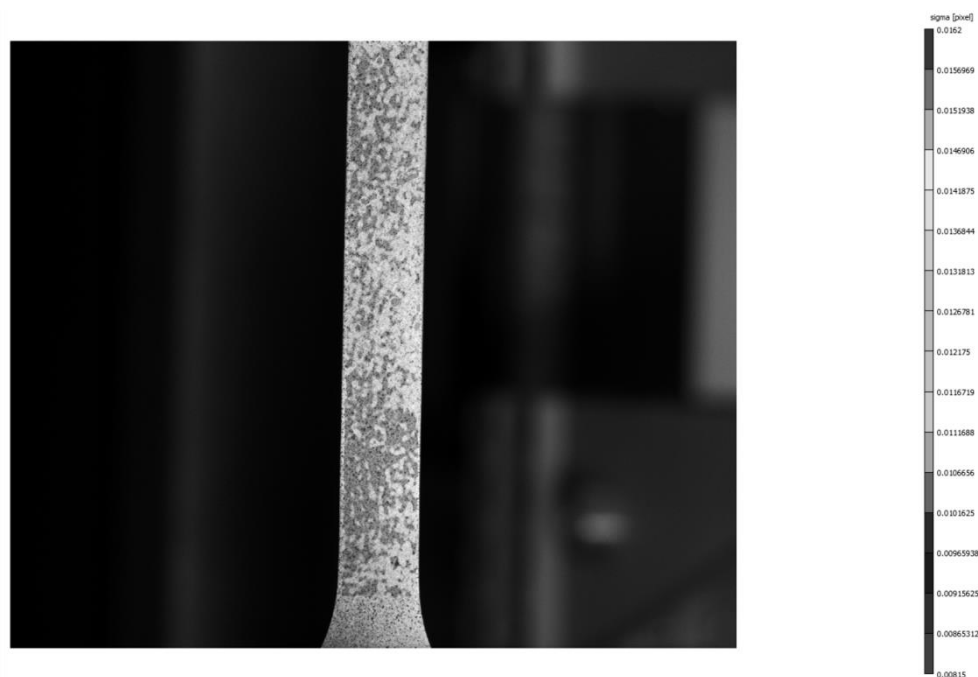


Рис. 4.5. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС9-III при наступлении текучести образца

Непосредственно перед разрушением образца были зафиксированы множественные полосы Людерса-Чернова, локализованные вблизи центральной части образца (рис. 4.6).

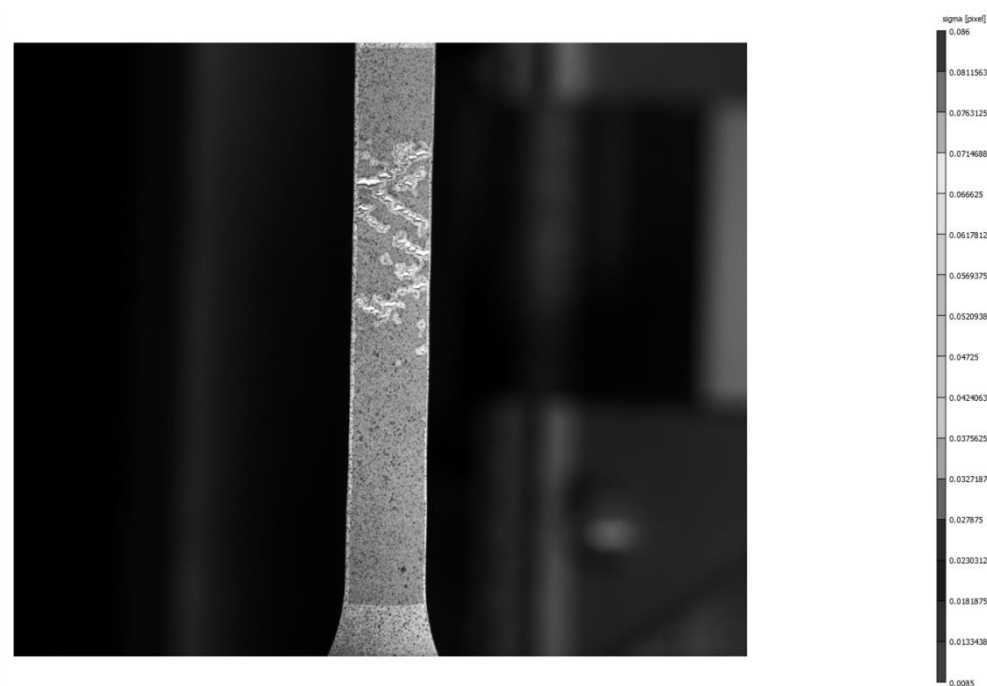


Рис. 4.6. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС9-III перед разрушением образца

В результате разрушения образца часть нанесенного покрытия разрушилось, однако на ответной части образца с покрытием после разрушения были также зафиксированы полосы Людерса-Чернова (рис. 4.7).



Рис. 4.7. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС9-Ш после разрушения образца

Аналогичные исследования были проведены на аустенитно-мартенситной стали ВНС72-Ш с целью сравнительного анализа механического поведения при статическом растяжении. Условия проведения испытаний были неизменны относительно стали ВНС9-Ш – на той же машине со скоростью растяжения 1 мм/мин. Распределений полей деформаций при начальном нагружении образца из стали ВНС72-Ш при испытании на растяжение приведен на рис. 4.8.

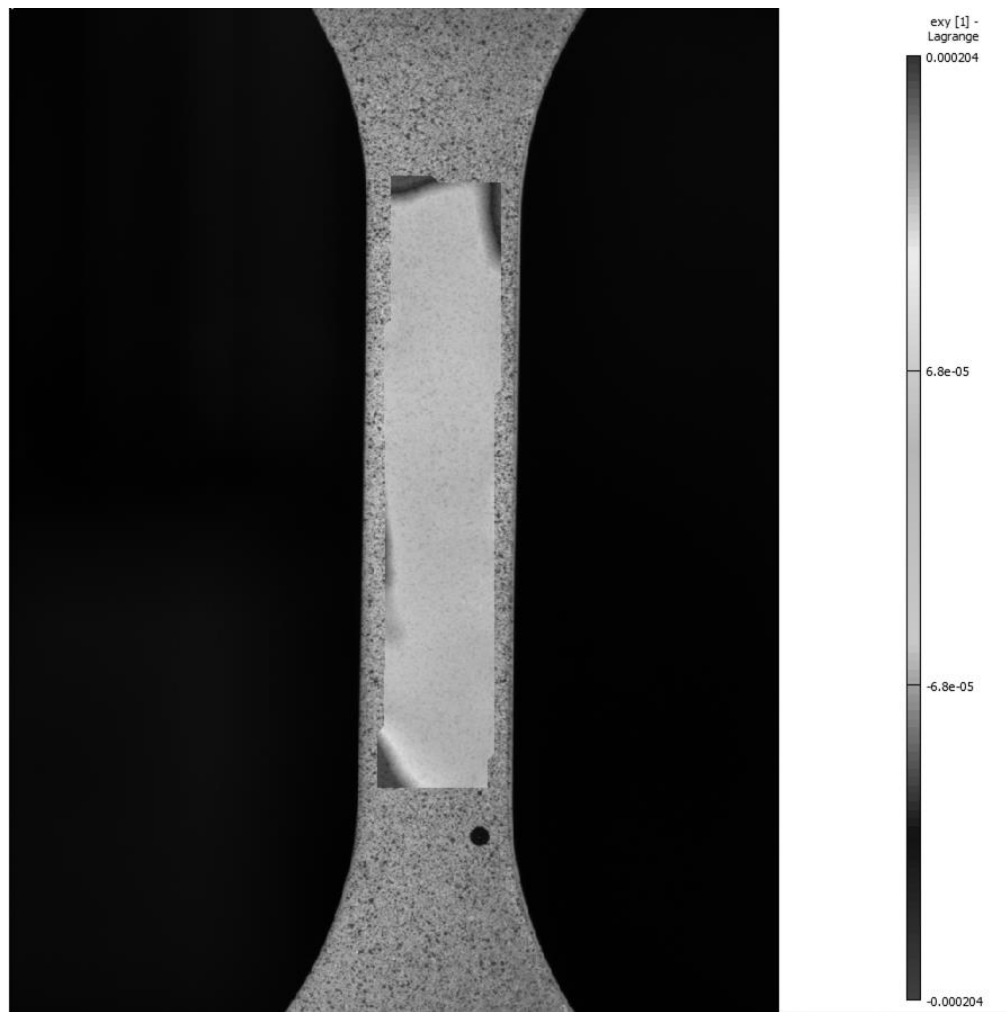


Рис. 4.8. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС72-III в момент начального нагружения при испытании на растяжение

При достижении степени деформации для перехода в зону пластической деформации формируемые напряжения начинают локализоваться в центральной части образца (рис. 4.9). При дальнейшем растяжении образца камера фиксирует равномерное течение возникающих напряжений. Высокая концентрация напряжений ближе к кромке связана с небольшим короблением образца, сформированным в результате термической обработки. Незначительное отклонение образца от плоскостности не влияет на результаты проводимого эксперимента, что видно по распределяемым полям деформаций в образце перед разрушением (рис. 4.10)

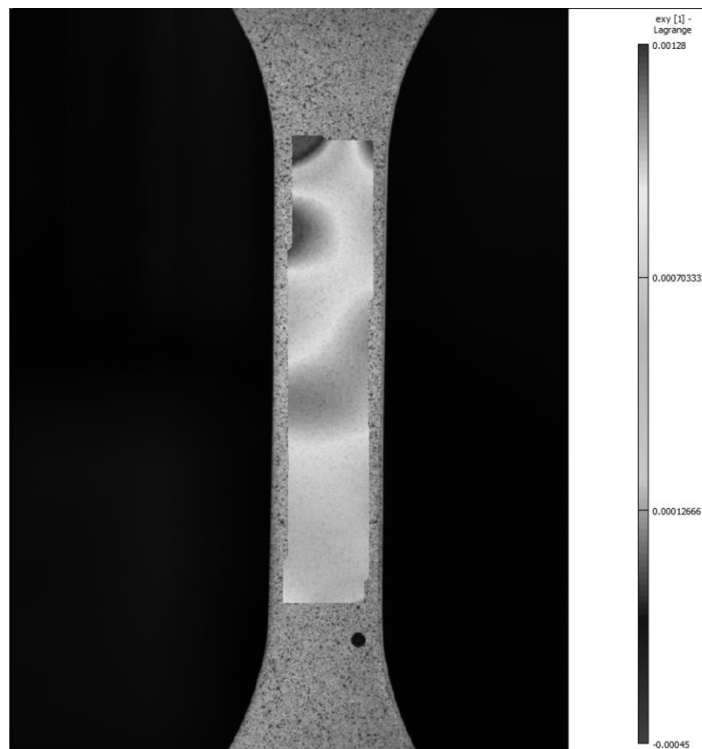


Рис. 4.9. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС72-III при наступлении текучести образца

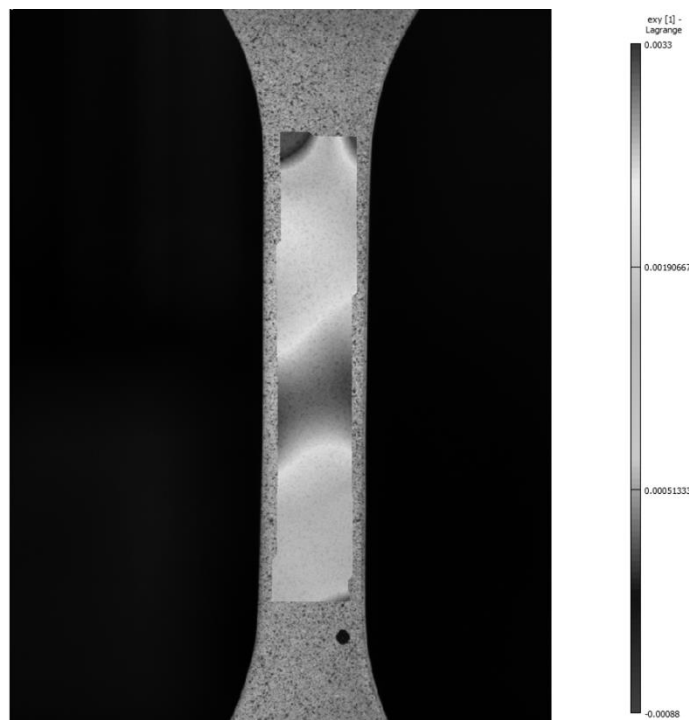


Рис. 4.10. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС72-III перед разрушением образца

После разрушения поля деформаций равномерно распределяются по рабочей части образца с частичной локализацией в месте разрушения (рис. 4.11).

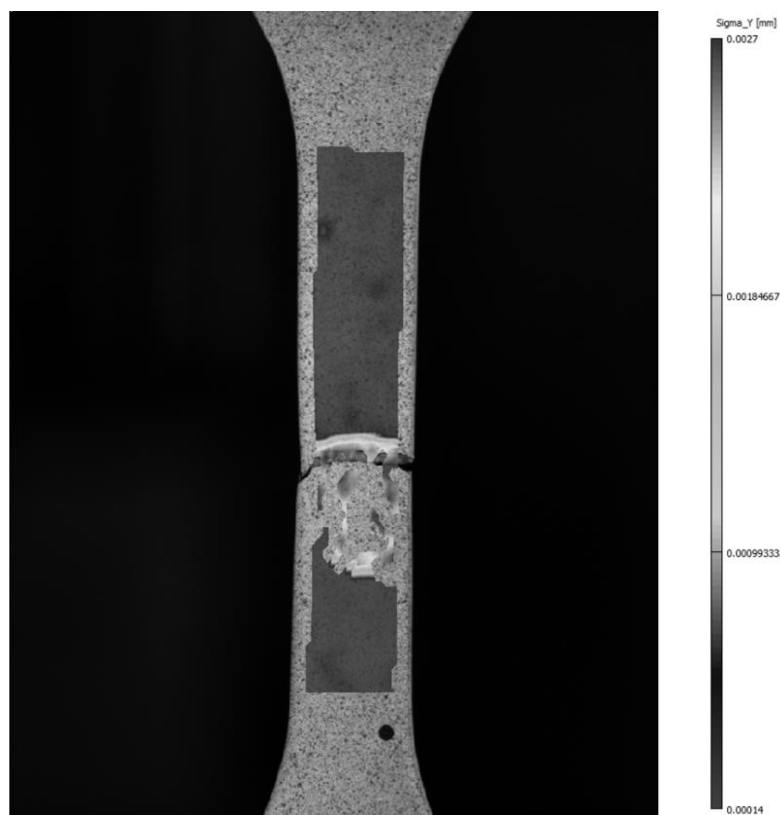


Рис. 4.11. Распределение полей деформации в образце из стали ВНС72-Ш после разрушения образца

В структуре обеих сталей присутствует высокое содержание метастабильного аустенита, который при различных скоростях нагружения может превращаться в мартенсит. Для полуфабриката в виде тонкого листа из стали ВНС9-Ш скоростные зависимости прочностных характеристик подробно исследованы автором в работе [11]. Аналогичные исследования при различных скоростях нагружения проведены для стали ВНС72-Ш, в которой содержание аустенита после полного цикла термической обработки может изменяться в диапазоне от 10 до 25 % (рис. 4.12). По результатам исследования предела прочности при скоростях нагружения 0,1, 0,5, 1, 2, 5, 10, 20, 30 мм/с было установлено, что для аустенитно-мартенситной стали ВНС72-Ш, в которой

трип-эффект отсутствует, скорость испытания при растяжении практически не влияет на уровень прочностных характеристик.

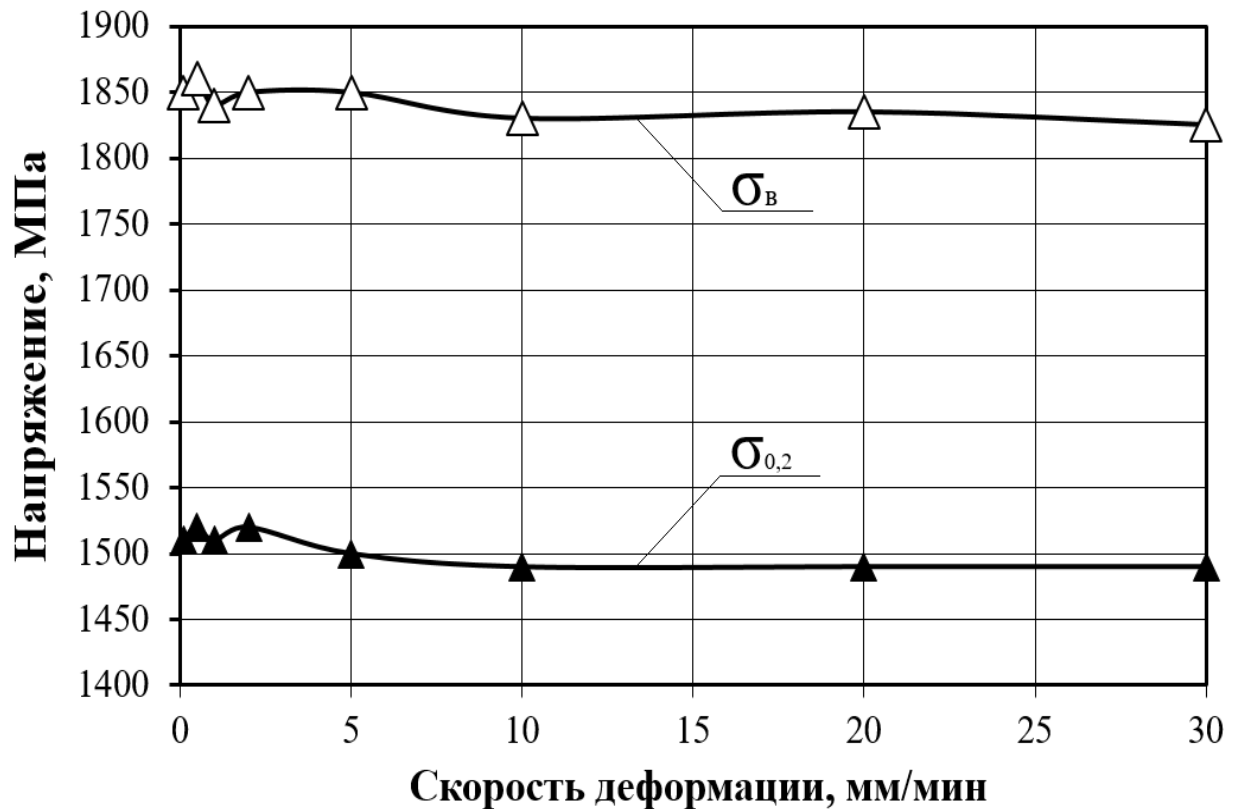


Рис. 4.12. Зависимость предела прочности стали ВНС72-Ш от скорости деформации

Проволоки из стали ВНС9-Ш диаметрами 0,95 и 0,36 мм с содержанием мартенсита 20 и 57 % соответственно и градиентной структурой являются наиболее интересными в части исследования зависимости механических характеристик от скорости нагружения. Результаты исследования пределов прочности и текучести при испытаниях на растяжение показывают, что проволока с содержанием аустенита около 80% имеет большую склонность к упрочнению при высоких скоростях нагружения (рис. 4.13). Проволока с содержанием мартенсита 57% менее склонна к проявлению трип-эффекта из-за высокой степени деформации (суммарная степень деформации 86%) и плотности дефектов.

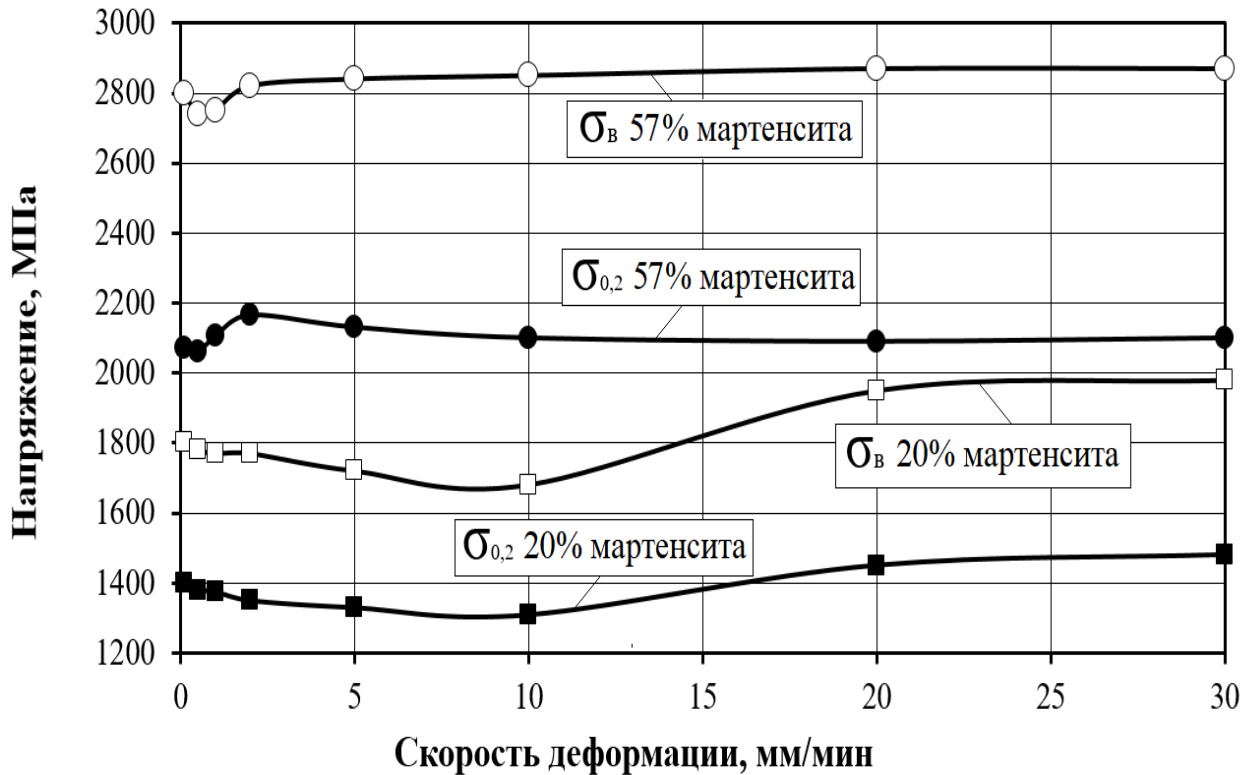


Рис. 4.13. Зависимость пределов прочности и текучести проволоки из стали ВНС9-III с различным содержанием мартенсита от скорости деформации при испытании на растяжение

Несмотря на то, что в структуре обеих сталей присутствует высокое содержание аустенита, деформационное упрочнение при статическом нагружении реализуется только в стали марки ВНС9-III, химический состав которой позволяет реализовать трип-эффект.

4.2 Усталостные исследования сталей ВНС9-III и ВНС72-III

Упругие элементы из проволоки работают в условиях циклических нагрузок, приводящих к скорейшему выходу из строя рабочего узла. Для оценки возможности работы проволоки в условиях повторяющихся нагрузок проведены исследования усталостных характеристик рис. 4.14.

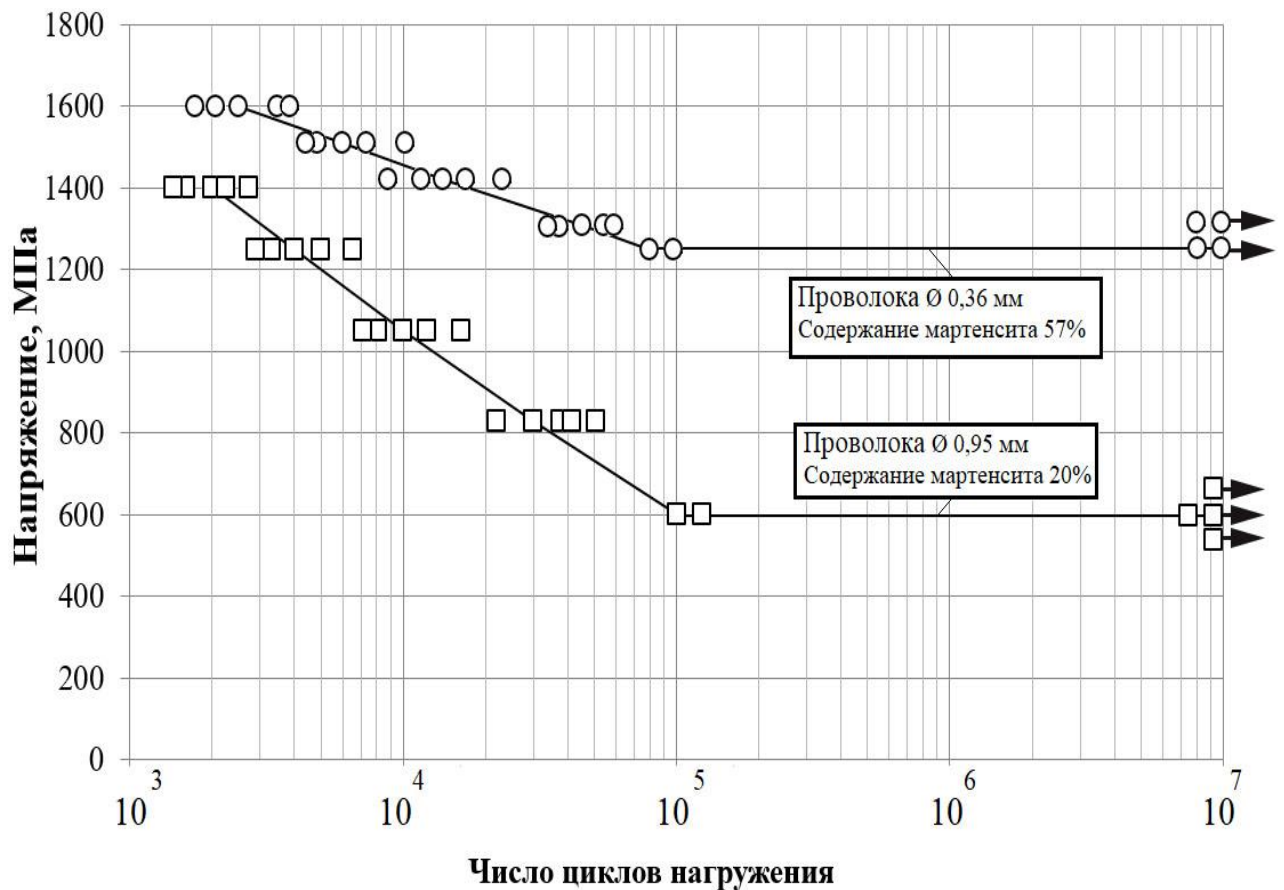


Рис. 4.14. Усталостные кривые проволоки диаметрами 0,36 и 0,95 мм из стали ВНС9-Ш

Увеличение объемного содержания мартенсита деформации благоприятно сказывается на уровне усталостных характеристик: предел усталостной выносливости для проволоки с объемным содержанием мартенсита деформации составил 600 МПа, в то время как увеличение объемного содержания мартенсита до 57% привело к увеличению предела выносливости до 1250 МПа. Дополнительным преимуществом проволоки диаметром 0,36 мм является формирование аустенитной структуры в поверхности, в результате чего зарождение усталостной трещины замедляется.

После усталостных испытаний проволок из стали ВНС9-Ш обоих диаметров был проведен фрактографический анализ изломов. По результатам анализа было установлено, что, не смотря на высокий уровень прочностных характеристик при достаточно низком уровне пластических характеристик у обеих проволок

наблюдается вязкий механизм распространения усталостных трещин (рис. 4.15-4.20).

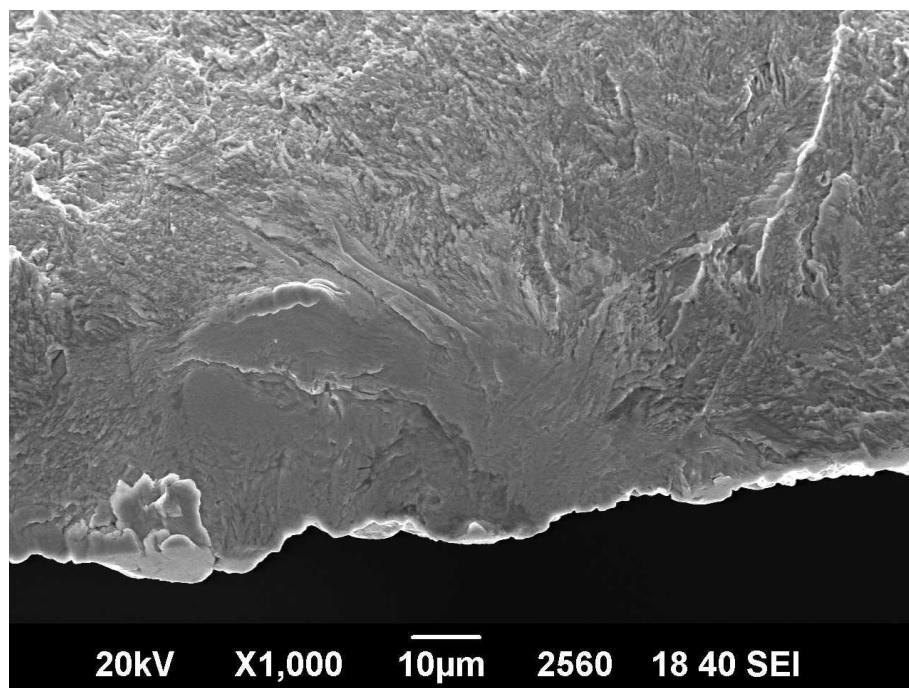


Рис. 4.15. Фрактография очага разрушения в образце из проволоки диаметром 0,95 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш $\times 1000$

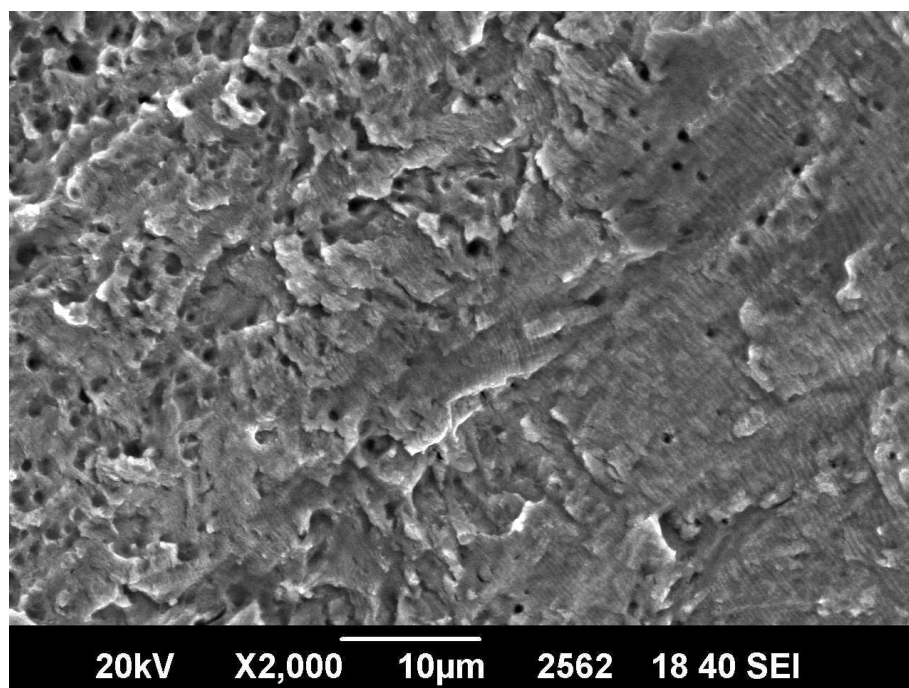


Рис. 4.16. Фрактография излома в образце из проволоки диаметром 0,95 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш $\times 2000$

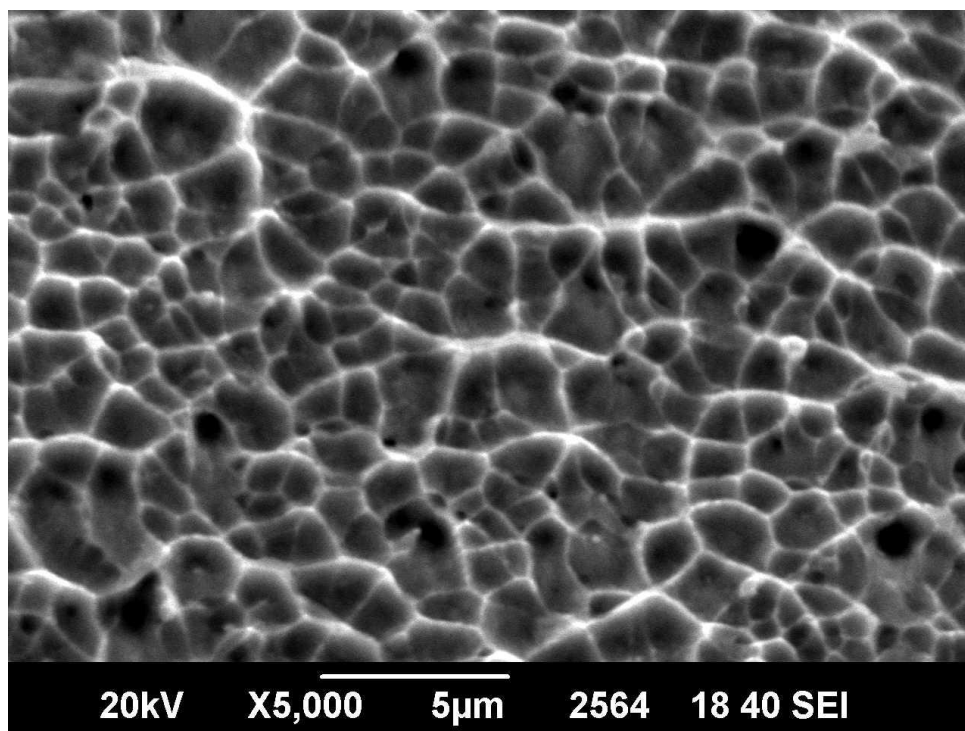


Рис. 4.17. Фрактография излома в образце из проволоки диаметром 0,95 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш $\times 5000$

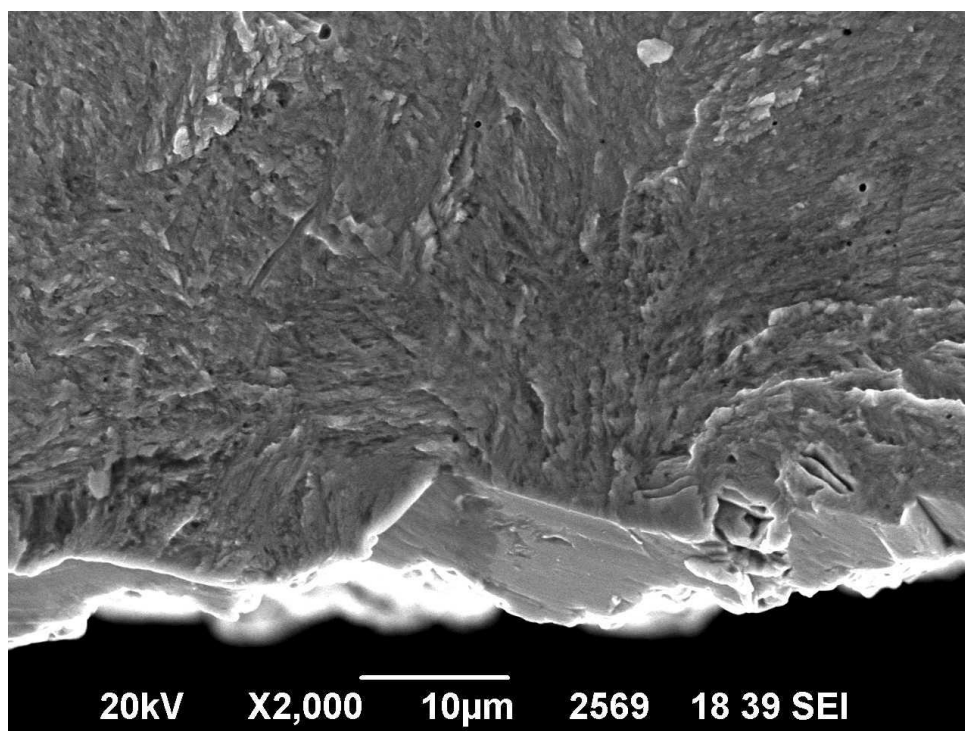


Рис. 4.18. Фрактография очага разрушения в образце из проволоки диаметром 0,36 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш $\times 2000$

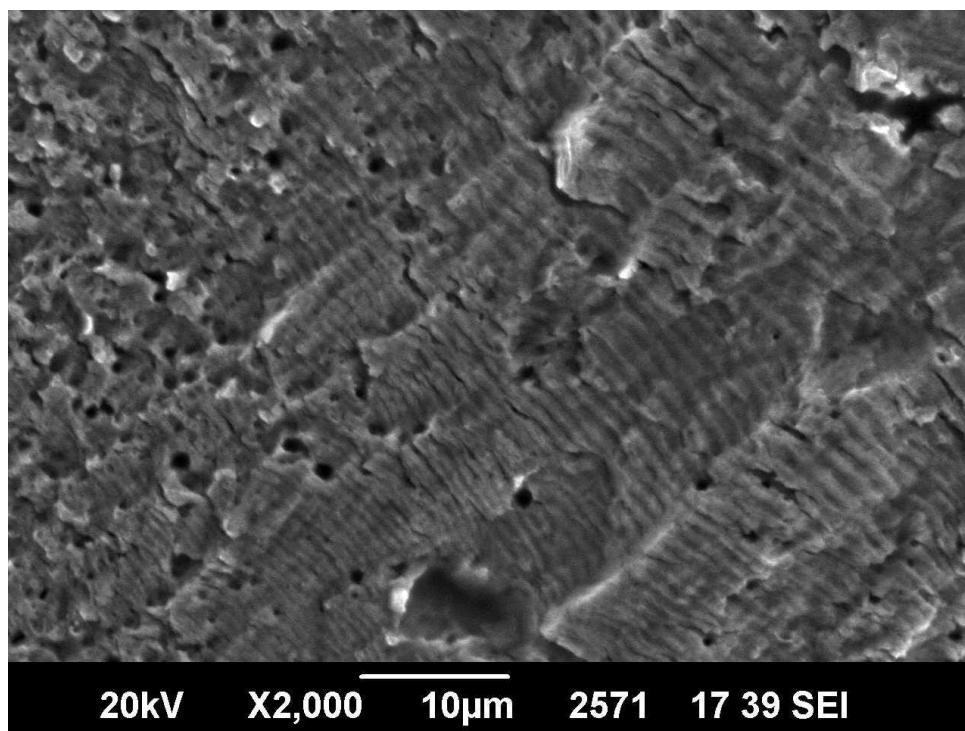


Рис. 4.19. Фрактография излома в образце из проволоки диаметром 0,36 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш $\times 2000$

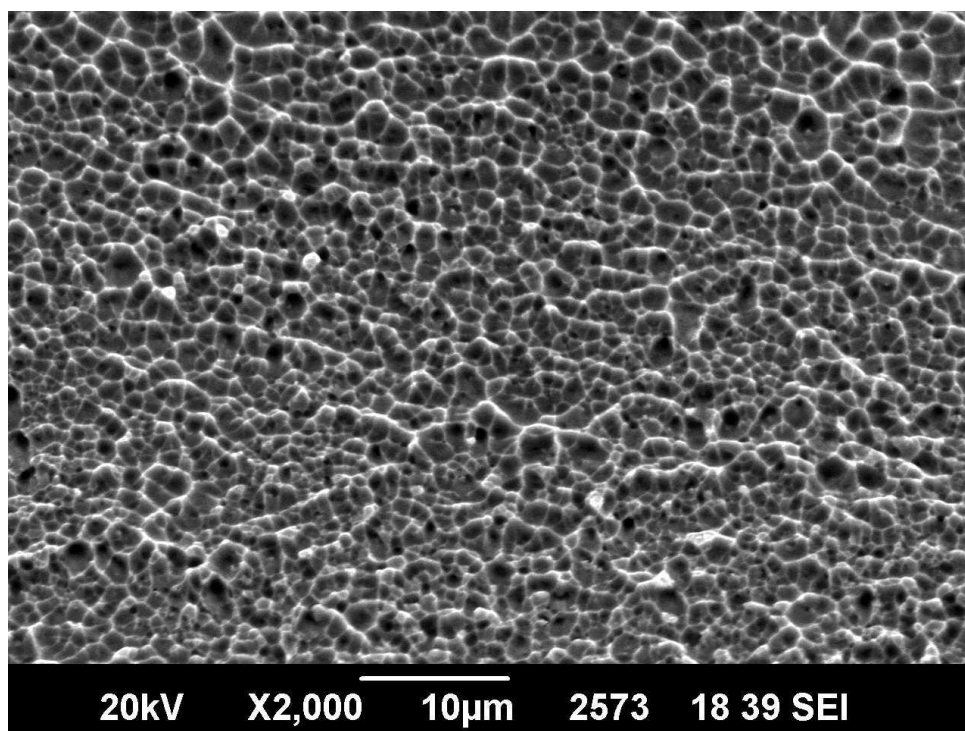


Рис. 4.20. Фрактография излома в образце из проволоки диаметром 0,36 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш $\times 2000$

Для достижения высоких усталостных характеристик для проволоки из стали ВНС9-Ш возможно дополнительное упрочнение за счет дисперсионного и деформационного твердения. Исследования влияния температуры отпуска на вид усталостных кривых позволили установить, что при температуре 300 °С вне зависимости от степени обжатия происходит уменьшение количества циклов до разрушения вследствие уменьшения углерода в твердом растворе и выделения карбидов цементитного типа (рис. 4.21 и 4.22). В то же время, отпуск в интервале температур 400-500 °С реализует механизм дисперсионного твердения, способствующий увеличению количества циклов до разрушения. Этот эффект в большей степени выражен для проволоки диаметром 0,36 мм в связи с высокой степенью обжатия, в результате чего реализуется не только механизм дисперсионного, но и деформационного твердения. Для проволоки с содержанием мартенсита 20% после отпуска 500 °С количество циклов до разрушения по сравнению с образцами без отпуска увеличилось в 2 раза, а для проволоки с содержанием мартенсита 57% - в 2,5 раза.

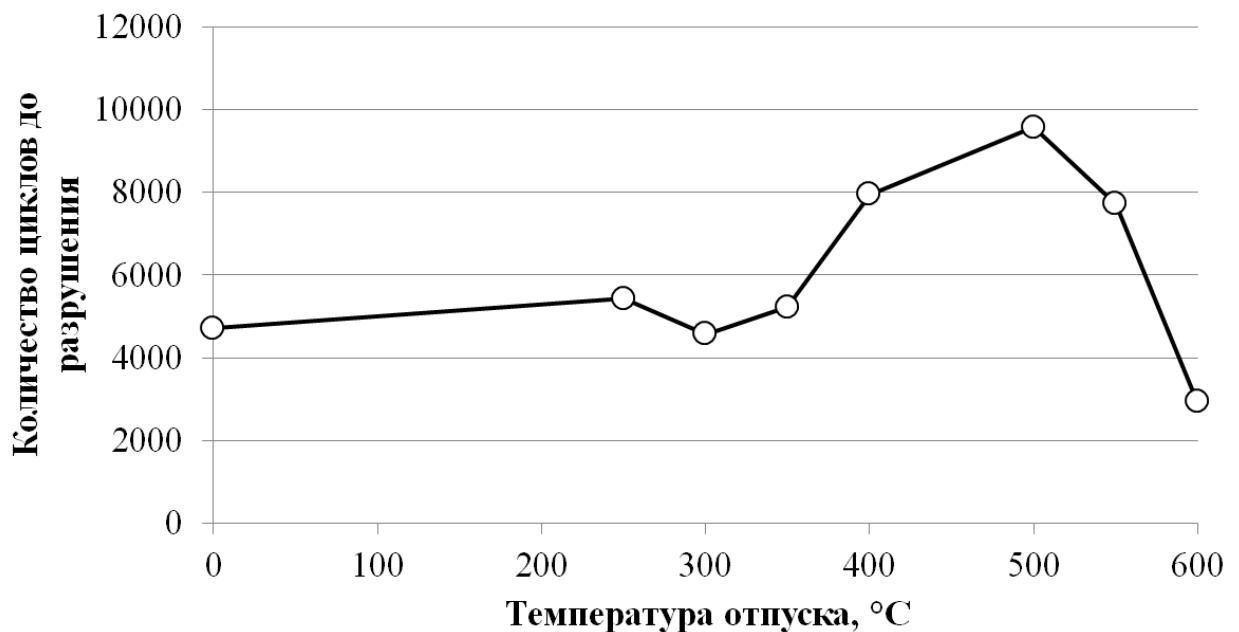


Рис. 4.21. Влияние температуры отпуска на количество циклов до разрушения проволоки диаметром 0,95 мм из стали ВНС9-Ш ($\sigma_{\max} = 1400$ МПа)

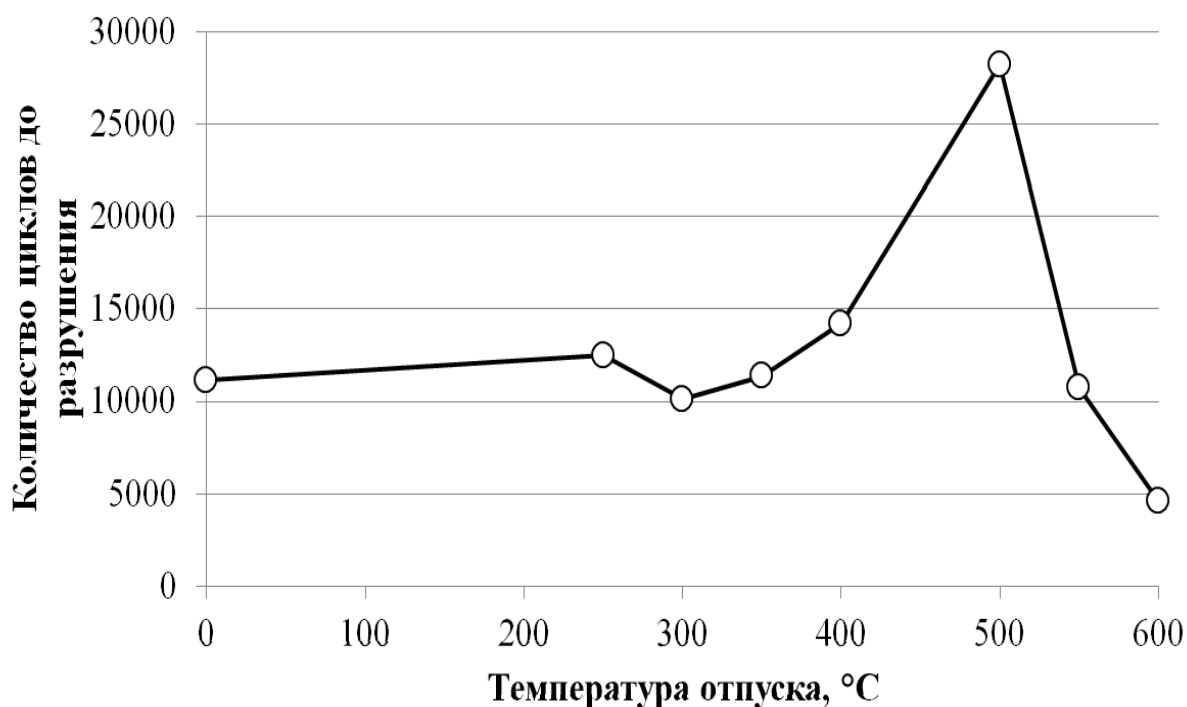


Рис. 4.22. Влияние температуры отпуска на количество циклов до разрушения проволоки диаметром 0,36 мм из стали ВНС9-Ш ($\sigma_{\max} = 1400$ МПа)

Сталь ВНС72-Ш обладает высокими значениями предела прочности и предела текучести ($\sigma_B = 1700-1800$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1400-1600$ МПа). По результатам испытаний листов из стали ВНС72-Ш на усталость (рис. 4.23), а также в соответствии с данным работы [11] было установлено, сталь ВНС72-Ш обладает пределом усталостной выносливости на 100 МПа ниже, чем у стали ВНС9-Ш. Несмотря на высокое объемное содержание мартенсита в структуре стали ВНС72-Ш (90% мартенсита), решающим фактором в формировании уровня усталостных характеристик является реализация превращения метастабильного аустенита в мартенсит при деформации, возникающей при знакопеременных нагрузках, в результате чего сталь ВНС9-Ш со структурой мартенсита деформации обладает высоким уровнем прочности и пластичности.

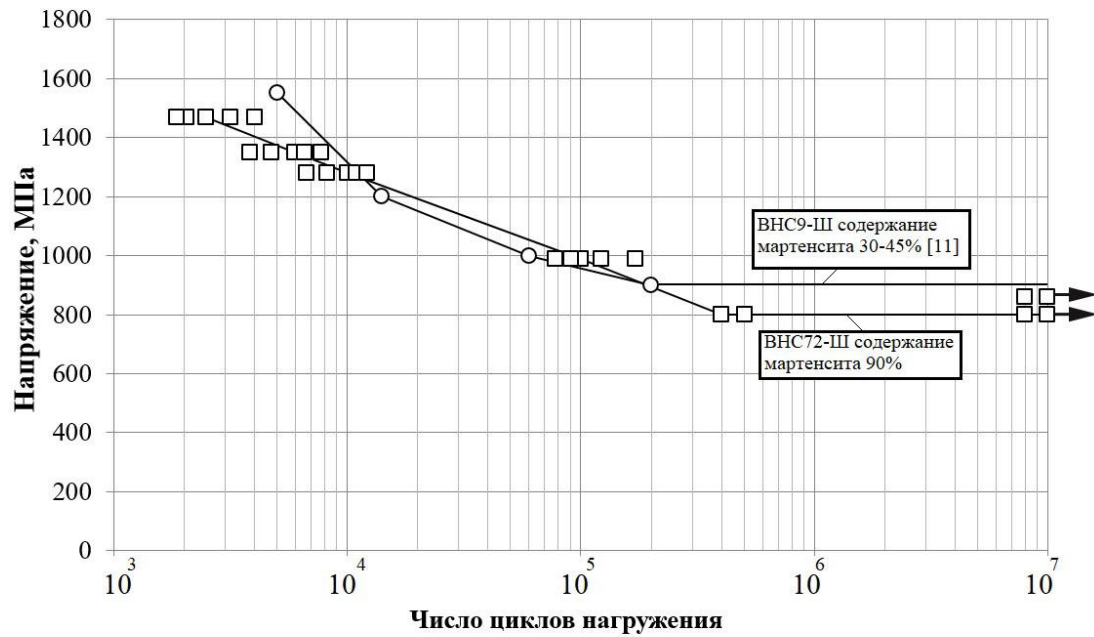


Рис. 4.23. Усталостные кривые тонколистовой трип-стали ВНС9-III [11] и листа толщиной 1,5 мм из стали ВНС72-III

Фрактографический анализ изломов листа толщиной 1,5 мм из стали ВНС72-III показал, что в образцах также наблюдается вязкий механизм распространения усталостных трещин, как и в стали ВНС9-III (рис. 4.24-4.26)

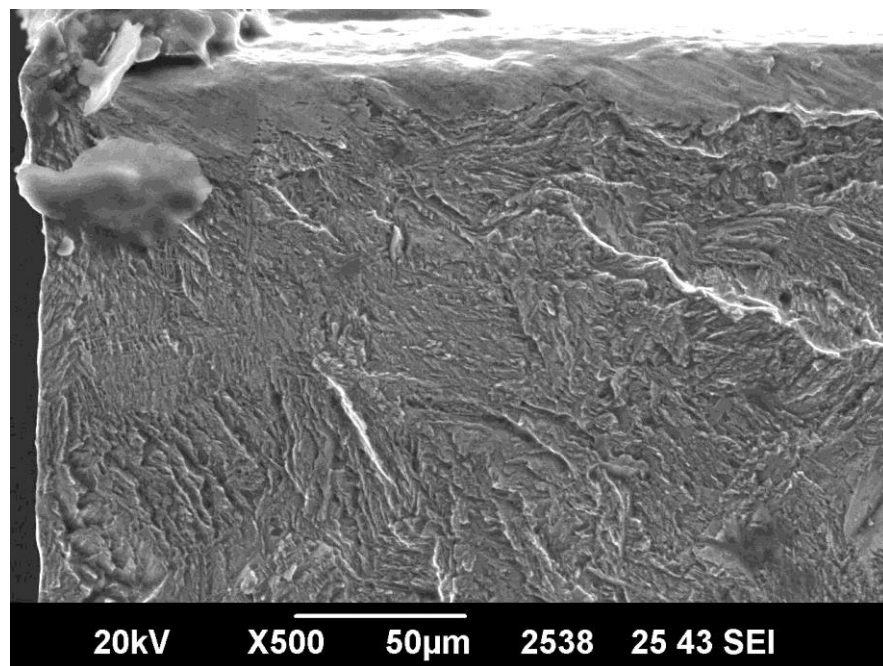


Рис. 4.24. Фрактография очага разрушения в образце из листа толщиной 1,5 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС72-III $\times 500$

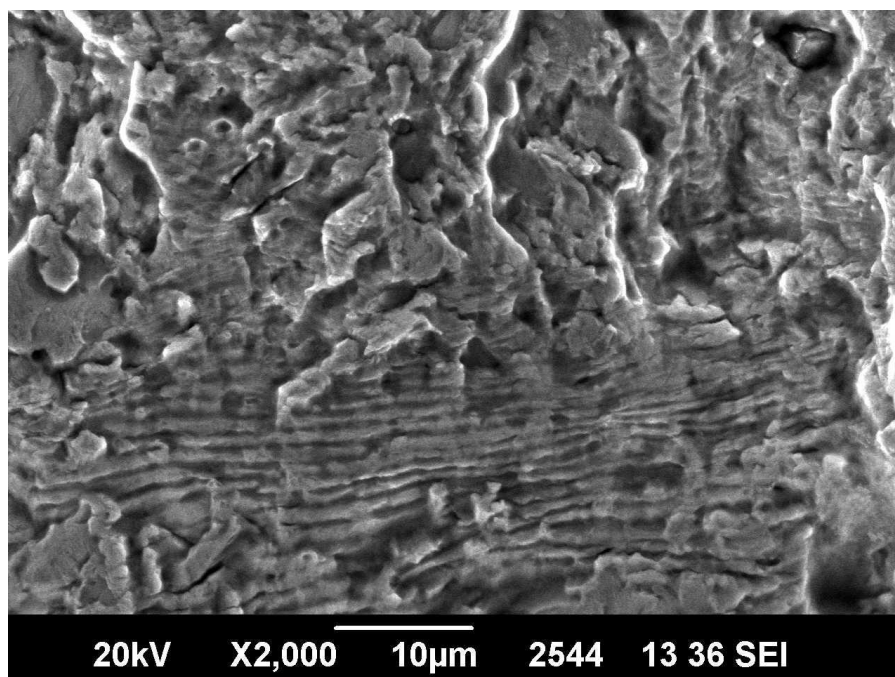


Рис. 4.25. Фрактография излома в образце из листа толщиной 1,5 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС72-Ш $\times 2000$

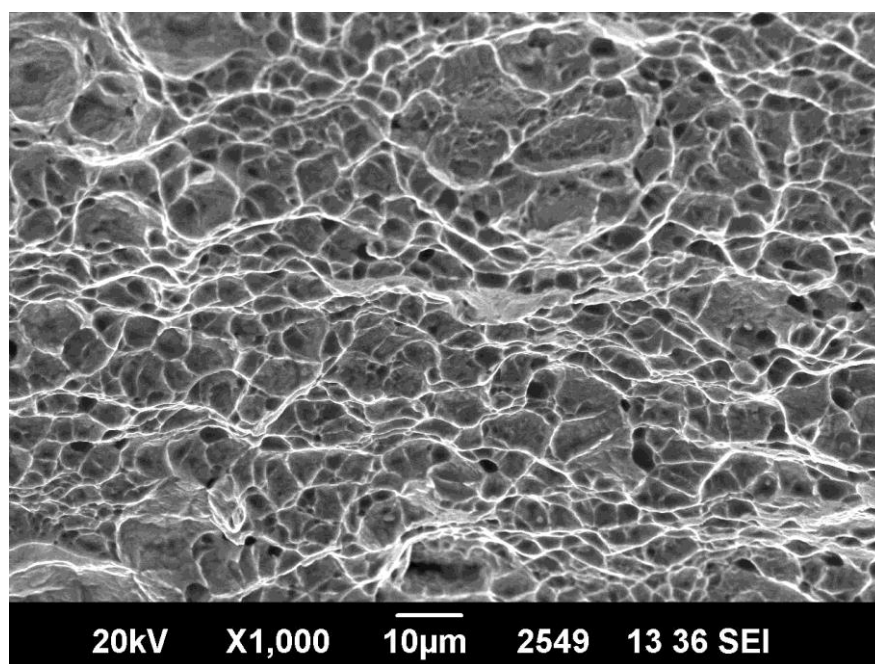


Рис. 4.26. Фрактография излома в образце из листа толщиной 1,5 мм из аустенитно-мартенситной стали ВНС72-Ш $\times 1000$

Выводы по Главе 4

1) Методом корреляции цифровых изображений экспериментально установлены особенности протекания деформации при статическом растяжении

аустенитно-мартенситных сталей с различным механизмом объемного упрочнения. В аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш, обладающей TRIP-эффектом, деформация сопровождается возникновением полос Людерса-Чернова, что говорит о реализации инициированного деформацией мартенситного превращения. Локализация напряжений и формирование полос Людерса-Чернова происходит по всей рабочей части образца, в то время как местом разрушения выступает центральная часть. При статическом растяжении стали ВНС72-Ш фазовых превращений в структуре стали не происходит, а действует классический механизм упрочнения за счет перетекания дислокаций. Поэтому наблюдается локализация напряжений в центре образца с образованием шейки и последующим разрушением в месте локализации.

2) Экспериментально установлено, что влияние скорости деформации на величину предела прочности и предел текучести образцов из стали ВНС72-Ш зависит от структурного состояния. Для образцов стали со стабильной аустенитно-мартенситной структурой скорость деформирования не оказывает влияние прочностные характеристики. Для проволоочных образцов со структурой 20 об.% мартенсита + 80 об.% аустенита увеличение скорости деформации с 0,1 до 10 мм/мин приводит к незначительному снижению прочностных характеристик, а при увеличении скорости деформации с 10 мм/мин до 20 мм/мин и более происходит увеличение предела прочности и предела текучести на 200 и 100 МПа соответственно. Это можно связать с реализацией инициированного деформацией мартенситного превращения. В случае структуры 57 об.% мартенсита + 43 об.% аустенита чувствительность к скорости испытания снижается вследствие высокой степени деформации по всему объему проволоки.

3) Экспериментально установлено, что увеличение содержания мартенсита в проволоке из стали ВНС9-Ш с 20 до 57% приводит к увеличению предела усталостной выносливости на 650 МПа вследствие объемного распределения более прочной структуры мартенсита, что также способствовало увеличению прочностных характеристик – предела прочности σ_b с 1800 МПа до 2800 МПа и предела текучести $\sigma_{0,2}$ с 1400 до 2050 МПа.

4) Обнаружено, что проведение отпуска при 500 °С для образцов ВНС9-Ш с разной структурой по-разному влияет на их характеристики в условиях малоциклового усталости. Так для проволок со структурой, содержащей 20% об. Мартенсита, проведение отпуска приводит к увеличению количества циклов до разрушения в 2 раза, а для со структурой, содержащей 57 об.% мартенсита - в 2,5 раза. Это связано с формированием дополнительного упрочнения проволоки за счет дисперсионного и деформационного твердения.

ГЛАВА 5. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТРИБОНАГРУЖЕНИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

5.1 Оценка возможности применения сталей аустенитно-мартенситного класса при трибонагружении

Благодаря развитой системе легирования современные аустенитно-мартенситные стали обладают хорошей износостойкостью. Однако уровень износостойкости в основном зависит от формируемой структуры и может не коррелировать с твердостью материалов.

Согласно ГОСТ 27674-88 износостойкость это свойство материала, которое способно оказывать сопротивление изнашиванию в определенных условиях трения. Она оценивается величиной, обратной относительно характеристики скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Изнашиванием является процесс постепенного разрушения поверхностных слоев материала путем отделения его частиц под воздействием сил трения. Изменение размеров образца и его массы в процессе изнашивания называется износом. В зависимости от измеряемых величин разделяют линейный износ (изменение определенного размера), объемный износ (изменение объема изделия) или массовый износ (изменением массы изделия).

При работе пары трения различают три периода износа (рис. 5.1) [94]:

I — период первоначальной приработки, в результате которой происходит изнашивание и изменение шероховатости поверхности. Данный процесс постепенно замедляется;

II — период установившегося трения или нормального износа. Для данного периода характерна небольшая постоянная интенсивность изнашивания;

III — период критического (катастрофического) износа, при котором происходит интенсивный износ поверхностей трения, в результате чего агрегат может выйти из строя.

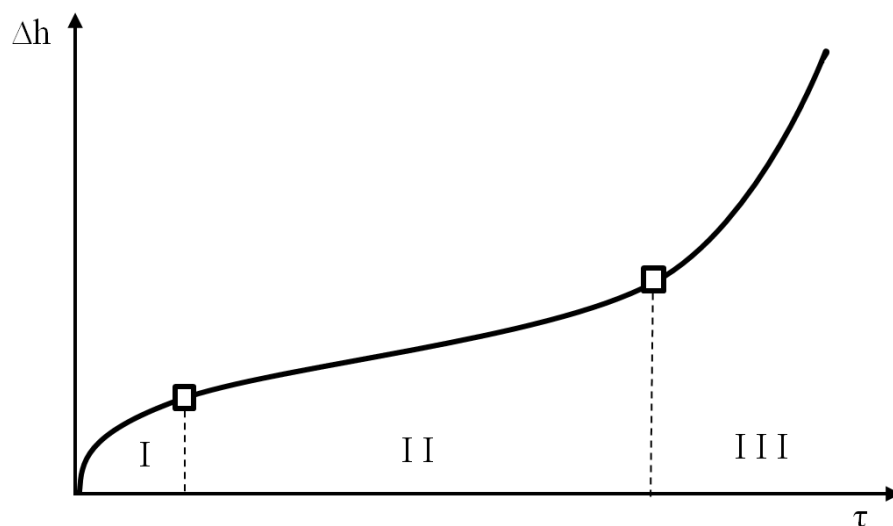


Рис. 5.1. Зависимость износа от времени работы пары трения

Обеспечение износостойкости пары трения в большей степени связано с предупреждением третьего периода износа, а также со значительным уменьшением интенсивности изнашивания в процессе приработки и режима установившегося трения.

Для решения данной задачи обычно проводится рациональный подбор материалов пары трения, а также применяются дополнительные обработки поверхностей деталей. В зависимости от условий работы проводится модификация поверхности путем [95-112]:

- нанесения износостойких адгезионных покрытий (PVD, CVD, металлизация поверхности и т.д.);
- нанесения износостойких диффузионных покрытий методом химико-термической обработки (азотирование, цементация, нитроцементация, борирование, карбонитрация);
- нанесения антифрикционных покрытий;
- механической обработки поверхности (электрохимическая обработка, поверхностно-пластическая деформация, алмазное выглаживание, деформирующее резание и т.д.);
- термического воздействия на поверхность (лазерная закалка, закалка ТВЧ, газоплазменная закалка).

Стали аустенитно-мартенситного класса в ряде случаев обладают достаточно высокой твердостью для возможности работы в паре трения. Также их важным достоинством является регулировка фазового состава в широких пределах на этапе выплавки при исследовании магнитной составляющей и последующей термической обработкой, изменяя температуру аустенизации и регулируя содержания аустенита и мартенсита. В сталях, обладающих трип-эффектом, регулировка фазового состава сопряжена с рядом трудностей, однако применение таких материалов в паре трения с постоянным упрочнением поверхности за счет мартенситного превращения позволят обеспечивать высокую износостойкость.

Работоспособность материалов в условиях интенсивного изнашивания зависит от трех групп факторов [94]:

- внутренних, определяемых свойствами материалов;
- внешних, характеризующих вид трения (скольжение, качение) и режим работы (скорость относительного перемещения, нагрузка, характер ее приложения, температура);
- рабочей среды и смазочного материала. Совокупность этих факторов обуславливает различные виды изнашивания (ГОСТ 23.002-78): абразивное, адгезионное, гидро- и газоабразивное, эрозионное, гидро- и газоэрозионное, кавитационное, усталостное, фреттинг-процесс при механическом способе воздействия; окислительное, фреттинг-коррозия при коррозионно-механическом воздействии.

Вопросы, связанные с износом деталей узлов, работающих при различных условиях эксплуатации, до сих пор остаются полностью нерешенными. Для обеспечения работоспособности различных изделий применяются стали не только высокой твердости, но обладающие рядом специфических свойств, таких как коррозионная стойкость в агрессивных средах, определенный фазовый состав, наличие в структуре структурных составляющих, позволяющих реализовать эффект самосмазывания системы трибоконтакта [52-55].

Коррозионностойкие стали аустенитного класса находят применение в областях триботехнического назначения, в частности для изготовления

подшипников скольжения, втулок, направляющих и прочих деталей, работающих в тяжелых условиях контактного нагружения, включающее высокие нагрузки, интенсивный разогрев, условия смазочного голодания, наличие коррозионно-агрессивных сред, а также присутствие абразивных частиц [118-120].

Ввиду того, что аустенитно-мартенситные стали обладают более высокими значениями механических свойств (твердость, прочность, текучесть) по сравнению со сталями аустенитного класса, а также достаточным уровнем пластических характеристик и высокой коррозионной стойкостью, то одним из перспективных направлений, в котором можно использовать данный класс сталей, является работа в условиях интенсивного изнашивания и контактной усталости.

5.2 Исследование триботехнических характеристик аустенитно-мартенситных сталей с различным механизмом объемного упрочнения в паре трения со сталью мартенситного класса

Основной характеристикой материала, на которую ориентируются конструкторы и исследователи, обеспечивающая высокую износостойкость является твердость. Для повышения твердости в сталях аустенитно-мартенситного класса необходимо увеличить объемное содержание мартенситной фазы в структуре. Для стали ВНС9-Ш такой эффект достигается за счет увеличения степени пластической деформации, для ВНС72-Ш – изменения температуры термической обработки.

Результаты исследования твердости образцов сталей ВНС9-Ш показали следующее: увеличение объемного содержания мартенсита деформации с 0 до 14% в листе толщиной 1 мм приводит к повышению твердости с 220 до 516 HV по шкале Виккерса (рис. 5.2). Увеличение степени деформации для достижения объемного содержания мартенсита деформации до 23, 32 и 50 % по сравнению с 14 % не вносит значительный вклад в увеличение твердости стали ВНС9-Ш. Данный эффект предположительно связан с равномерным распределением мартенсита деформации в объеме полуфабриката в виде листа, т.к.

схема деформации не обеспечивает жесткое закрепление всей заготовки в процессе технологического процесса холодной обработки давлением.

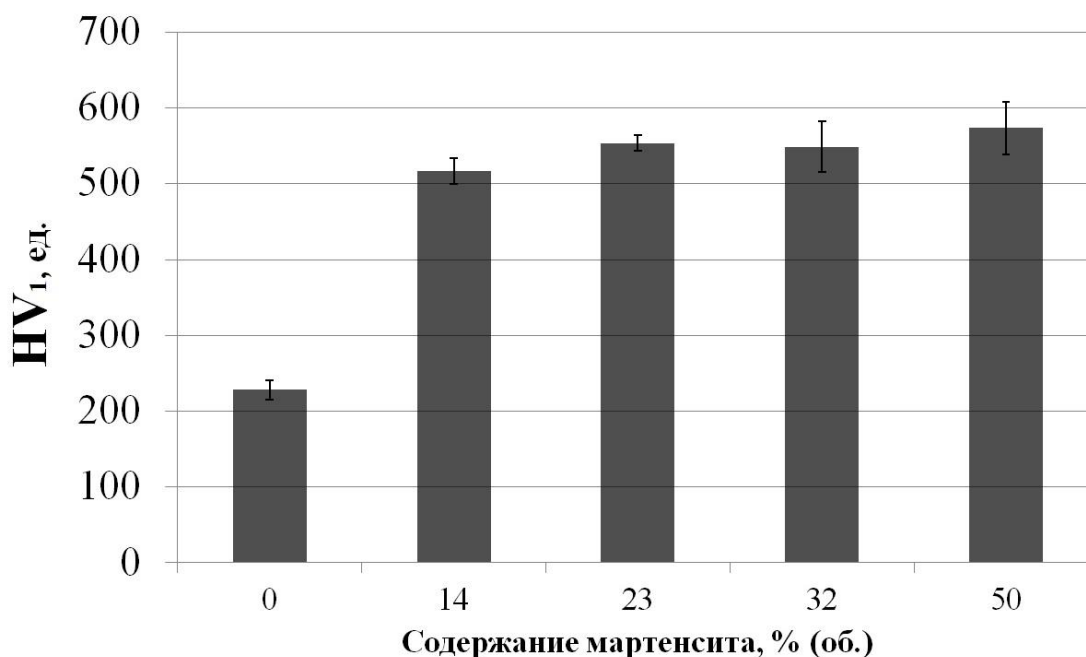


Рис. 5.2. Зависимость твердости HV_1 стали ВНС9-III от объемного содержания мартенсита деформации в структуре [51]

Для оценки предположения о равномерном распределении мартенситной фазы в объеме листа был проведен металлографический анализ структуры листов с различным содержанием мартенситной фазы. Результаты исследований представлены на рис. 5.3. Увеличение степени деформации закономерно приводит к измельчению и вытягиванию зеренной структуры стали ВНС9-III. Так исследования образцов с объемным содержанием мартенсита 0 и 23 % показали, что размер зерен уменьшается с 10-70 мкм до 10-50 мкм, с формированием ярко выраженной текстуры, характерной для образцов после холодной пластической деформации. В образцах с объемным содержанием мартенситной фазы с 32 и 50 % размер зерен находится в интервале 5-50 мкм и 3-40 мкм соответственно. Такое измельчение зерен коррелирует с результатами дюрOMETрического анализа.

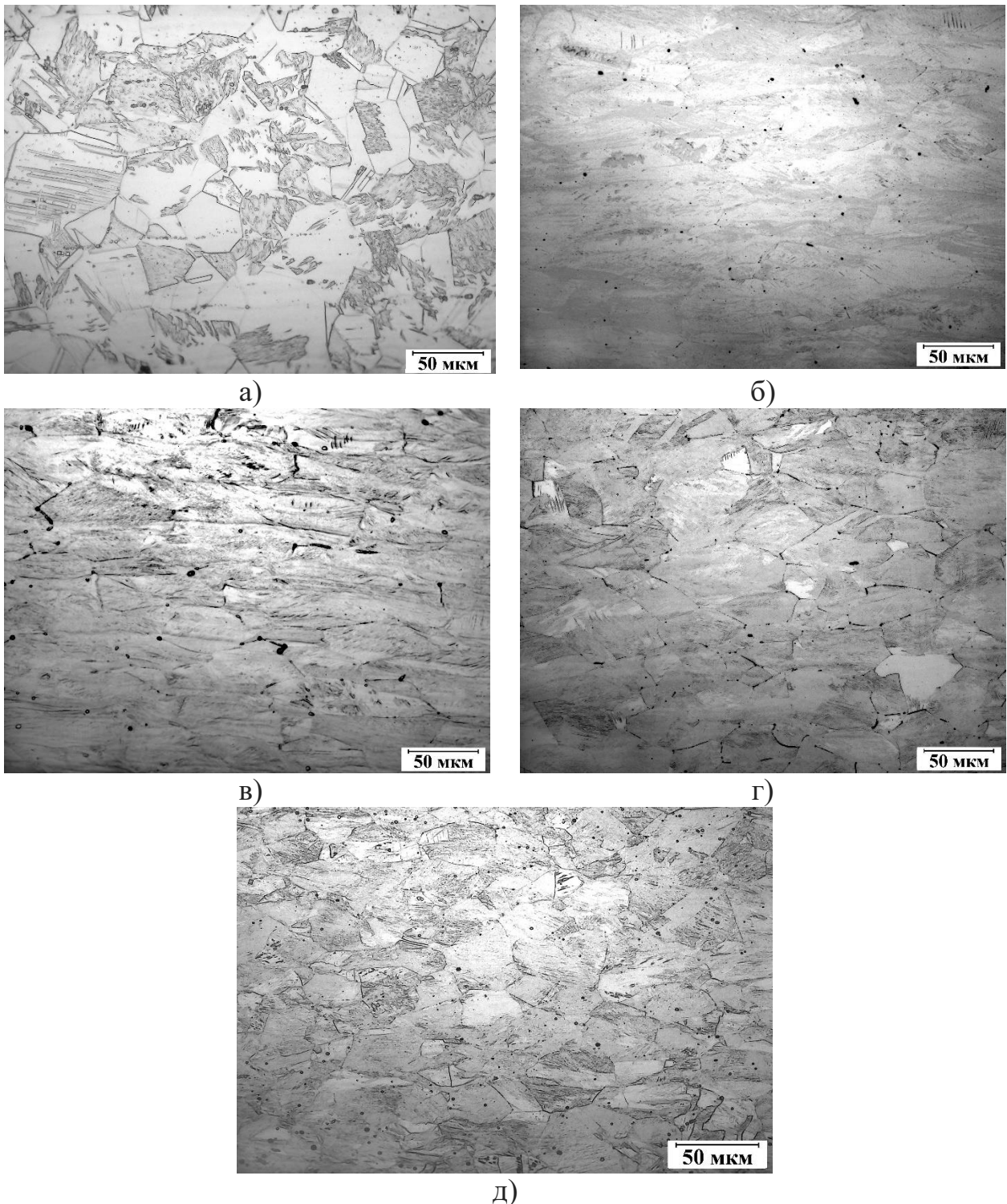


Рис.5.3. Микроструктура стали ВНС9-Ш с содержанием мартенсита 0 (а), 14 (б), 23 (в), 32 (г) и 50 об. % (д) [51]

Для анализа фрикционного взаимодействия испытуемого образца в паре трения с контртелом были использованы графики перемещения датчика LVDT относительно неизношенной площадки образца и изменение коэффициента трения

μ во времени. Полученные графики после испытаний на изнашивание в условиях сухого трения представлены на рисунках 5.4-5.8.

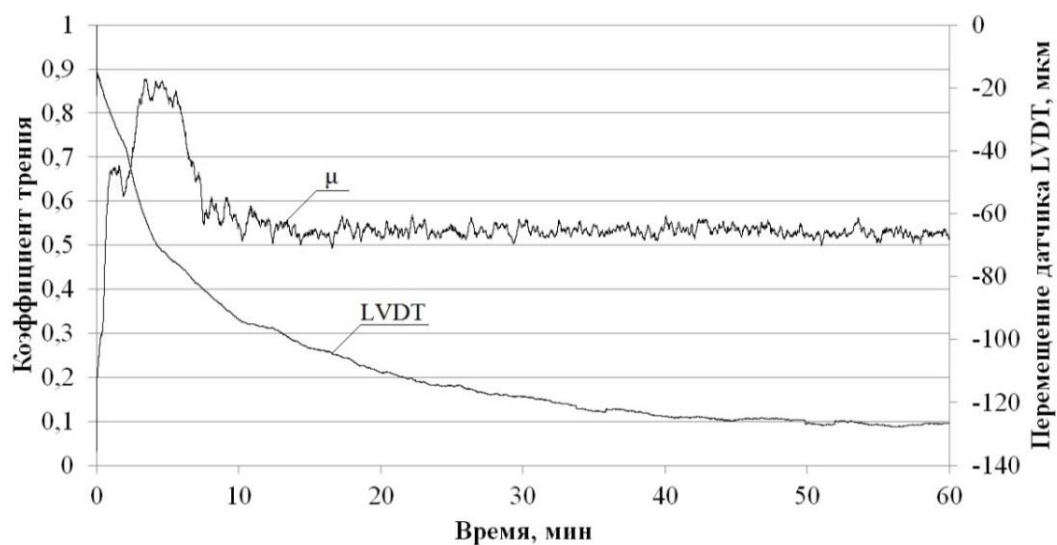


Рис. 5.4. Изменение коэффициента трения μ и перемещение датчика LVDT при испытании на трение скольжения образца из стали ВНС9-Ш с объемным содержанием мартенсита деформации 0 % [51]

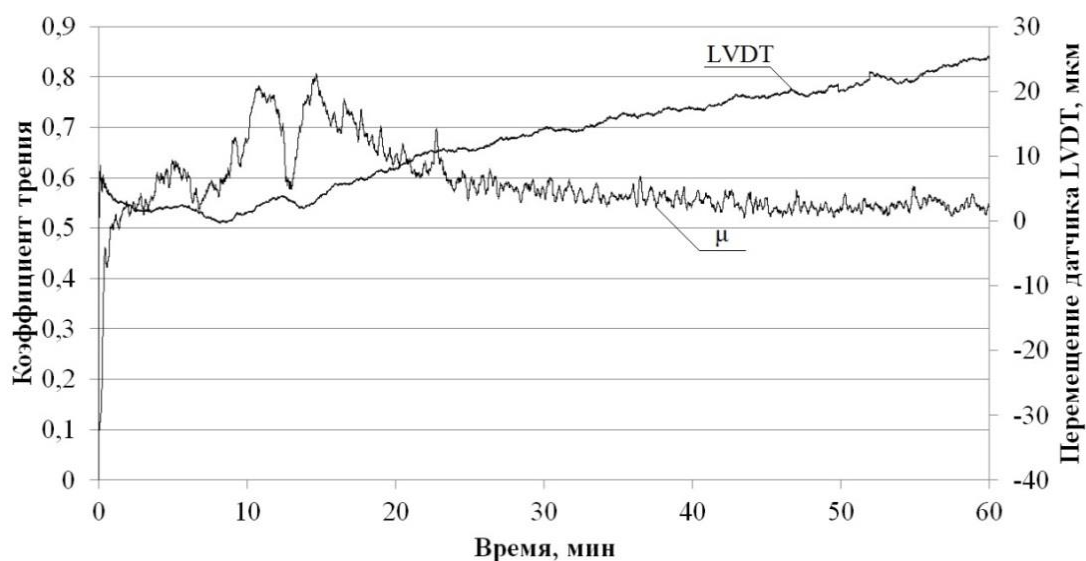


Рис. 5.5. Изменение коэффициента трения μ и перемещение датчика LVDT при испытании на трение скольжения образца из стали ВНС9-Ш с объемным содержанием мартенсита деформации 14 % [51]

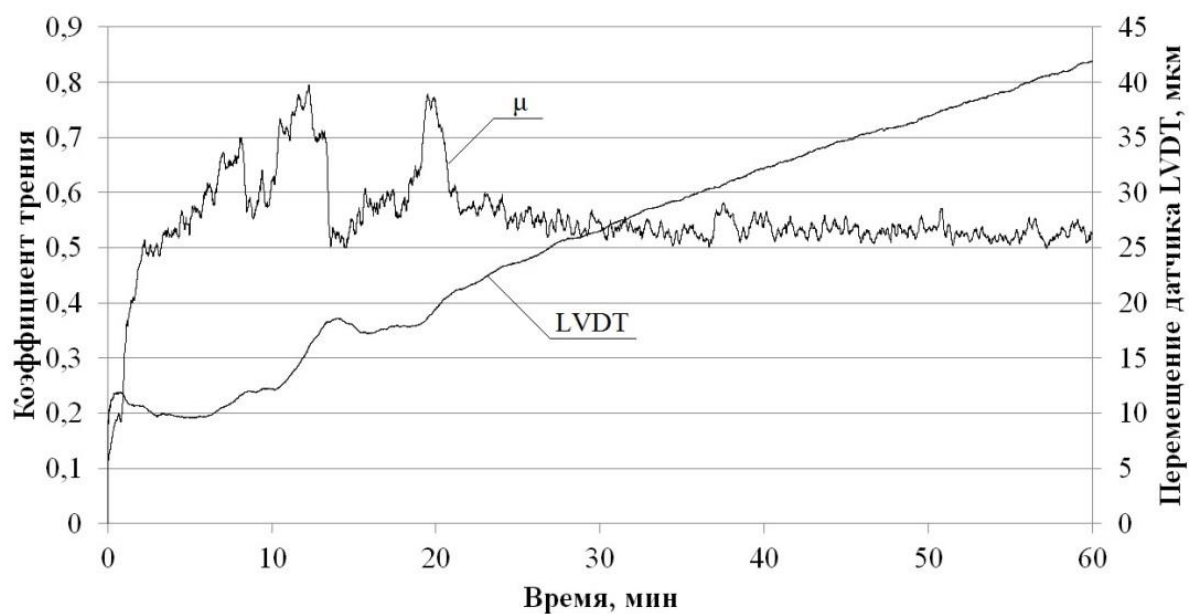


Рис. 5.6. Изменение коэффициента трения μ и перемещение датчика LVDT при испытании на трение скольжения образца из стали ВНС9-Ш с объемным содержанием мартенсита деформации 23 % [51]

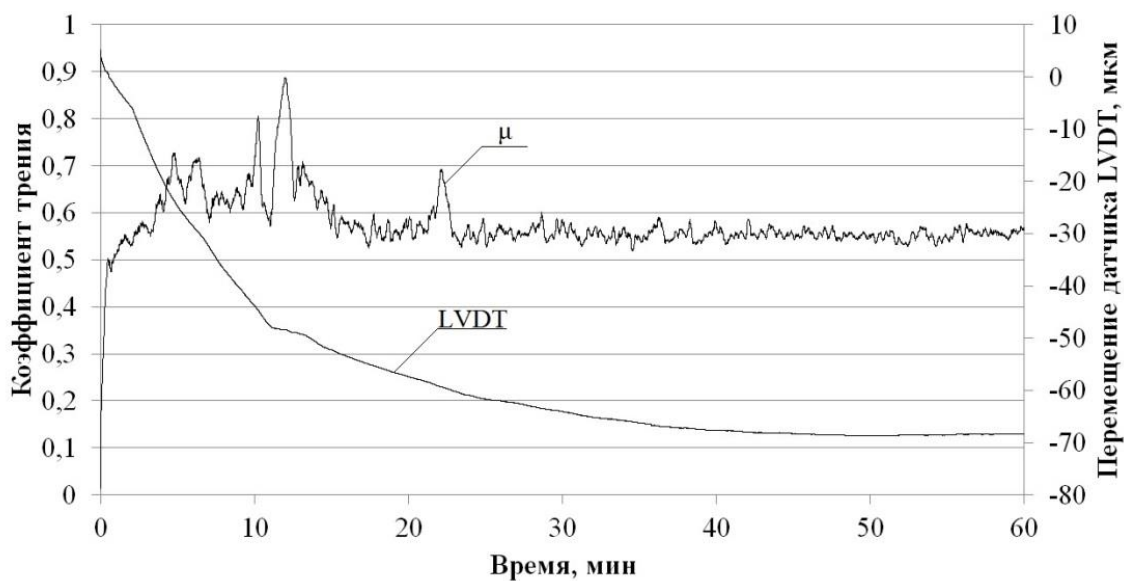


Рис. 5.7. Изменение коэффициента трения μ и перемещение датчика LVDT при испытании на трение скольжения образца из стали ВНС9-Ш с объемным содержанием мартенсита деформации 32% [51]

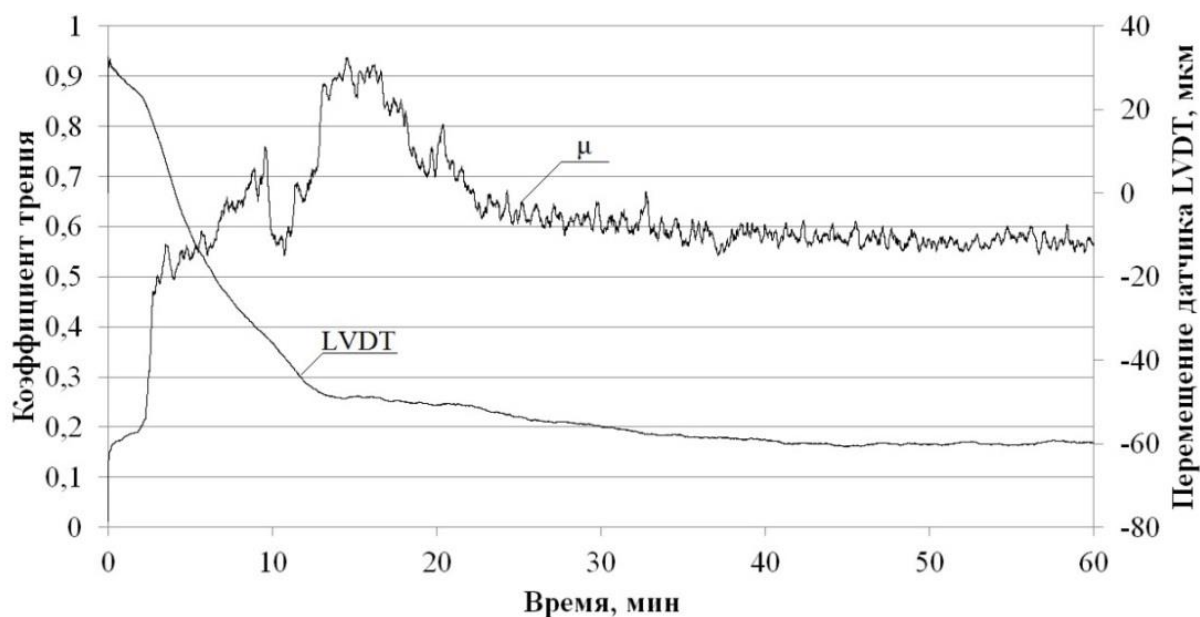


Рис. 5.8. Изменение коэффициента трения μ и перемещение датчика LVDT при испытании на трение скольжения образца из стали ВНС9-Ш с объемным содержанием мартенсита деформации 50 % [51]

По характеру перемещения датчика можно судить о действующих механизмах фрикционного взаимодействия. Смещение датчика вверх (в область отрицательных значений) по отношению к начальной площадке контакта при испытании образца-диска из стали ВНС9-Ш с полностью аустенитной структурой (см. рис. 5.4) свидетельствует о преобладании механизма фрикционного схватывания и разрушении вторичных структур на поверхностях трения с массопереносом материала в зону контакта (рис. 5.9, а) [51]. В результате высоких температур, образующихся при взаимодействии пары трения, продукты разрушенных вторичных структур налипают на дорожку скольжения и могут выступать в качестве «твердосмазочного материала», что может приводить к снижению коэффициента трения. Стоит отметить, что в закаленном состоянии твердость испытуемого образца из стали ВНС9-Ш составляет 220 HV, что существенно ниже твердости контртела из стали ШХ15, твердость которой составляет ~ 940 HV.

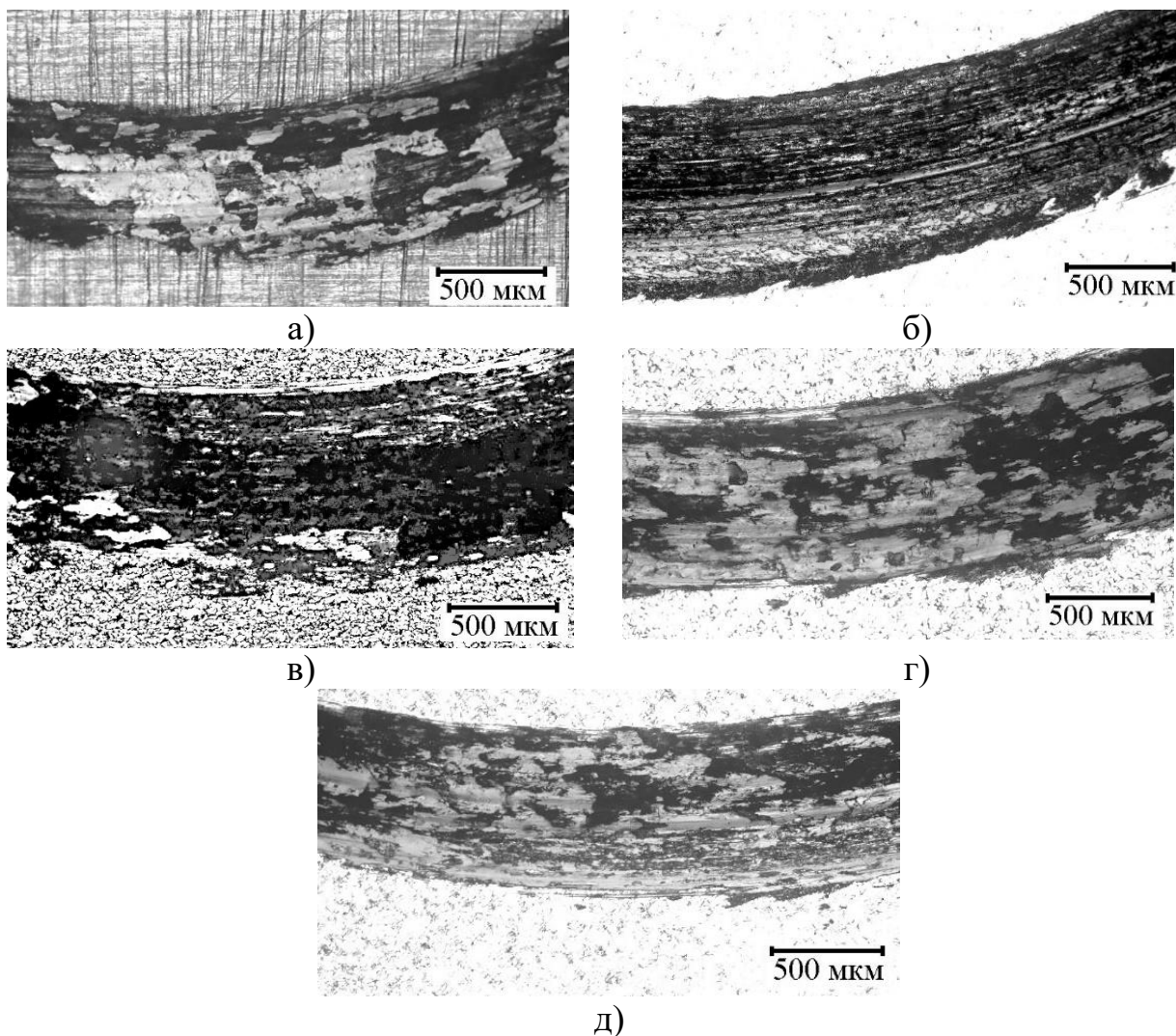


Рис. 5.9. Вид дорожек скольжения после испытания на изнашивания дисков из стали ВНС9-Ш с содержанием мартенсита 0 (а), 14 (б), 23 (в), 32 (г) и 50 об. % (д) [51]

Аналогичное фрикционное взаимодействие пары трения реализуется и при испытаниях образцов с объемным содержанием мартенсита деформации 32 и 50 %. Анализ диаграмм перемещения датчика LVDT (см. рис. 5.6 и 5.7) и исследования дорожек скольжения (см. рис. 5.8 г, д) позволили установить, что при увеличении объемного содержания мартенсита деформации адгезионное взаимодействие и массоперенос материала в зону контакта снижается. Данный эффект может быть связан с повышением стойкости мартенсита деформации к микро разрушению при механическом воздействии.

Для образцов с объемным содержанием мартенсита деформации 14 и 23 % зафиксировано перемещение датчика LVDT вниз, в область положительных значений по величине взаимного износа образца и контртела (см. рис. 5.4 и 5.5). Это свидетельствует о преобладании механизма фрикционного взаимодействия с реализацией пластического оттеснения продуктов износа из зоны контакта (см. рис. 5.8, б, в). При испытании образцов с 23% мартенсита по сравнению с образцами с 14% мартенсита смещение больше (45 и 25 мкм соответственно), угол наклона графика также больше. Это соответствует большей интенсивности оттеснения продуктов износа из зоны трибоконтакта и такому же износу контртела.

Объемное содержание мартенсита деформации в структуре стали ВНС9-Ш в значительной степени влияет на процесс приработки стали в условиях сухого трения скольжения. Анализ диаграммы изменения коэффициента трения во времени после испытания показал, что приработка пары трения ВНС9-Ш в аустенитном состоянии со сталью ШХ-15 происходит в течении 10 мин с достижением максимального значения по коэффициенту трения $\mu \approx 0,86$. Последующий выход пары трения в стационарный режим сопровождается снижением коэффициента трения до $\mu \approx 0,54$ (см. рис. 5.3).

Увеличение объемного содержания мартенсита деформации в структуре стали до 14% приводит к повышению длительности периода приработки до 20 мин. При этом максимальное значение коэффициента трения достигает $\mu \approx 0,8$ с дальнейшим снижением до $\mu \approx 0,54$ на стационарном режиме трения (см. рис. 5.4).

Для образцов стали с 23% мартенсита длительность периода приработки возрастает до 27 мин, а максимальное значение коэффициента трения на этом участке составляет $\mu = 0,78-0,80$ (см. рис. 5.5). При этом фрикционное взаимодействие сопровождается образованием двух пиков с максимальным коэффициентом трения в данном диапазоне, что свидетельствует об усложнении приработки исследуемой пары трения.

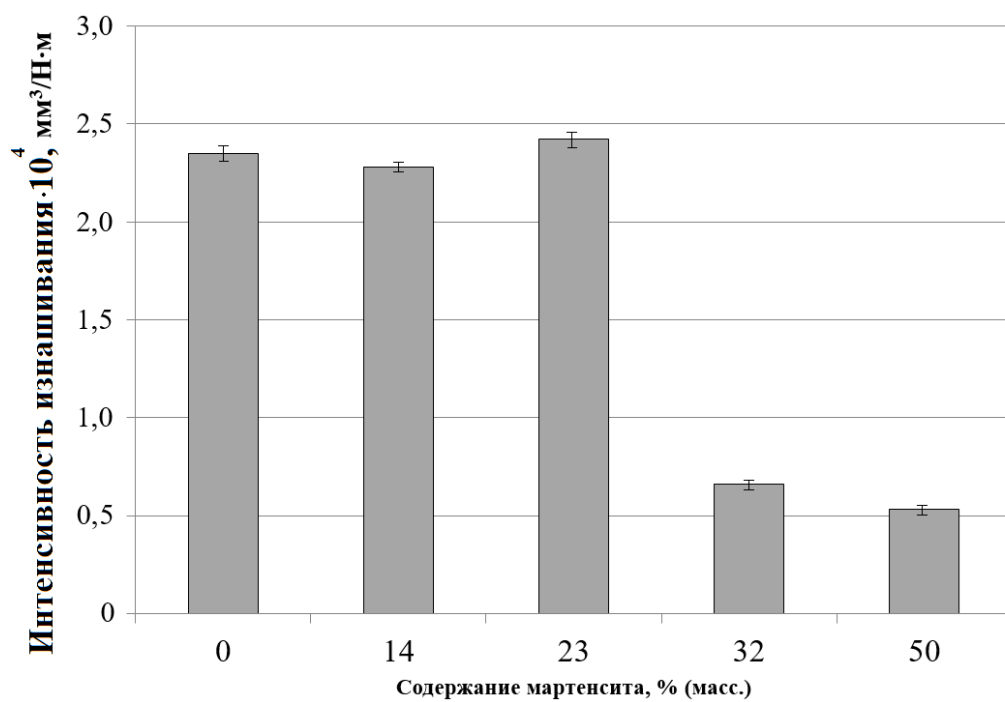
Увеличение объемного содержания мартенсита деформации в структуре стали до 32% с изменением механизма на фрикционное схватывание приводит к

снижению длительности периода приработки до ≈ 23 мин. Однако это приводит к увеличению максимального коэффициента трения до $\mu \approx 0,89$ на стадии приработки, в то время как на стадии стационарного трения коэффициент трения также снижается до $\mu \approx 0,55$ (см. рис. 5.6).

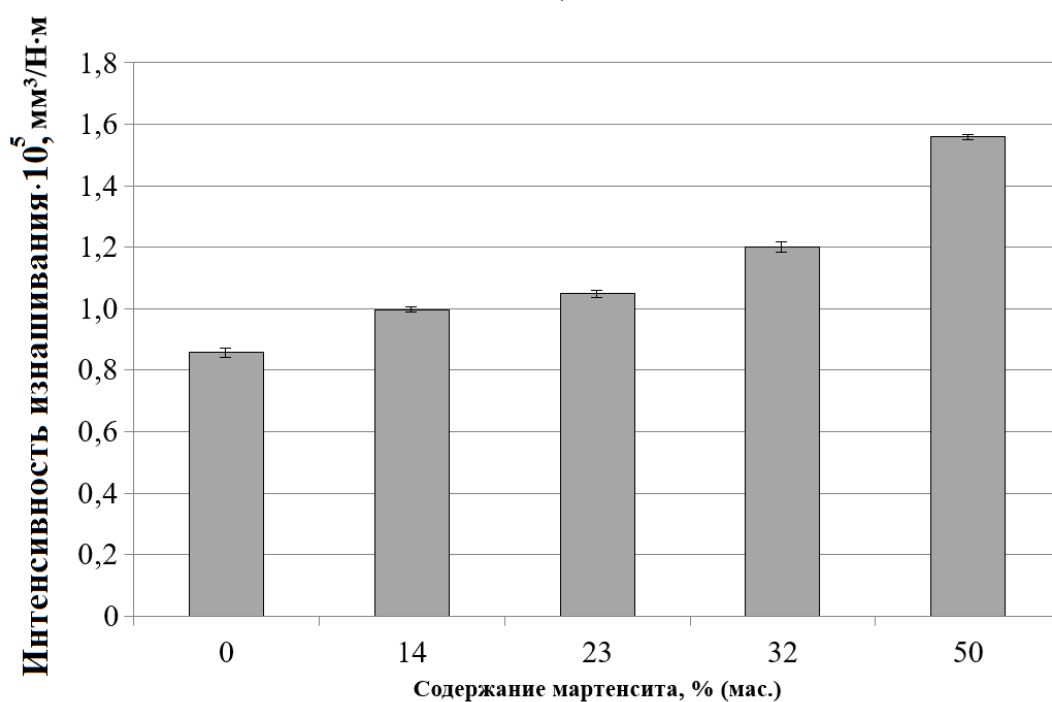
Анализ диаграммы исследуемого образца с объемным содержанием мартенсита деформации в количестве 50% показал значительное увеличение времени приработки (до ≈ 35 мин). Коэффициент трения на участке приработке составил $\mu \approx 0,93$, при этом на стационарном участке снизился до $\mu \approx 0,58$ (см. рис. 5.7).

Целевой характеристикой, по которой можно оценивать износостойкость образцов, является интенсивность изнашивания образца и контртела в процессе испытания на изнашивание в условиях сухого трения. Анализ результатов расчета интенсивности изнашивания образцов из стали ВНС9-Ш с различным содержанием мартенсита и контртела (рис. 5.10, а) показали, что лучшей износостойкостью обладают образцы с содержанием мартенсита 32 и 50%. Интенсивность изнашивания для данных образцов была примерно в 4 раза ниже по сравнению с остальными образцами. Образцы из стали ВНС9-Ш закаленные на аустенитную структуру и с полученным объемным содержанием мартенсита деформации 14 и 23 % имели практически одинаковую интенсивность изнашивания. Предположительно это связано с объемным распределением мартенсита деформации и проявлением трип-эффекта при испытаниях на изнашивание в условиях жесткого трибонаружения с образованием дополнительного мартенсита деформации и упрочнением поверхностных слоев.

Анализ износостойкости контртела позволил установить, что объемное содержание мартенсита деформации в образце коррелирует со интенсивностью изнашивания контртела: чем выше содержание мартенсита в образце, тем выше интенсивность изнашивания контртела (рис. 5.10, б).



а)



б)

Рис. 5.10. Зависимость интенсивности изнашивания образца из стали ВНС9-Ш (а) и контртела из стали ШХ-15 (б) от количества мартенситной фазы в стали ВНС9-Ш [51]

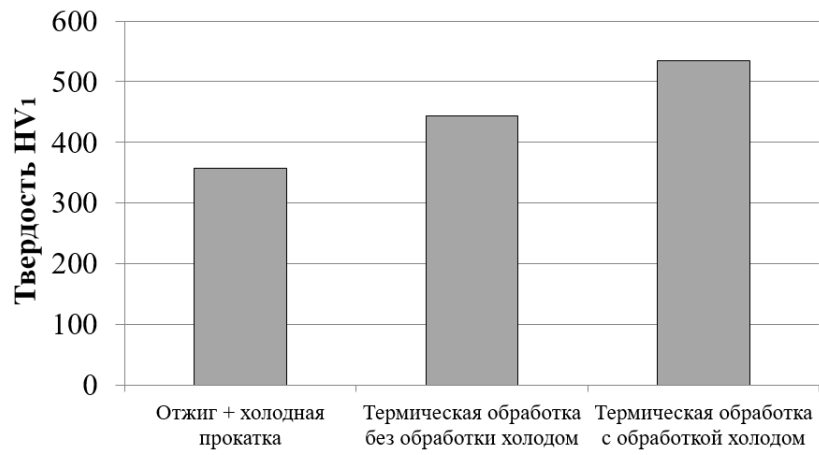
Исследования триботехнических характеристик также проводили для стали ВНС72-Ш в трех состояниях: поставки (отжиг + прокатка), термическая обработка

с применением обработки холодом в составе технологического процесса и без нее.

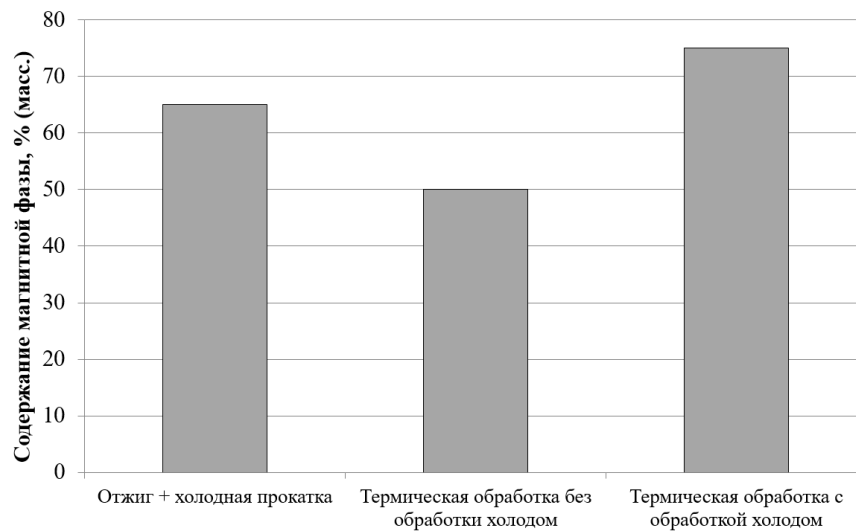
Условия испытания для стали ВНС72-Ш остались те же:

- испытания в условиях сухого трения скольжения по схеме «Стержень-диск»
- контртело в виде шарика из стали марки ШХ-15 с твердостью около 64 HRC (940 HV);
- скорость скольжения пары трения 0,1 м/с, время испытания 60 минут.

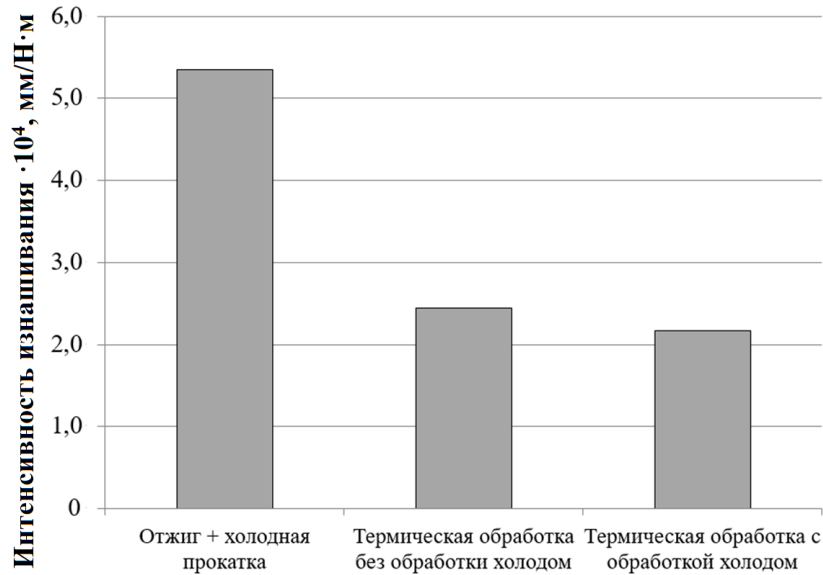
Перед проведением испытаний на изнашивание измеряли твердость и фазовый состав по намагниченности насыщения образцов из стали ВНС72-Ш в различных состояниях (рис. 5.11). В состоянии поставки (отжиг + холодная прокатка) образцы из стали ВНС72-Ш обладали твердостью около 360 HV₁ с содержанием магнитной фазы в объеме около 65%. После упрочняющей термической обработки без обработки холодом твердость увеличилась до 440 HV₁, а содержание магнитной фазы, в данном случае состоящей полностью из мартенсита, уменьшилась до 50 %. Применение обработки холодом в составе технологического процесса позволило увеличить твердость до 520 HV₁, а содержание мартенсита до 75%. По результатам испытаний на изнашивание в условиях сухого трения скольжения (рис. 5.11, в) было установлено, что применение термической обработки без обработки холодом позволило снизить интенсивность изнашивания образцов более чем в 2 раза по сравнению с образцами в состоянии поставки. Дополнительное применение обработки холодом позволило снизить интенсивность изнашивания в 2,5 раза по сравнению с состоянием поставки и на 15 % по сравнению с термической обработкой без обработки холодом.



а)



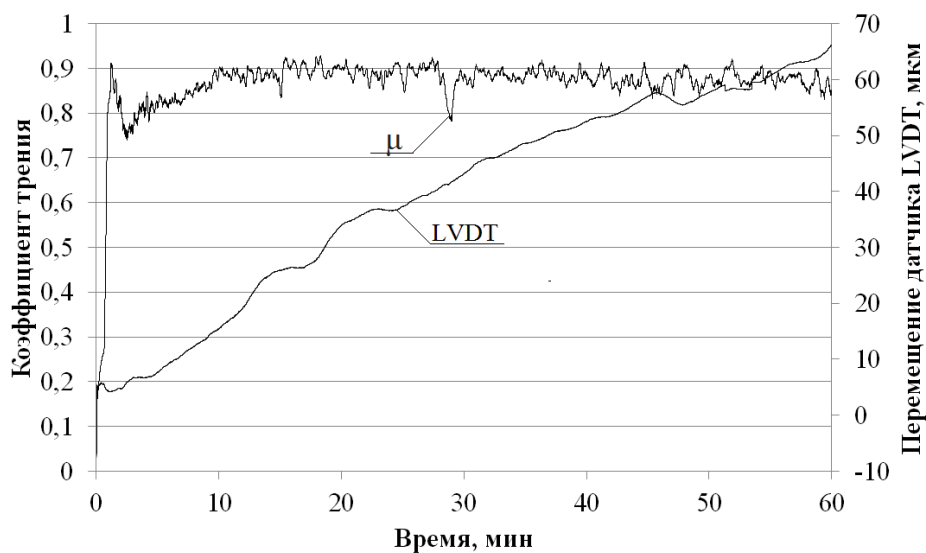
б)



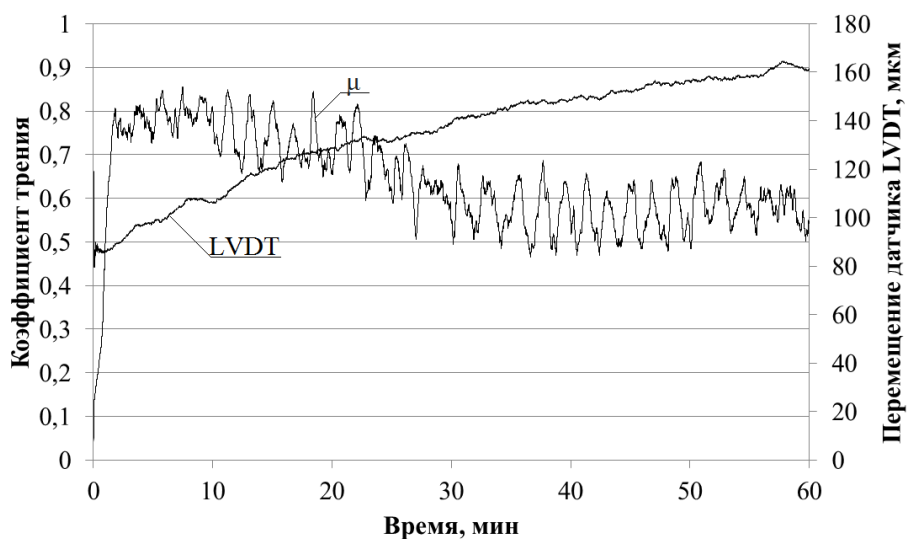
в)

Рис. 5.11. Твердость (а), содержание магнитной фазы (б) и интенсивность изнашивания образцов (в) из стали ВНС72 в различных состояниях

Анализ изменения кинетики коэффициента сухого трения скольжения при испытаниях на изнашивание позволил установить, что термическая обработка ленты из стали ВНС72-Ш по режиму закалка 1030 °С, обработка холодом -75 °С и отпуск 200 °С позволяет снизить коэффициент трения в 1,5 раза по сравнению с состоянием поставки (рис. 5.12).



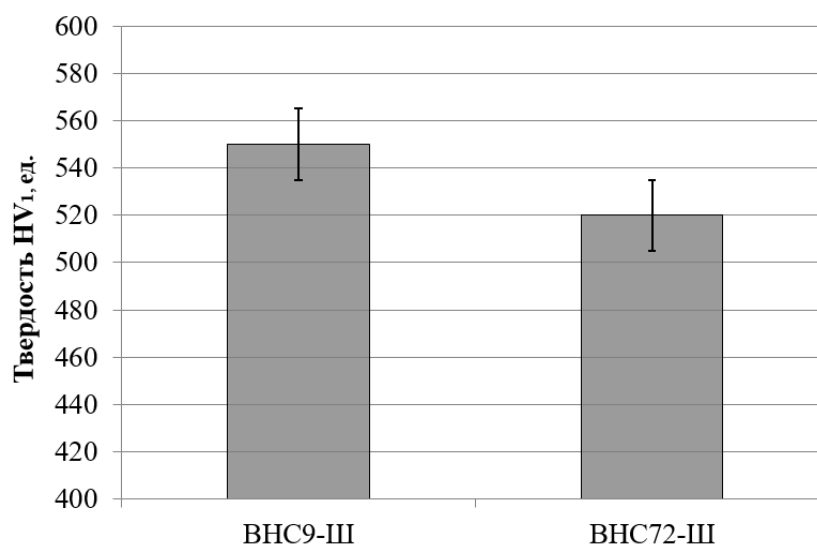
а)



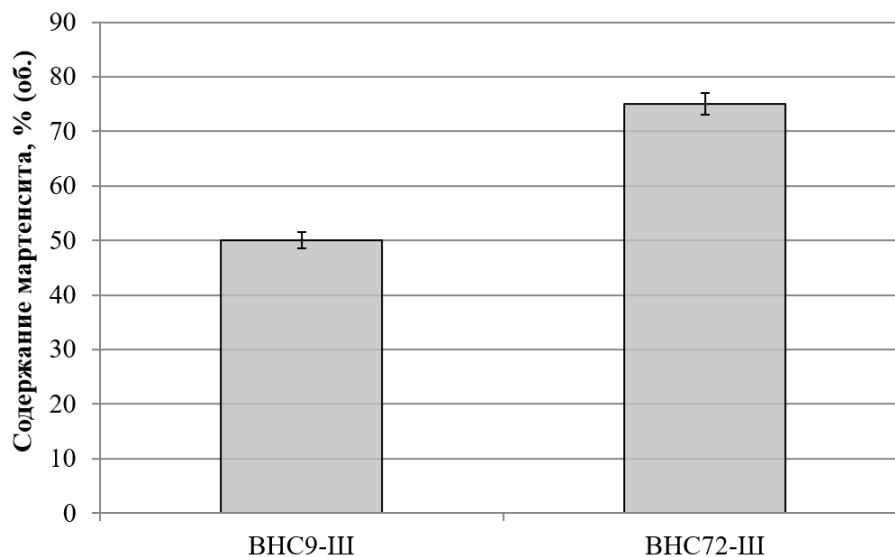
б)

Рис. 5.12. Кинетика изменения коэффициента сухого трения скольжения и положения датчика взаимного износа образцов из стали ВНС72-Ш в состоянии поставки (а) и после термической обработки (б)

После упрочняющей термической обработки аустенитно-мартенситная сталь ВНС72-Ш имеет схожий уровень твердости со сталью ВНС9-Ш (рис. 5.13, а), в то время как содержание мартенсита в стали ВНС72-Ш на 25% выше (рис. 5.13, б).



а)



б)

Рис. 5.13. Твердость (а) и фазовый состав (б) образцов из сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш после упрочняющих обработок

Результаты сравнительного анализа коэффициентов трения позволили установить, что, не смотря на достаточно высокое содержание аустенита в стали ВНС72-Ш (25 %), коэффициент трения формируемый в данной паре трения менее стабильный, чем в паре со сталью ВНС9-Ш (рис. 5.14).

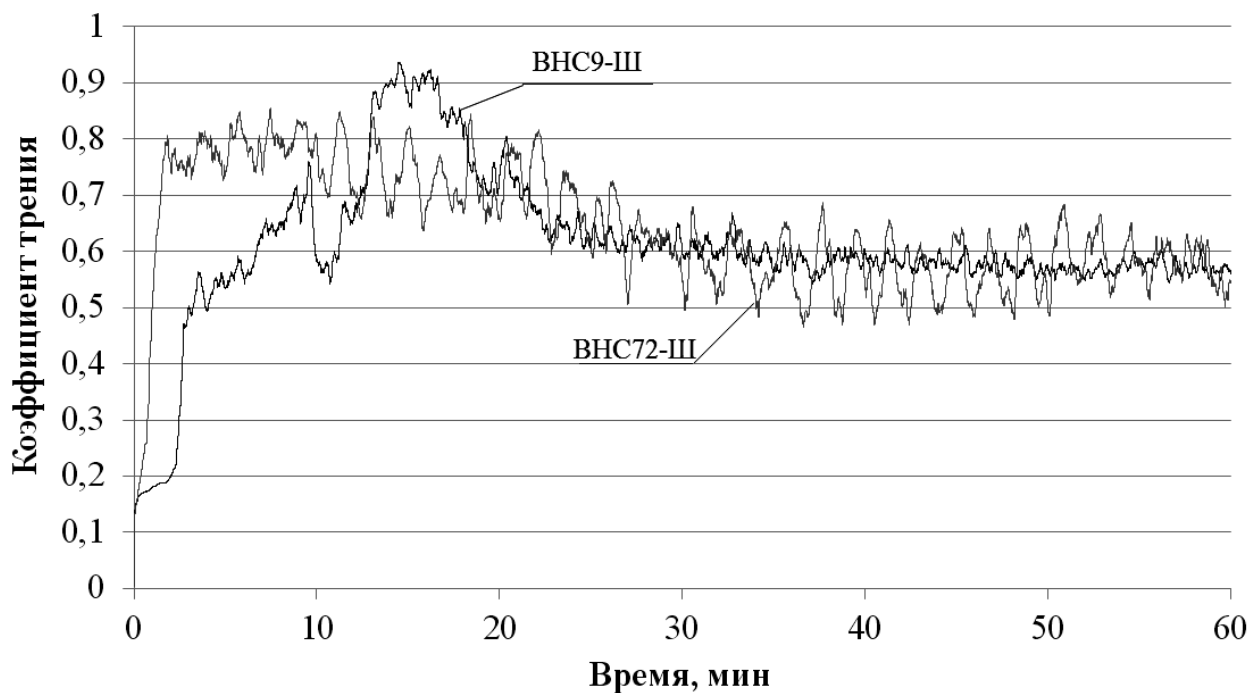


Рис. 5.14. Изменение коэффициента трения для сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш при испытаниях на изнашивание в условиях сухого трения скольжения

Среднее значение твердости для образцов из стали ВНС72-Ш после упрочняющей термообработки составляет 520 HV, для образцов из стали ВНС9-Ш – 550 HV. При достаточно близких значениях твердости для образцов из обеих сталей интенсивность изнашивания различается в несколько раз. Так для образцов стали ВНС72-Ш при трибоконтакте шариком из стали ШХ-15 составляет $2,2 \cdot 10^{-4}$ мм³/Н·м, в то время как для образцов из стали ВНС9-Ш это значение составляет $0,55 \cdot 10^{-4}$ мм³/Н·м, что в 4 раза ниже (рис. 5.12). Такая разница в интенсивностях изнашивания объясняется проявлением у стали ВНС9-Ш эффекта самоупрочнения при трибонагружении.

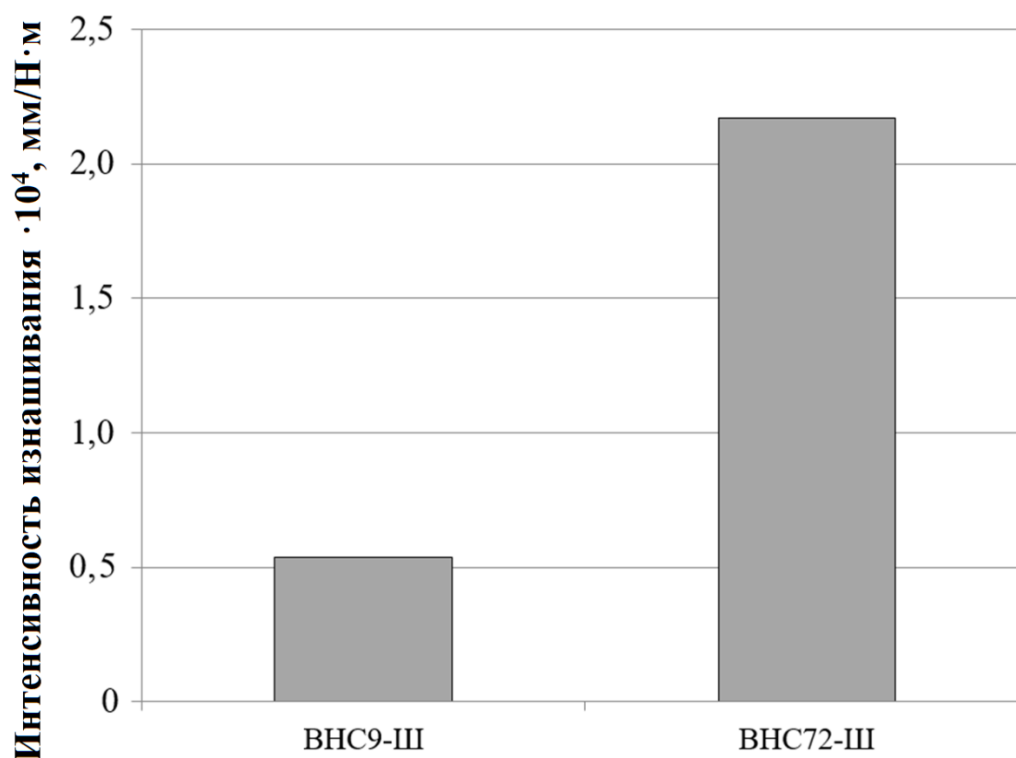


Рис. 5.15. Интенсивность изнашивания для образцов из сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш при испытаниях на изнашивание в условиях сухого трения скольжения в трибоконтакте с шариком из стали ШХ-15

Высокие значения коэффициента трения ($\mu = 0,54\text{--}0,58$ для стали ВНС9-Ш и $\mu = 0,5\text{--}0,7$) на стационарном участке трения сухого трения скольжения схеме шарик–диск двух твердых и прочных сталей связаны с высокими напряжениями в зоне контакта и изменению шероховатости поверхностей трения. В рекомендациях Р 50-54-30-87 «Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость» приведен расчет максимальных нормальных напряжений в зоне контакта при реализации различных схем, в том числе и схемы «Шар с плоской плитой», согласно которой напряжение в зоне контакта $\sigma_{Z\text{макс}}$ (МПа) равно:

$$\sigma_{Z\text{макс}} = 2165,88 \frac{\sqrt[3]{P}}{\sqrt[3]{d^2}}, \quad (11)$$

где P – нагрузка, действующая на контртело, Н; d – диаметр контртела, мм.

По результатам расчета, формируемое напряжение в зоне контакта при испытании на изнашивание в условиях сухого трения скольжения ~ 1410 МПа, что близко к пределам текучести сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш. Такое повышение коэффициента трения при испытании на изнашивание достаточно типично. Например, при трении скольжения стали Р6М5 по стали Ст3 в среде смазочного масла при больших нагрузках, приводивших к выдавливанию смазочного слоя и повышению температуры в зоне трибоконтакта, коэффициент трения достигал значения $\mu \approx 0,84$ [121], а в жестких условиях сухого трения композитов и композиционных покрытий на основе антифрикционных сплавов системы Sn–Sb–Cu по стали коэффициент трения равнялся $\mu = 0,4–0,63$ [122, 123].

Установленные закономерности изменения механизма массопереноса, коэффициента трения и интенсивности изнашивания исследуемых образцов и контртела в зависимости от количества мартенситной фазы в стали ВНС9-Ш могут быть обусловлены влиянием трех факторов: исходной твердости поверхности образцов, интенсивностью протекания мартенситного превращения в приповерхностном слое образцов стали при трении и размером зерна. Сравнительный анализ фрикционного взаимодействия со сталью ВНС72-Ш показывает, что несмотря на высокое содержание аустенита в структуре стали ВНС72-Ш предпочтительнее для работы в паре трения использовать сталь с метастабильным аустенитом, обладающую трип-эффектом.

Обусловленность применения стали с трип-эффектом, а также влияние размера зерна подтверждают данные работы [124], в которой установлено, что в аустенитной стали 304L (аналог 08X18H10) при сухом трении скольжения по схеме палец–пластина происходит мартенситное превращение, интенсивность протекания которого зависит от размеров зерна. Однако в работе показано, что измельченное зерно с 92 до 25 мкм приводит к подавлению $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, вызванного трением, что в свою очередь способствует снижению задиорообразования и адгезионного эффекта, в результате чего также снижается коэффициент трения и интенсивность изнашивания.

5.3 Исследование контактной выносливости аустенитно-мартенситных сталей

Одной из перспективных областей применения аустенитно-мартенситных сталей является эксплуатация в условиях ударных нагрузок и контактной усталости. Формирование высокого уровня прочностных характеристик, твердости более 500 HV, а также наличие в структуре остаточного аустенита, снижающего скорость зарождения и распространения усталостных трещин, позволяет использовать стали данного класса в условиях динамического нагружения.

Анализ работ [62-64] показал, что сталь аустенитного класса 110Г13Л, благодаря своей износостойкости в условиях динамических нагрузок используется для изготовления таких высоконагруженных деталей, как траки гусеничных машин, ковши экскаваторов, крестовины железнодорожных путей, оборудования для горнодобывающей промышленности и т.д. Применение данной стали в условиях высокого нагружения обусловлено наличием у этой стали TRIP-эффекта в результате пластической деформации.

В работе [65] исследовано применение стали 110Г13Л в условиях динамического нагружения в качестве броневой футеровочной плиты шаровой мельницы. Исследования проводились в условиях бомбардировки мелющими телами без породы непосредственно футеровочной плиты и оценивались параметры увеличения твердости и эрозионной стойкости. По результатам исследований были установлены степень и глубина наклепа броневой плиты из стали 110Г13Л, а также увеличение срока службы углеразмольной шаровой барабанной мельницы ШБМ 400/800 с броневой футеровкой из данной стали за счет увеличения стойкости к истиранию за счет TRIP-эффекта.

Авторами работы [66] установлена возможность применения стали 110Г13Л при абразивном износе пород различной твердости в условиях ударных воздействий и статических нагрузок. Сравнительный анализ испытаний на абразивное изнашивание в условиях ударных воздействий показал, что применение стали 110Г13Л для размолла пород, превышающих твердость стали в наклепанном состоянии практически не привело к снижению интенсивности изнашивания, в то

время как в случае мягких пород подобных мрамору, интенсивность изнашивания уменьшается примерно в 10 раз.

В целом, анализ приведенных работ, показывает эффективность применения стали, обладающей TRIP-эффектом, в условиях ударных и усталостных нагрузок, что обуславливает проведение исследований в контактно-усталостному нагружению сталей аустенитно-мартенситного класса ВНС9-Ш и ВНС72-Ш.

Для исследования возможности применения в условиях контактно-усталостного нагружения сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш проводили исследования их контактной выносливости на машине МКВ-К, имитирующей работу подшипника качения. Вид образцов для испытаний на контактную выносливость представлен на рисунке 5.16.



Рис. 5.16. Внешний вид образцов для испытаний на контактную выносливость на машине МКВ-К

Согласно рекомендациям Р 50-54-30-87 «Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость» при фрикционном взаимодействии контртел из подшипниковой стали ВКС241-ИД с образцами из испытуемых сталей (рис. 5.17) реализуется схема формирования циклических напряжений в зоне контакта, представленная на рис. 5.18.

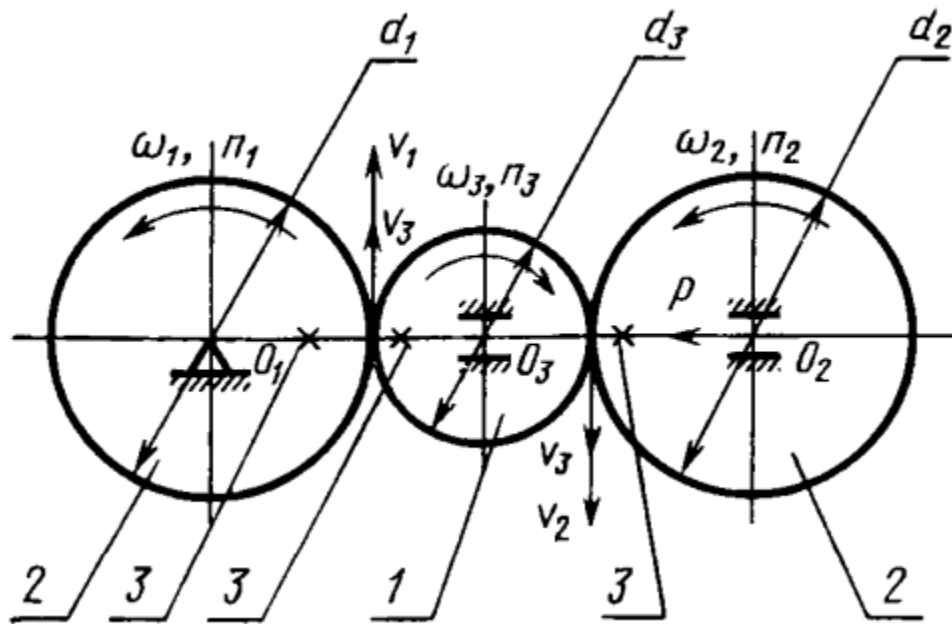


Рис. 5.17. Схема испытания образцов на контактную усталость согласно рекомендациям Р 50-54-30-87

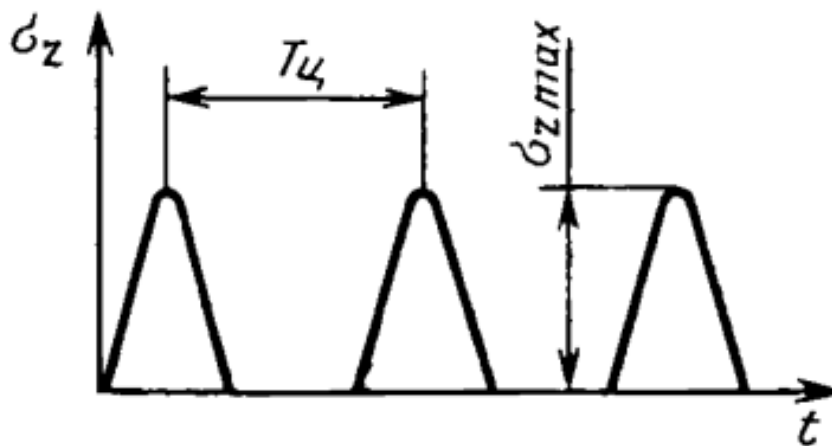


Рис. 5.18. Схема формирования циклических напряжений при испытаниях на контактную усталость

Исследование интенсивности изнашивания при испытаниях на изнашивание в условиях сухого трения скольжения образцов из стали ВНС9-Ш с использованием в качестве контртела шарика из подшипниковой стали ШХ-15 позволили установить, что в закаленном состоянии с низкой твердостью сталь ВНС9-Ш обладает достаточно высокой износостойкостью. В связи с этим было решено провести первичные испытания на контактную усталость образцов из стали

ВНС9-Ш в закаленном состоянии. Вид образцов после испытаний на контактную усталость с разным напряжением в зоне контакта представлены на рис. 5.19.

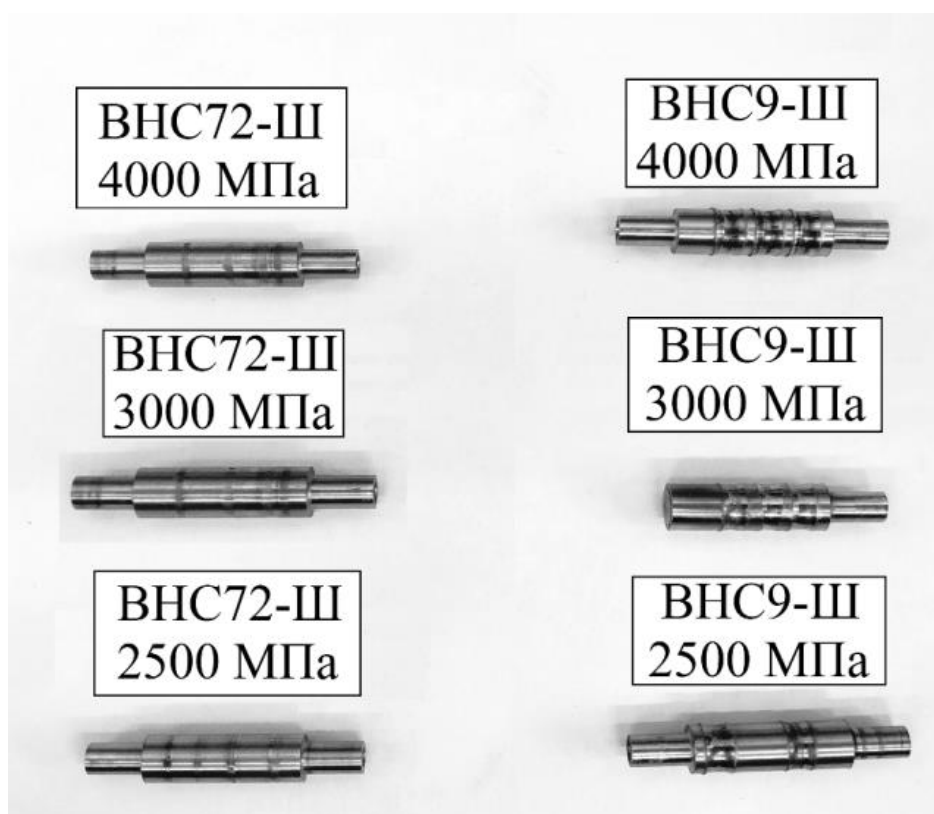


Рис. 5.19. Образцы из сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш после испытаний на контактную усталость при разных напряжениях в зоне контакта

В процессе нагружения при высоких контактных напряжениях образцы из стали ВНС9-Ш подверглись значительному продавливанию, однако ни в одном из испытаний это не приводило к мгновенному формированию усталостного выкрашивания. Образцы из стали ВНС72-Ш благодаря твердости ~ 520 HV значительным деформациям в зоне контакта не подвергались.

Результаты испытаний на контактную усталость представлены на рис. 5.20.

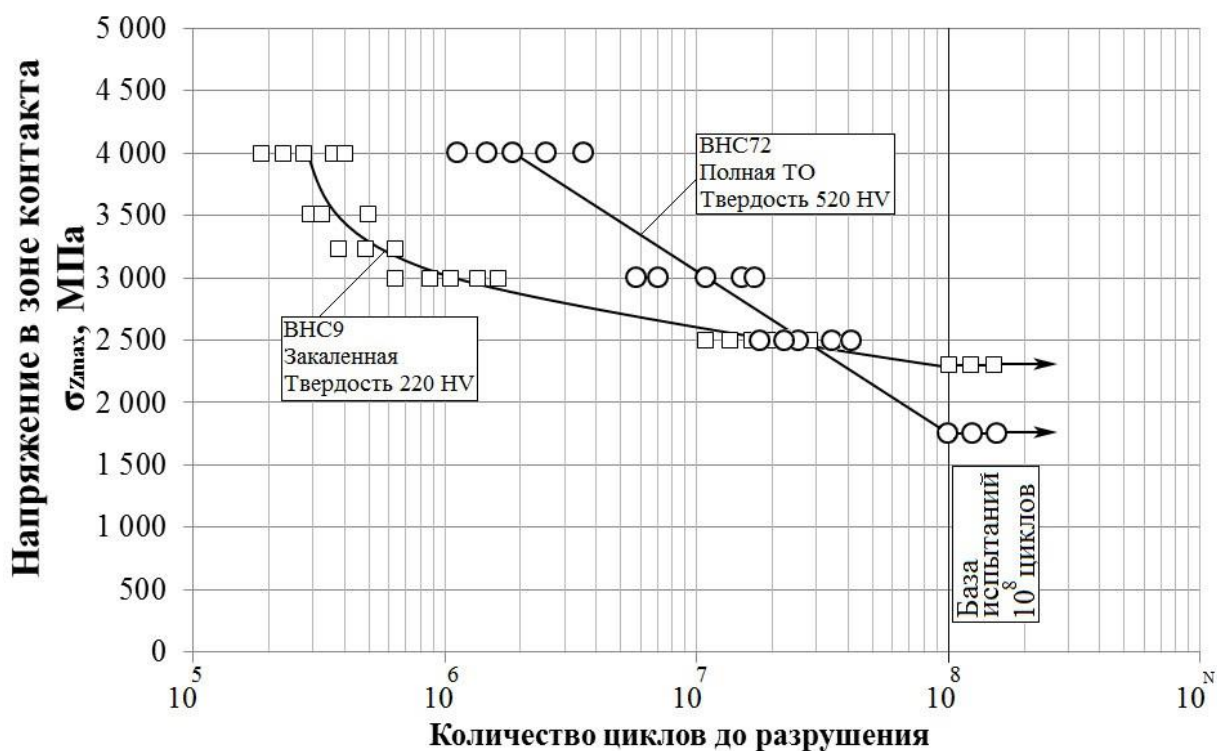


Рис. 5.20. Контактнo-усталостные кривые сталей ВНС9-Ш и ВНС72-Ш

На высоком уровне контактных напряжений в 4000 МПа среднее количество циклов до разрушения для стали ВНС9-Ш составило $2,75 \cdot 10^5$, в то время как для стали ВНС72-Ш при этом же напряжении долговечность работы была в 6,8 раз выше – среднее количество циклов до разрушения составило $1,87 \cdot 10^6$.

Снижение до уровня контактных напряжений в 3000 МПа незначительно увеличило долговечность для стали ВНС9-Ш – среднее количество циклов до разрушения составило $1,05 \cdot 10^6$, что приводит к отклонению от характерной контактнo-усталостной кривой Веллера. Для стали ВНС72-Ш зависимость долговечности работы от напряжения носит линейных характер – снижение уровня напряжений до 3000 МПа привело к увеличению количества циклов до разрушения до $1,1 \cdot 10^7$, что стало в 10,5 раз выше, чем для стали ВНС9-Ш.

Анализ долговечности испытуемых образцов при испытании на контактную усталость при напряжениях в зоне контакта 2500 МПа показал следующие результаты: среднее количество циклов до разрушения стали ВНС9-Ш стало равным количеству циклов до разрушения стали ВНС72-Ш. Обкатывание образцов из стали ВНС9-Ш при данном напряжении привело к незначительному

продавливанию образцов, и, впоследствии, привело к активному мартенситообразованию в зоне контакта. Возникающие пластические деформации в зоне контакта привели к упрочнению поверхности и, как следствие, к увеличению долговечности работы стали при данном напряжении в 19 раз по сравнению с напряжением в зоне контакта 3000 МПа. В отличие от кривой для стали ВНС72-Ш, которая имеет линейный характер зависимости «напряжение-количество циклов до разрушения», сталь ВНС9-Ш имеет параболический характер данной зависимости.

Результаты испытаний на контактную усталость позволили определить предел контактной выносливости на базе 10^8 циклов для аустенитно-мартенситных сталей: для стали ВНС9-Ш в закаленном состоянии с твердостью ~ 220 HV предел контактной выносливости составил 2300 МПа, для стали ВНС72-Ш после полного цикла упрочняющей термообработки с твердостью ~ 520 HV – 1750 МПа.

Такое поведение усталостной кривой для стали ВНС9-Ш связано с постоянным упрочнением поверхности при протекании трип эффекта, что должно сопровождаться структурными изменениями в зоне контакта. Для исследования этих процессов было проведено исследование структуры образцов после испытаний на контактную усталость методами металлографического и дюрOMETрического анализа.

Исследование микроструктуры образцов из стали ВНС9-Ш после испытаний на контактную усталость при расчетном напряжении в зоне контакта 4000 МПа позволили установить значительное выдавливание материала в осевом направлении образца. Величина продавленного слоя в среднем составляет 230 мкм. Изменение структуры поверхности образца в зоне контакта после механического воздействия тороидального испытательного ролика представлено на рис. 5.21. На изображении исследуемого участка микроструктуры видно значительное образование мартенсита деформации в поверхностных слоях. Однако в результате высокого уровня пластических деформаций и сдвиговых напряжений мартенсит в зоне контакта сформировался неравномерно.

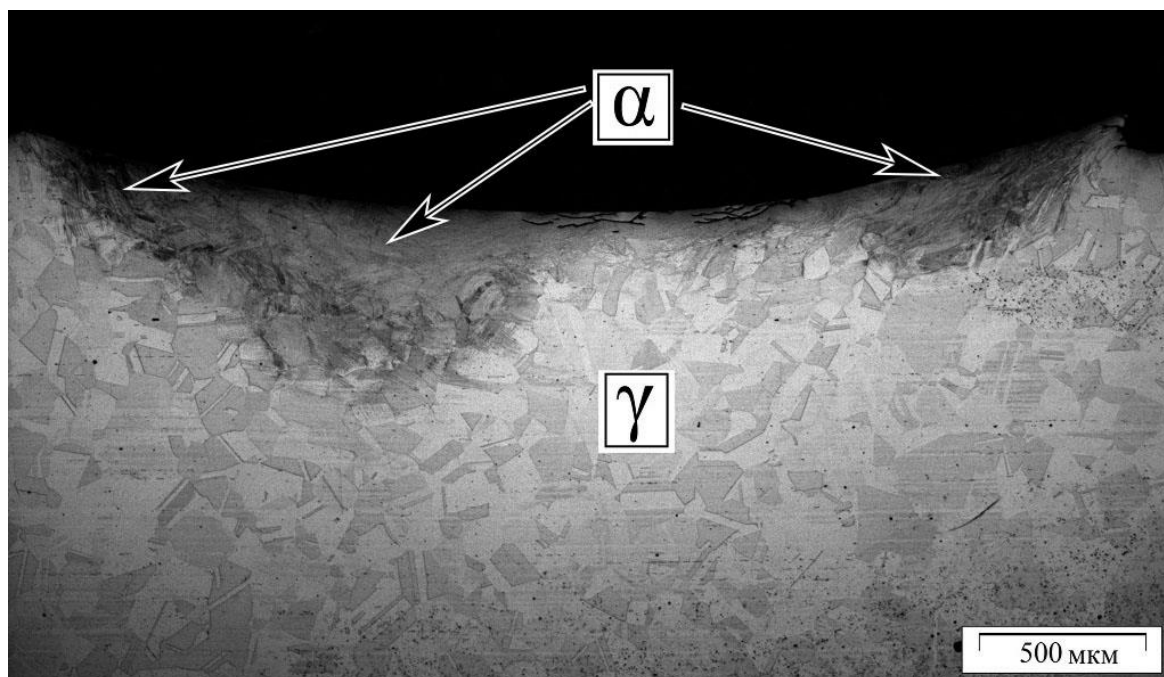


Рис. 5.21. Микроструктура дорожки качения образца из стали ВНС9-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 4000 МПа $\times 50$

Такое распределение мартенсита не является случайным и возникает на всех дорожка качения. При таком напряжении толщина слоя, претерпевшего $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в результате пластической деформации, изменяется в следующих интервалах:

- для участкам с бóльшим скоплением мартенсита деформации от 430 до 700 мкм;
- для участкам с меньшим скоплением мартенсита деформации от 250 до 400 мкм.

Испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 3000 МПа показали, что на поверхности образцов из стали ВНС9-Ш в месте фрикционного взаимодействия аналогичное образование мартенсита деформации, как при испытаниях с напряжением 4000 МПа (рис. 5.22).

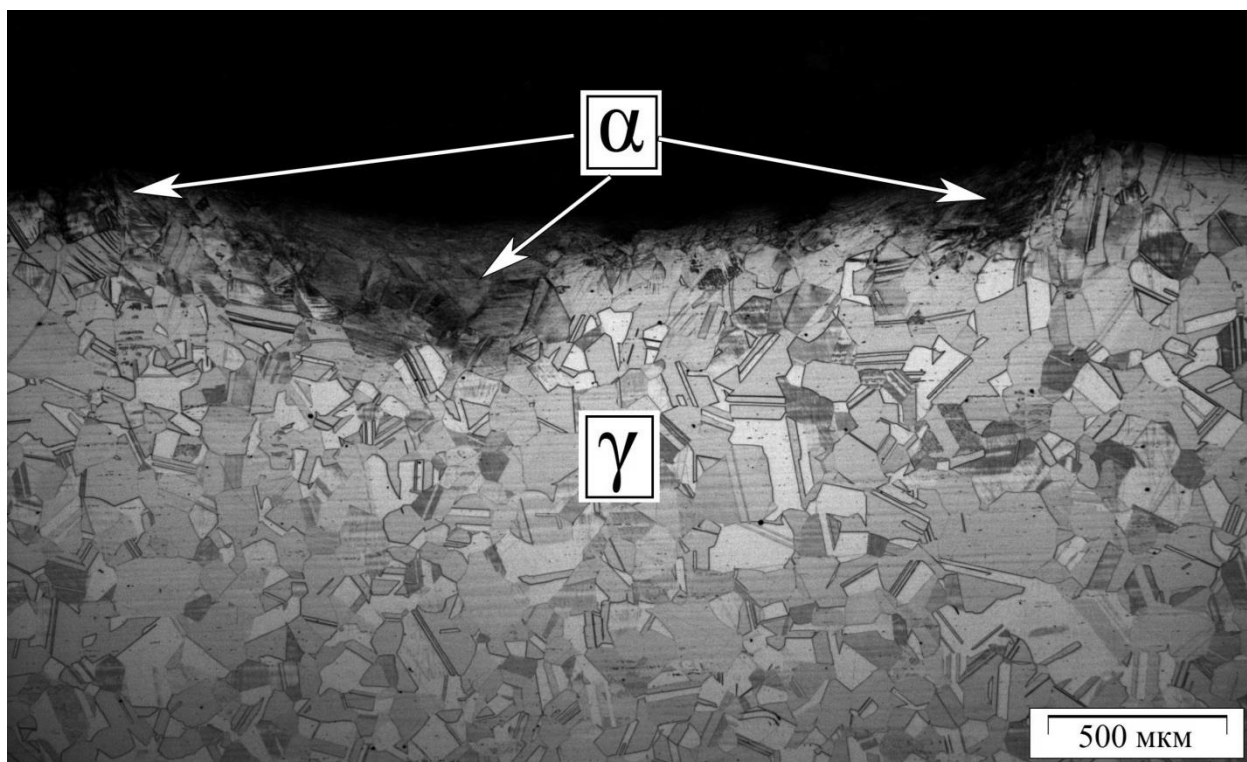


Рис. 5.22. Микроструктура дорожки качения образца из стали ВНС9-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 3000 МПа $\times 50$

В закаленном состоянии сталь ВНС9-Ш имеет низкую твердость (220 НВ) и модуль упругости ($E = 170$ ГПа), в результате чего подобного уровня напряжения являются критически высокими, что и приводит к продавливанию поверхности. Однако по сравнению с испытаниями при напряжении в зоне контакта 4000 МПа, средняя толщина продавленного слоя образца при испытании уменьшилась на 67% и составила 140 мкм. Также уменьшилась толщина слоя, претерпевшего $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение:

- для участкам с бóльшим скоплением мартенсита деформации от 290 до 500 мкм;
- для участкам с меньшим скоплением мартенсита деформации от 150 до 280 мкм.

По полученным изображениям микроструктуры образцов после испытаний на контактную усталость при расчетном напряжении в зоне контакта 2500 МПа было установлено достаточно равномерное распределение мартенсита в зоне

фрикционного контакта (рис. 5.23). Средняя глубина продавленного слоя уменьшилась на 40% по сравнению с испытанием при 3000 МПа и в 2,3 раза по сравнению с испытанием при 4000 МПа и составила 100 мкм. Толщина слоя, претерпевшего $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение колеблется от 100 до 150 мкм.

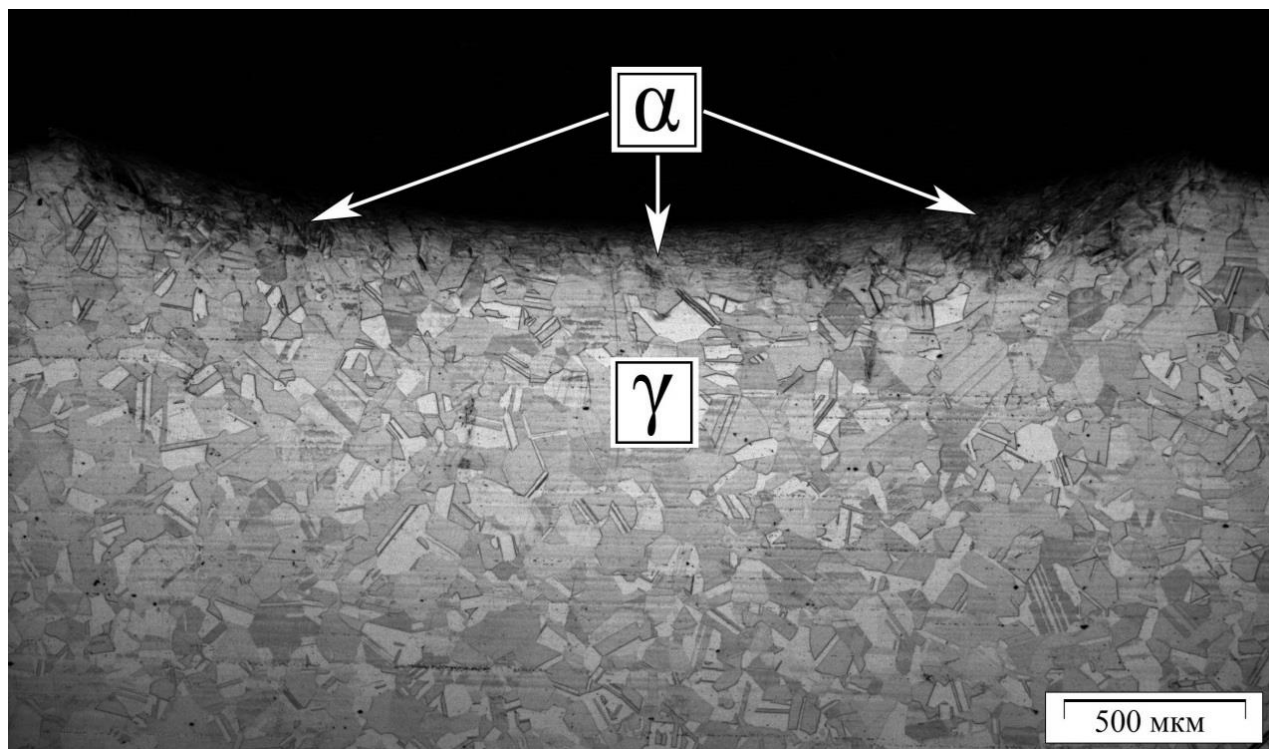


Рис. 5.23. Микроструктура дорожки качения образца из стали ВНС9-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 2500 МПа $\times 50$

Аналогичные исследования микроструктуры образцов из стали ВНС72-Ш после испытаний на контактную усталость при напряжении 4000 МПа позволили установить равномерное распределение мартенситной структуры и незначительное продавливание образца в зоне фрикционного контакта (рис. 5.24). Благодаря твердости после термической обработки равной 520 HV, глубина продавленного слоя составила от 60 до 90 мкм.

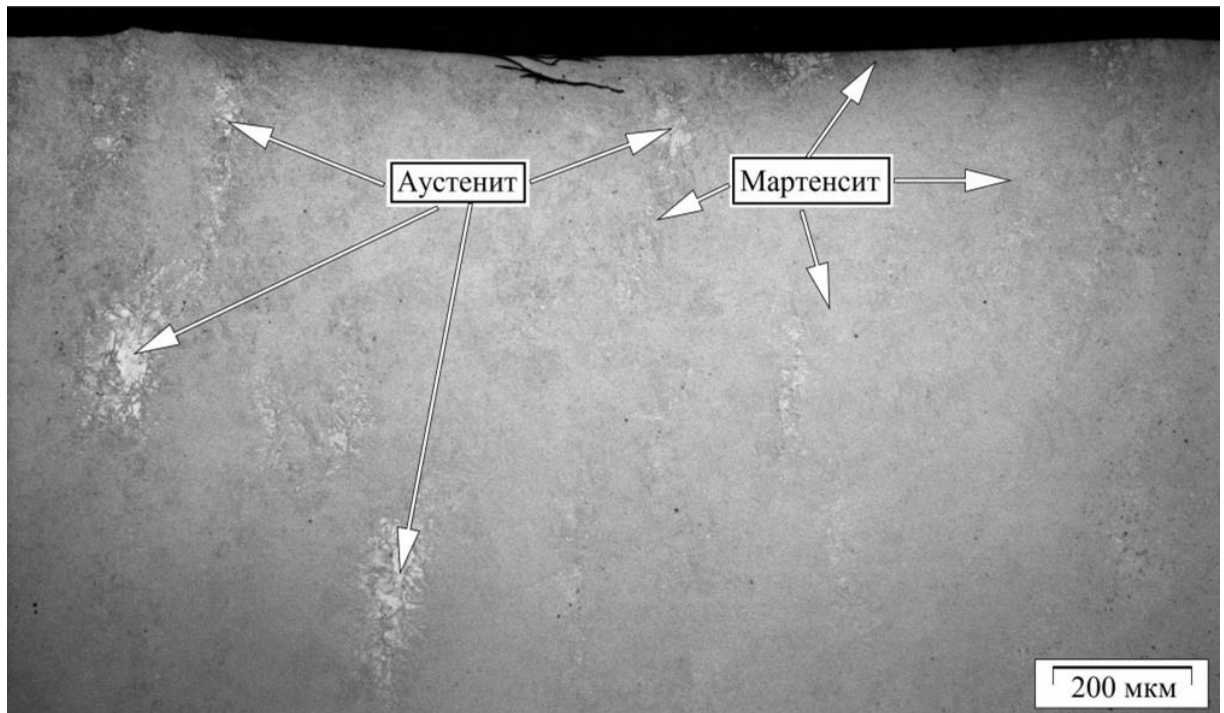
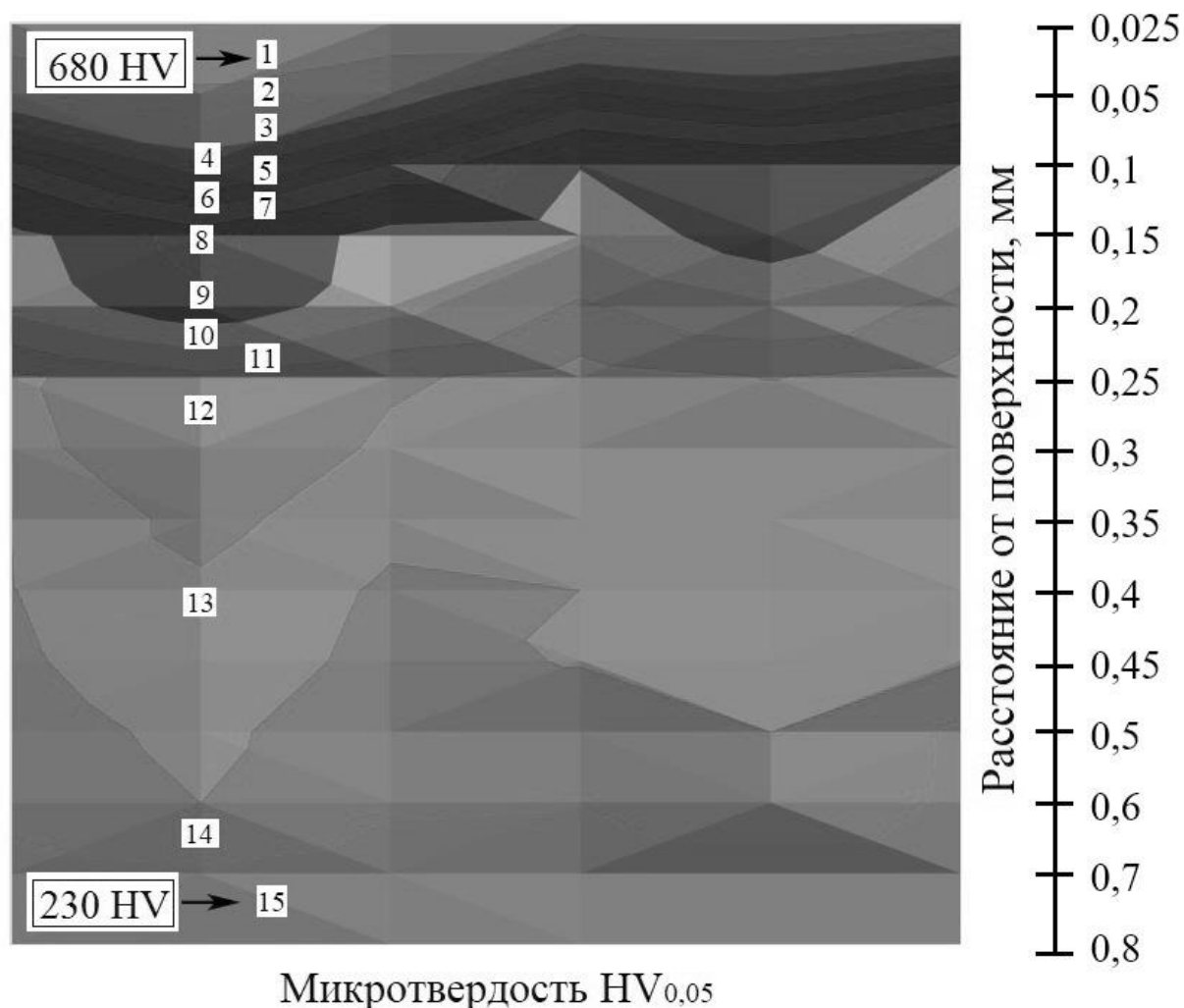


Рис. 5.24. Микроструктура дорожки качения образца из стали ВНС72-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта $4000 \text{ МПа} \times 100$

Для оценки характера распространения деформации в образцах из обеих марок сталей после испытаний на контактную усталость были проведены измерения микротвердости от поверхности к сердцевине и построены карты распределения микротвердости по дорожке качения. По результатам анализа распределения микротвердости было установлено, что после испытания образцов из стали ВНС9-Ш при напряжении 4000 МПа распределение микротвердости по зонам (рис. 5.25) соответствует формированию мартенсита деформации в микроструктуре (см. рис. 5.21). На карте аналогично присутствует два пика, а распределение деформации имеет неравномерный характер. Модифицированный слой с значениями твердости более $290 \text{ HV}_{0,05}$ достигает порядка 600 мкм .



1	650-680	2	620-650	3	590-620	4	560-590	5	530-560
6	500-530	7	470-500	8	440-470	9	410-440	10	380-410
11	350-380	12	320-350	13	290-320	14	260-290	15	230-260

Рис. 5.25. Распределение микротвердости по зонам в образце из стали ВНС9-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 4000 МПа

Для образцов из стали ВНС9-Ш после испытаний на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 3000 МПа был получен аналогичный профиль распределения микротвердости, как и в случае с напряжением 4000 МПа (рис. 5.26). Характер распространения деформации также коррелирует с изображением микроструктуры (см. рис. 5.22) с наличием двух пиков. Глубина модифицированного слоя снизилась до 450 мкм, что также коррелирует с

визуальной оценкой модифицированного слоя по микроструктуре, в то время как протяженность упрочненного слоя с микротвердостью выше 500 HV выросла с 100 до 150 мкм. Этот эффект может быть связан с высокой степенью деформации поверхностных слоев, блокирующей дальнейшее распространение упрочняющего эффекта.

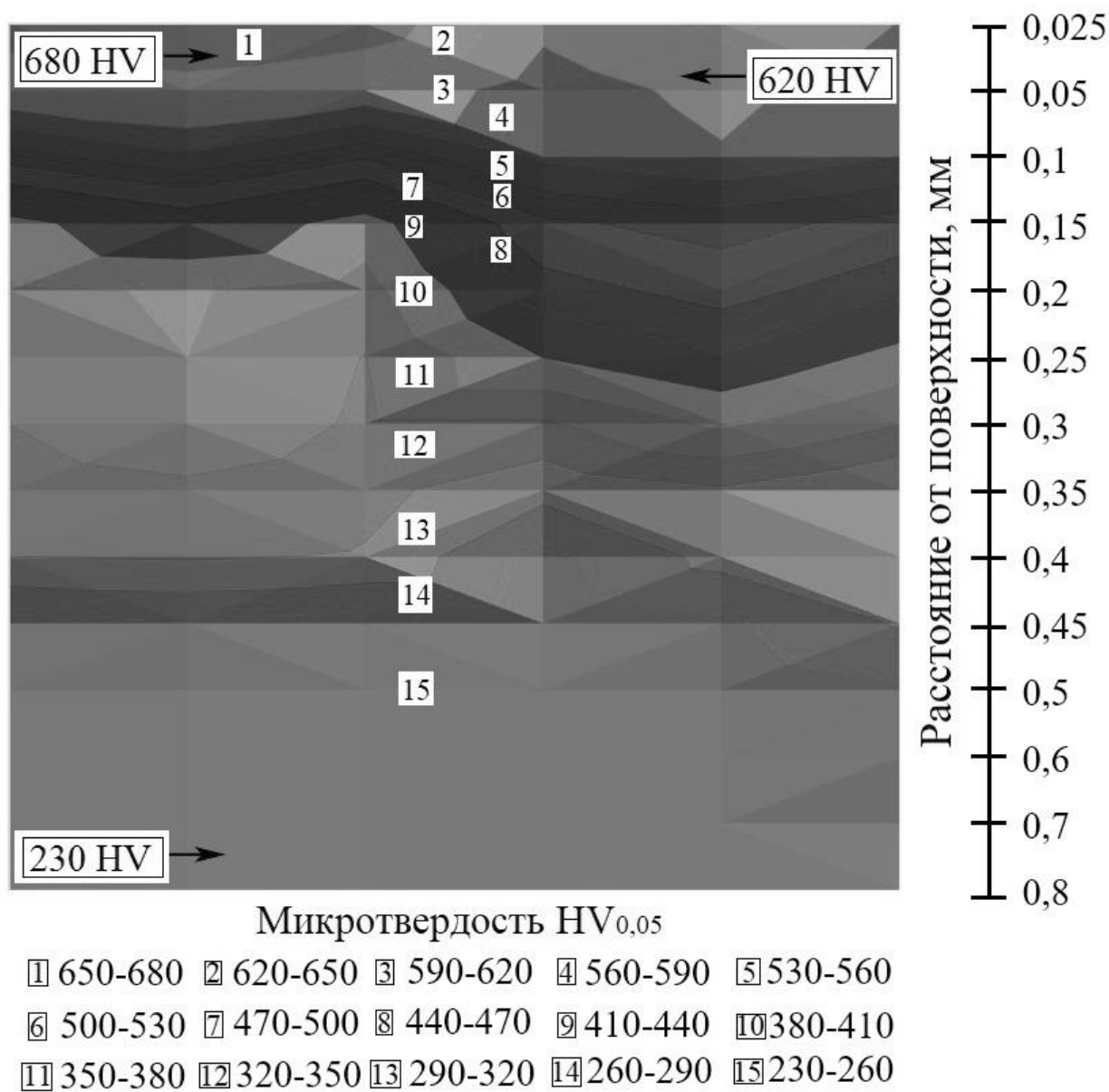


Рис. 5.26. Распределение микротвердости по зонам в образце из стали ВНС9-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 3000 МПа

Снижение уровня контактных напряжений при испытаниях на контактную усталость до 2500 МПа привело к выравниванию полей распределения микротвердости (рис. 5.27) и формированию классической схемы распространения напряжений в материале с высокой твердостью при контактно-усталостном нагружении, рассматриваемой в работах [124-127] (рис. 5.28). Экстремум по воздействию пластической деформации перераспределится в центральную часть, однако глубина модифицированного слоя, как и в случае с испытанием при напряжении 3000 МПа, достигает около 450 мкм.

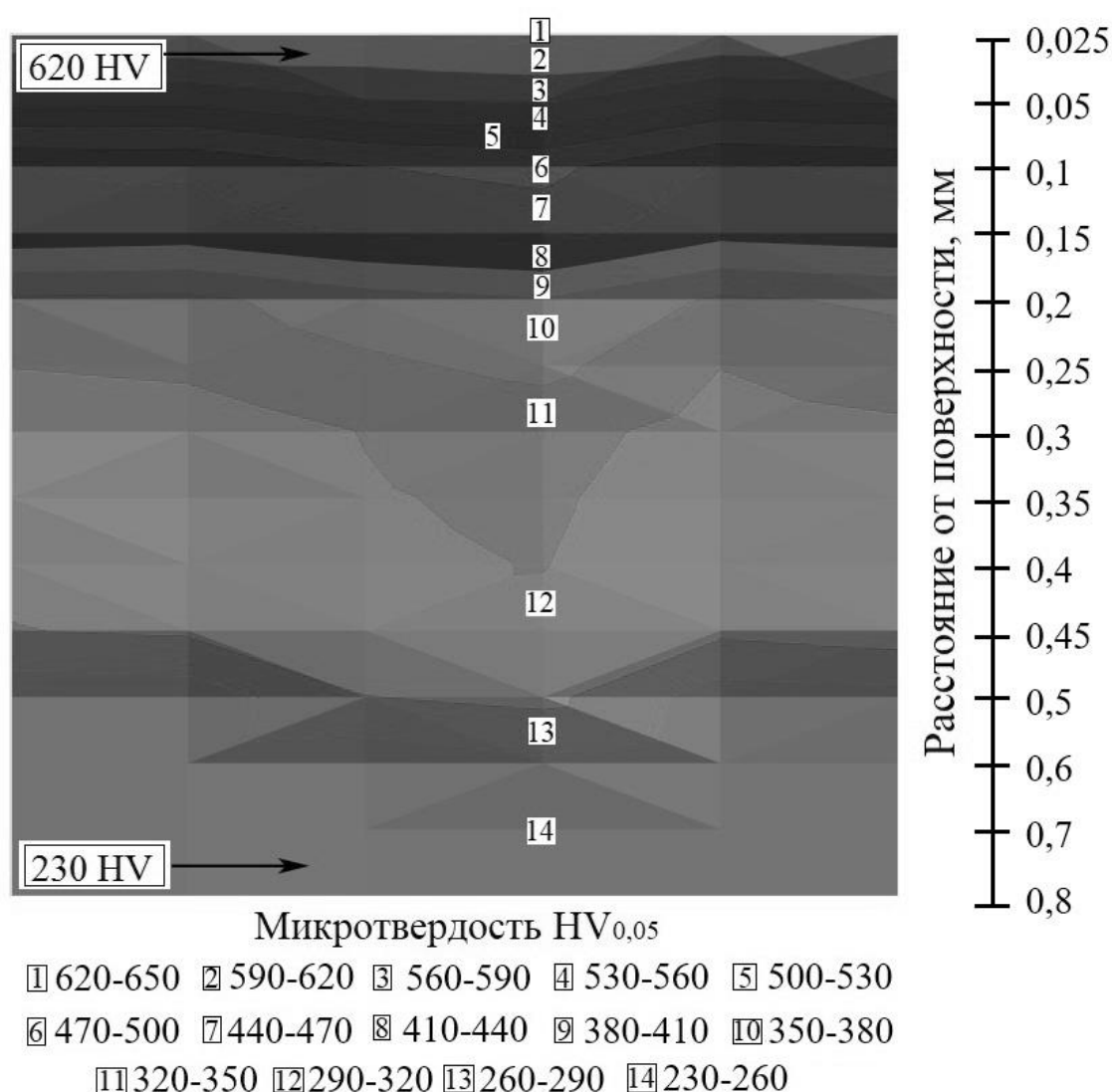


Рис. 5.27. Распределение микротвердости по зонам в образце из стали ВНС9-Ш после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 2500 МПа

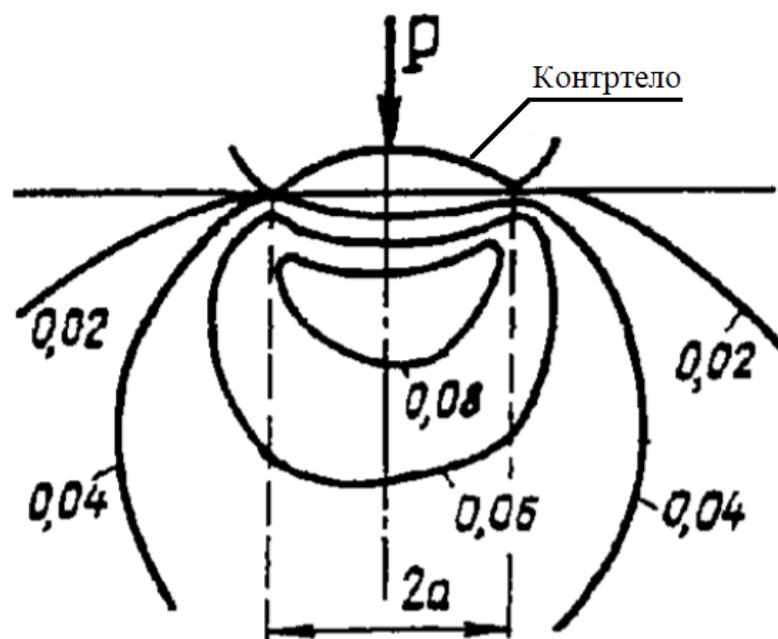


Рис. 5.28. Линии равных приведенных напряжений при контактно-усталостном нагружении [124-127]

В случае с достаточно высокой твердостью образцов из стали ВНС72-Ш (520 HV) зоны распределения микротвердости (рис. 5.29) коррелируют с классической схемой приведенных напряжений при контактно-усталостном нагружении (см. рис. 5.28). Основной очаг деформационного упрочнения локализуется по центру фрикционного контакта.

По сравнению с образцами из стали ВНС9-Ш, визуальным методом по изображению микроструктуры оценить глубину модифицированного слоя не представляется возможным. Базовое значение твердости 520 HV, в связи с чем глубину модифицированного слоя оценивали по значению более 560 HV. По данному глубина деформационного воздействия находится в интервале от 200 до 300 мкм, что в 2,4 раза меньше по сравнению с модифицированным слоем в образцах из стали ВНС9-Ш после испытаний на контактную усталость при том же напряжении.

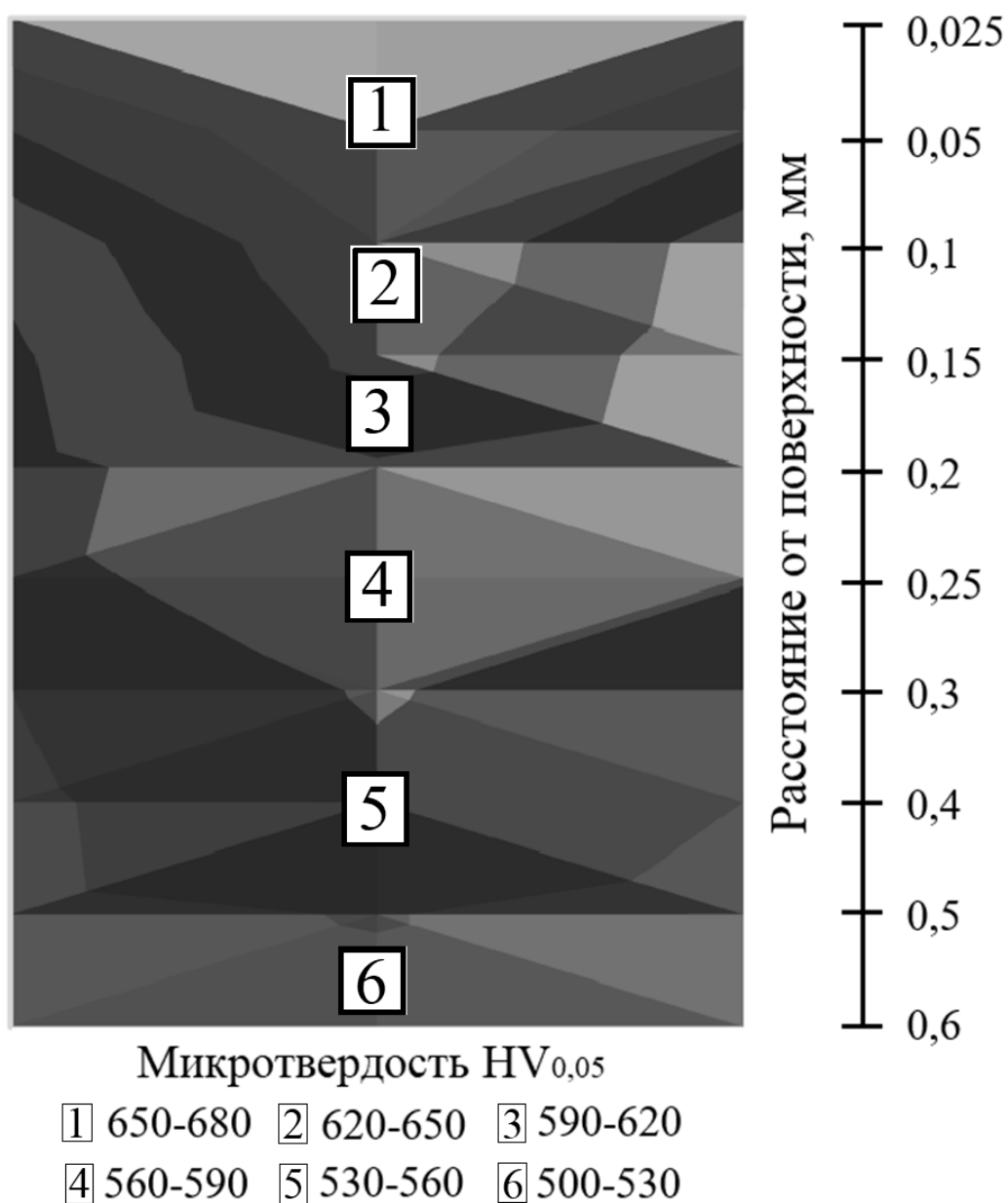


Рис. 5.29. Распределение микротвердости по зонам в образце из стали ВНС72-III после испытания на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 4000 МПа

Исследования износостойкости стали ВНС9-III позволили установить, что объемное увеличение мартенситной фазы в процессе холодной пластической деформации позволяет значительно снизить интенсивность изнашивания. Увеличение доли мартенситной фазы также может способствовать увеличению долговечности при эксплуатации в условиях контактно-усталостного нагружения. При высоких контактных напряжениях деформация локализуется в поверхностных

слоях, в связи с чем модификация поверхности путем «накатки» мартенсита при более низких напряжениях может способствовать увеличению количества циклов до разрушения.

Для проверки этого предположения была увеличена доля мартенситной фазы в образцах путем обкатки образцов на машине МКВ-К цилиндрическими контртелами с плоской поверхностью (рис. 5.30) из подшипниковой стали ЭИ347-Ш (8X4B9Ф2-Ш) при различных напряжениях на контактной поверхности. Оценку долю мартенситной фазы в поверхности проводили методом рентгенофазового анализа. По результатам анализа первичная обкатка образцов при напряжениях 600, 780 и 920 МПа в течение 76500 оборотов контртел позволила увеличить долю мартенситной фазы в поверхности до 7, 10 и 15 % соответственно.

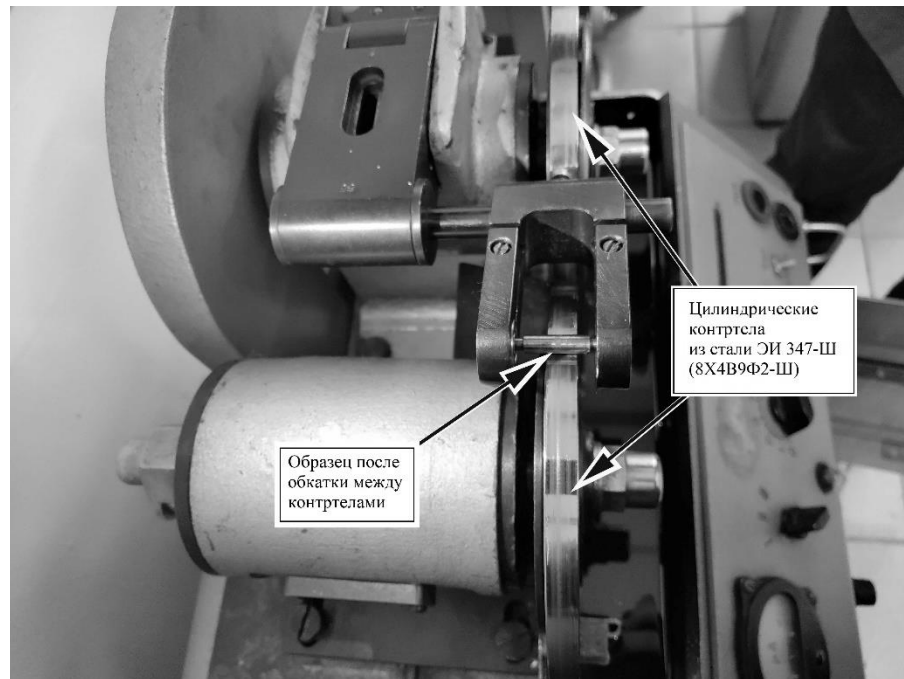


Рис. 5.30. Вид образца и цилиндрических контртел после обкатки поверхности образца

Обкатка образцов между цилиндрическими контртелами с плоской поверхностью при расчетном напряжении зоне контакта 600 МПа и 7% наведенного мартенсита позволила повысить предел контактной выносливости образцов с 2300 до 2500 МПа.

По результатам испытаний на контактную усталость при напряжениях в зоне контакта 3000 МПа (рис. 5.31) было установлено, что поверхностное увеличение количества мартенситной фазы:

- с 0 до 7% привело к увеличению количества циклов до разрушения образцов из стали ВНС9-Ш в 14,5 раз.

- с 0 до 10% привело к увеличению количества циклов до разрушения образцов из стали ВНС9-Ш в 27 раз.

- с 0 до 15% привело к увеличению количества циклов до разрушения образцов из стали ВНС9-Ш в 61 раз.

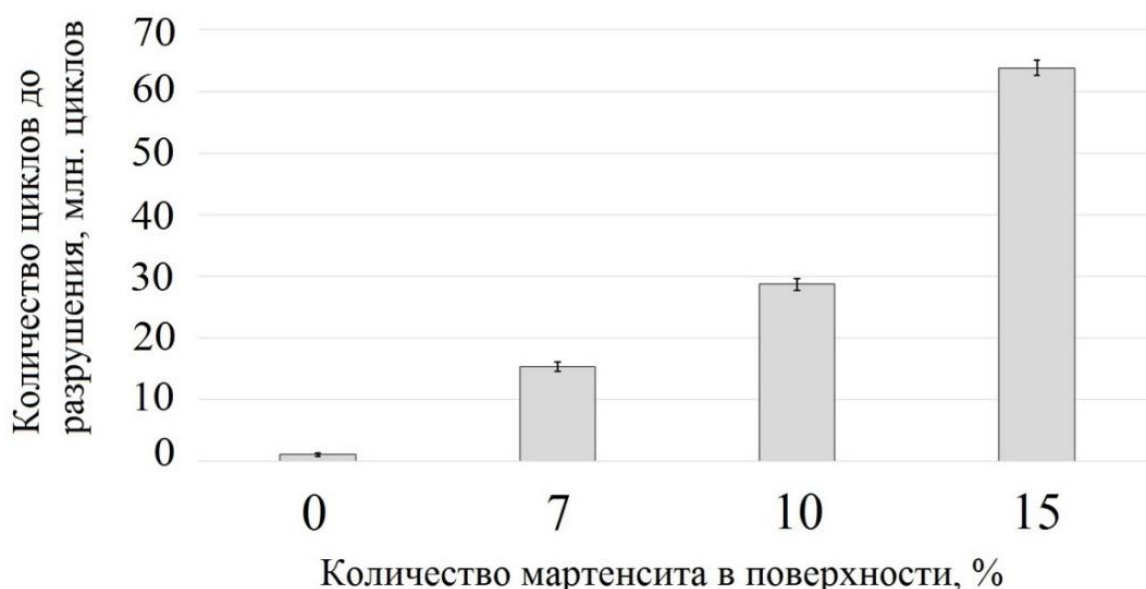


Рис. 5.31. Влияние количества мартенсита в поверхности образцов из стали ВНС9-Ш на количество циклов до разрушения при испытаниях на контактную усталость при напряжении в зоне контакта 3000 МПа

Испытания на контактную усталость при расчетном напряжении в зоне контакта 4000 МПа не дали положительного результата: количество циклов до разрушения практически не увеличилось, а образцы все также сильно продавливаются. Несмотря на увеличение количества мартенситной фазы в поверхности после обкатки между двумя цилиндрическими контртелами

сердцевина имеет низкую твердость, а значит и жесткость для удержания поверхностного слоя при таком высоком уровне напряжений не достигается.

Выводы по Главе 5

1) Показано, что проведение поверхностного пластического деформирования для стали ВНС9-Ш, имеющей после закалки с 1100 °С метастабильную аустенитную структуру и склонность к мартенситообразованию при деформации, позволяет обеспечить ей в целом более высокий уровень механических и триботехнических характеристик по сравнению со сталью ВНС72-Ш со стабильной аустенитно-мартенситной структурой после упрочняющей термической обработки (закалка с 1030 °С, обработка холодом при –75 °С и отпуск 200 °С). В то же время, для случаев, когда проводить поверхностное пластическое деформирование затруднительно (крупногабаритные узлы, детали сложной формы, ленты), предпочтительнее будет использовать сталь ВНС72-Ш, упрочняемую только термической обработкой. Например, для образцов ленты из стали ВНС72-Ш такая обработка приводит к появлению в структуре 75 об.% мартенсита, что обеспечивает повышение твердости HV0,1 в 1,5 раза и снижение интенсивности изнашивания и коэффициента сухого трения скольжения на установившемся участке соответственно в 2,5 и 1,5 раза.

2) Показано, что увеличение содержания мартенситной фазы с 0 до 14 об.% и 23 об.% в структуре образцов из стали ВНС9-Ш с TRIP-эффектом не приводит к значительному изменению в интенсивности изнашивания в условиях сухого трения по стали ШХ15. Это связано с интенсивным протеканием мартенситного превращения во время трибонагружения и как следствие постоянным упрочнением поверхностного слоя образцов. В образцах с большим содержанием мартенсита в структуре (32 об. % и 50 об. %) интенсивность изнашивания уменьшается в 4 раза по сравнению с 100% аустенитной структурой. Лучшее сочетание триботехнических характеристик наблюдается для образца, содержащего 32 об. % мартенсита. Это связано с объемным распределением

мартенсита в структуре листа из стали ВНС9-Ш, которое помимо деформационного упрочнения в процессе трибонагружения вносит дополнительное упрочнение. Дальнейшее увеличение объемного содержания мартенсита до 50% незначительно увеличивает износостойкость образцов, однако способствует значительному увеличению интенсивности изнашивания контртела.

3) При идентичных значениях твердости аустенитно-мартенситная сталь ВНС9-Ш с содержанием мартенсита 50% обладает лучшей износостойкостью по сравнению со сталью ВНС72-Ш, содержащей 75% мартенсита, частности, меньшей в 4 раза интенсивностью изнашивания и более стабильным коэффициентом трения. Это связано с тем, что сталь ВНС72-Ш имеет полученную в результате термической обработки стабильную аустенитно-мартенситную структуру, а трип-эффект у нее отсутствует.

4) Установлено, что предел контактной выносливости для стали ВНС72-Ш после упрочняющей термической обработки составляет 1700 МПа, а для стали ВНС9-Ш в закаленном состоянии – 2300 МПа.

5) В условиях контактной усталости при высоких контактных напряжениях (3000 и 4000 МПа) образцы из закаленной стали ВНС72-Ш обладают большей долговечностью, чем образцы из стали ВНС9-Ш. Это связано с тем, что при таком уровне напряжений имеет место пластическая деформация сжатия (вдавливание) поверхности образцов в зоне контакта и высокая степень пластической деформации поверхностных слоев, в результате чего происходит ускоренное формирование питтинга и усталостное выкрашивание. Сталь ВНС72-Ш имеющая большие значения твердости 520 HV и модуля упругости $E = 195$ ГПа по сравнению со сталью ВНС9-Ш (220 HV, $E = 170$ ГПа) в таких условиях естественно работает лучше. Также обнаружено, что при таких контактных напряжениях из-за высокой твердости образцов из стали ВНС72-Ш и отсутствия трип-эффекта наблюдается равномерное распределение упрочненных зон от поверхности в глубину образцов под воздействием пластической деформации. У образцов из стали ВНС9-Ш в процессе

контактно-усталостных испытаний происходит неравномерное распределение упрочненных зон.

6) При напряжениях в зоне контакта менее 2500 МПа напротив лучшие характеристики показывают образцы из стали ВНС9-Ш, у которой за счет ТРИП-эффекта в поверхностных слоях происходит интенсивное мартенситное превращение, приводящее к их упрочнению, и, как следствие, к увеличению долговечности образцов. Также при таком уровне напряжений в образцах из стали ВНС9-Ш наблюдается равномерное распределение упрочненных зон от поверхности в глубину образцов.

7) Для стали ВНС9-Ш обнаружено, что за счет повышения содержания мартенситной фазы в поверхностных слоях образцов можно значительно улучшать ее характеристики при контактно-усталостном нагружении. Увеличение содержания мартенсита в поверхностных слоях с 0 до 7 об.% позволяло повысить предел контактной выносливости стали ВНС9-Ш с 2300 до 2500 МПа и увеличить количество циклов до разрушения в 14,5 раз. Увеличение поверхностного содержания мартенситной фазы до 10 об.% и до 15 об.% привело, соответственно, к увеличению количества циклов до разрушения в 27 раз и в 61 раз.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Впервые исследованы структура и фазовый состав проволок из аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш после холодного волочения с $\varnothing$ 3,5 мм до $\varnothing$ 2,4 - 0,36 мм (суммарное обжатие 31,5 - 86%). Обнаружено, что такая обработка приводит к появлению в структуре стали от 15 до 57 об.% мартенситной фазы и обеспечивает существенное повышение механических свойств. В частности, увеличение содержания мартенситной фазы с 20,4 до 57 об.% приводит к росту предела прочности примерно с 2050 до 2800 МПа, предела условной текучести - с 1500 до 2050 МПа, физического предела усталости с 600 до 1250 МПа и усталостной долговечности $\approx$ в 2,5 раза.

2. Выявлен эффект формирования градиентной структуры у проволок из стали ВНС9-Ш при холодном волочении, когда в поверхностном слое толщиной $\approx$ 50 мкм содержание мартенситной фазы существенно меньше, чем во внутренних объемах. Показано, что формирование такой структуры связано с разогревом поверхностного слоя при механическом воздействии в ходе волочения до температур отпуска, при которых протекает обратное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$.

3. Обнаружено, что зависимости прочностных характеристик при статическом растяжении проволок из стали ВНС9-Ш от скорости деформации носят экстремальный характер: сначала наблюдается снижение, а затем рост. Это является следствием интенсификации конкурирующих процессов образования мартенсита деформации и тепловыделения при увеличении скорости деформации. Положение и значение минимума зависит от содержания мартенситной фазы: при 20 об.% мартенсита он наблюдается при скорости 10 мм/мин, а при 57 об.% - при 1 мм/мин, причем уровень падения прочности заметно ниже. На механические свойства стали ВНС72-Ш без ТРИП эффекта со стабильной аустенитно-мартенситной структурой увеличение скорости деформации влияние не оказывает.

4. Установлено, что увеличение температуры отпуска от 0 до 500 °С для образцов из стали ВНС9-Ш после обработки давлением приводит, независимо от содержания мартенситной фазы, сначала к плавному росту усталостной

долговечности $\approx$ в 2 раза, что обусловлено дисперсионным твердением, а при дальнейшем увеличении к её уменьшению ниже исходных значений вследствие $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения.

5. Впервые исследовано влияние упрочняющей обработки на триботехнические характеристики листовых образцов ТРИП-стали ВНС9-Ш (холодная прокатка) и ВНС72-Ш (закалка, обработка холодом и низкий отпуск) в условиях сухого трения скольжения. Для стали ВНС9-Ш наиболее благоприятное сочетание твердости, интенсивности изнашивания, коэффициента трения, длительности режима приработки и интенсивности изнашивания контртела наблюдается при получении за счет обработки в структуре порядка 32 об.% мартенситной фазы. При этом интенсивность изнашивания в условиях сухого трения скольжения у стали ВНС72-Ш выше в 4 раза чем у стали ВНС9-Ш, несмотря на сопоставимые значения твердости.

6. Установлено, что в условиях контактной усталости в диапазоне напряжений 3000 - 4000 МПа сталь ВНС9-Ш после закалки с 1100 °С из-за с низкой твердости (220 НВ) имеет меньшую долговечность чем сталь ВНС72-Ш после упрочняющей термической обработки (закалка с 1030 °С, обработка холодом при -75 °С и отпуск 200 °С), а в диапазоне контактных напряжений менее 3000 МПа характеристики контактной выносливости выше у стали ВНС9-Ш из-за образования на образцах равномерного упрочненного поверхностного слоя со структурой мартенсита деформации, в частности, предел контактной выносливости для стали ВНС9-Ш составляет 2300 МПа, а для стали ВНС72-Ш - 1700 МПа.

7. Для увеличения контактной выносливости стали ВНС9-Ш при напряжениях $\leq$ 2500 МПа предложено проводить поверхностное пластическое деформирование обкаткой роликом, приводящее к образованию в образцах градиентной структурой распределения мартенсита: от 7-15 об.% в поверхностного слоя толщиной $\approx$ 10-20 мкм до 0 об.% в основном объеме металла. Так, с увеличением содержания мартенсита у поверхности на 7, 10 и 15 об.% контактная выносливость увеличивается соответственно в 14,5, 27 и 61 раз.

8. Показано, что сталь ВНС9-Ш после закалки с 1100 °С и поверхностного пластического деформирования имеет более высокий уровень механических и триботехнических характеристик по сравнению со сталью ВНС72-Ш после упрочняющей термической обработки. Термоупрочненную сталь ВНС72-Ш предпочтительнее будет использовать для случаев, когда использовать поверхностное пластическое деформирование затруднительно (крупногабаритные узлы, детали сложной формы). Например, в структуре листов из этой стали после термообработки достигается содержание мартенсита 75 об.%, что, по сравнению с не термообработанным состоянием, обеспечивает повышение твердости HV_{0,1} в 1,5 раза и снижение интенсивности изнашивания и коэффициента сухого трения скольжения на установившемся участке соответственно в 2,5 и 1,5 раза.

Результаты данной работы будут использованы в технологических процессах ООО «НПК «Спецсталь» для обеспечения качества продукции из аустенитных и аустенитно-мартенситных сталей.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тонышева О. А., Вознесенская Н. М. Перспективные высокопрочные коррозионностойкие стали, легированные азотом (сравнительный анализ) // Авиационные материалы и технологии. 2014. №3. С. 27-32.
2. Каблов Е. Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи //Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932 – 2002, 2006. С. 23-47.
3. Вознесенская Н. М., Каблов Е. Н., Петраков А. Ф., Шалькевич А. Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса //Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. №. 7. С. 34-37.
4. Тонышева О.А., Вознесенская И.М., Елисеев Э.А., Шалькевич А.Б. Новая высокопрочная экономнолегированная азотосодержащая сталь повышенной надежности //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 84-88
5. Тонышева О.А., Вознесенская Н.М., Шестаков И.И., Елисеев Э.А. Влияние режимов высокотемпературной термомеханической обработки на структуру и свойства высокопрочной коррозионностойкой стали аустенитно-мартенситного класса 17X13H4K6CAM3ч //Авиационные материалы и технологии. 2017. №1. С. 11-16. DOI 10.18577/2071-9140-2017-0-1-11-16
6. Черненко Д. В., Качайкина Е. С. Исследование влияния закалки на структуру и механические свойства коррозионностойкой азотсодержащей мартенситно-аустенитной стали //Ответственный редактор. 2021. С. 32-34.
7. Крылов С. А., Щербаков А. И., Макаров А. А., Тонышева О. А. Снижение содержания неметаллических включений в коррозионностойкой азотсодержащей стали //Труды ВИАМ. – 2017. – №. 5 (53).
8. Специальные стали: пер. с нем. / Гудремон Э.; ред. пер. Займовский А. С., Бернштейн М. Л., Меськин В. С. (2-е изд., сокр. и перераб.) М.: Металлургия, 1966. Т. 1. 1966. 734 с.

9. Специальные стали: пер. с нем. / Гудремон Э.; ред. пер. Займовский А. С., Бернштейн М. Л., Меськин В. С. (2-е изд., сокр. и перераб.) М.: Металлургия, 1966. Т. 2. 1966. 540 с.

10. Лукин Е. И. Исследование и разработка никелевых и хромоникелевых сталей со структурой азотистого мартенсита для высоконагруженных изделий. Диссертация... канд. техн. наук. М.: 2016. 116 с.

11. Слизов А.К. Особенности механического поведения листовой метастабильной аустенитно - мартенситной стали с учетом проявления трип – эффекта. Диссертация... канд. техн. наук. М.: 2019. 111 с.

12. Потак Я.М. Высокопрочные стали. Серия «Успехи современного металловедения». М., «Металлургия». 1972. 208 с.

13. Pehlke R.D., Elliott J.F. Trans. AIME. 1960. v. 218. P. 1088.

14. Berns H., Escher C., Streich W.-D. Material Science Forum. 318-320 (1999). p. 443-448.

15. Berns H., Ehrhardt R. Carbon or nitrogen alloyed quenched and tempered stainless steel – comparative study // Steel research 67. 1996 8. P. 343-349.

16. G. Stein, I. Hucklenbroich, M. Wagner: Material Science Forum. 318-320 1999. P. 167-174.

17. Потак Я.М., Сачков В.В., Попова Л.С., Лавров В.И., Гращенко П.М.. Нержавеющая сталь X16H6 (CH-2A, ЭП-288) переходного класса с высокой вязкостью // МиТОМ, 1968, №11, С.4-7.

18. Братухин А. Г. «Технологическое обеспечение высокого качества, надежности, ресурса авиационной техники» М.: Машиностроение, т.1, 1996, 524 с.

19. В.М. Блинов, Г.Ю. Калинин, М.В. Костина, С.Ю. Мушникова, В.И. Попов, А.А. Харьков. Влияние азота на коррозионные и коррозионно-механические свойства стали со структурой азотистого мартенсита // М., Металлы. 2003. №4. С.84-92.

20. М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, Г.А. Степанов. О возможностях использования сталей со структурой азотистого мартенсита для

сварных конструкций, работающих при низких температурах. / В сб. трудов семинара (VII научно-технической конференции) «Прочность материалов и конструкций при низких температурах» С.-Петербург. 2002. С.26-31.

21. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом // МиТОМ, 2000, №12, с 3 -6.

22. Вознесенская Н. М., Изотов В.И., Ульянова Н.В., Попова Л.С., Потак Я.М. Структура и свойства высокопрочной нержавеющей стали переходного класса ЭП310 (ВНС-5) // МиТОМ. 1971. № 1. С. 32-35.

23. Вознесенская Н. М. Исследование нержавеющей высокопрочной стали переходного класса для изготовления тяжело нагруженных узлов самолета: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 // -М., 1971. 212 с.

24. Вознесенская Н. М., Каблов Е. Н., Петраков А. Ф., Шалькевич А. Б. Высокопрочные коррозионностойкие стали аустенитно-мартенситного класса //Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. №. 7. С. 34-37.

25. Померанцева С. И., Вознесенская Н. М., Тарасенко Л. В. и др. Высокопрочные коррозионностойкие стали переходного аустенитно-мартенситного класса ВНС-5 и СН-3 //Вопросы авиационной науки и техники. – 1986. – С. 65-72.

26. Высокопрочная коррозионно-стойкая сталь: пат. 2186859. Рос. Федерация. № 2186859/С2; заявл. 18.01.2000; опубл. 10.08.2002. 6с.

27. Тихонов А. Г., Смольков П. С. Исследование остаточных напряжений в поверхностном слое деталей из стали 13Х15Н4АМЗ при продольном течении //Вестник Иркутского государственного технического университета. 2018. Т. 22. №. 8 (139).

28. Громов В. И., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Тоньшева О.А. Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали ФГУП" ВИАМ" для изделий авиационной техники // Авиационные материалы и технологии, 2017. №S. С. 159–174. DOI 10.18577/2071-9140-2017-0-S-159-174

29. Каблов Е. Н., Кривоногов Г. С. Работоспособность высокопрочных коррозионностойких сталей при воздействии водорода //Металлы. 2002. №. 1. С. 42-51.
30. Куракова Н.П., Гаврин В.С., Гаврилов Г.Н., Костромин С.В. Исследование свойств коррозионностойкой стали для изделий авиационной техники //Современные проблемы науки и образования. 2014. №. 2. С. 126-126.
31. Бакрадзе М.М., Громов В.И. Новые высокопрочные конструкционные стали разработки ФГУП" ВИАМ" // Высокопрочные стали для аэрокосмической техники и технологии их производства. 2019. С. 6-14.
32. Геров М. В. и др. Усталостная прочность мартенситностареющей стали ЧС5У-ИД И аустенитно-мартенситной стали 1Х15Н4АМЗ-Ш //VII Международная конференция" Деформация и разрушение материалов и наноматериалов". 2017. С. 255-258.
33. Яловая А. А., Амосов Е. А. Факторы, влияющие на прочностные характеристики стали ЭП 310-Ш //Современные материалы, техника и технология. 2018. С. 449-451.
34. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. М.:ИМЕТ РАН-ЦИАМ, 2013. 515 с.
35. Терентьев В. Ф., Слизов А. К., Просвирнин Д. В. Проявление трип-эффекта в аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш при различных скоростях деформации //Деформация и разрушение материалов. 2016. №. 1. С. 14-18.
36. Fischer F. D., Reisner G., Werner E et al. A new view on transformation induced plasticity (TRIP) //International Journal of Plasticity. 2000. V. 16. №. 7-8. P. 723-748.
37. Эстрин Э. И. Мартенситное превращение и трип-эффект в сплавах Fe-Ni-Mn при низкотемпературной деформации //Физика металлов и металловедение. 2005. Т. 100. №. 3. С. 91-94.

38. Frommeyer G., Brück U., Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes //ISI international. 2003. V. 43. №. 3. P. 438-446.

39. Stolyarov V. V., Klyatskina E. A., Terentyev V. F. Suppression of trip effect in metastable steel by electrical current //Letters on materials. 2016. V. 6. №. 4. P. 355-359.

40. Grässel O., Krüger L., Frommeyer G., Meyer L. W. High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development—properties—application //International Journal of plasticity. 2000. V. 16. №. 10-11. P. 1391-1409.

41. Титовец А. А., Гордейчик С. А. Использование трип-сталей в современной технике для агропромышленного комплекса //Фундаментальные основы современных аграрных технологий и техники: сборник трудов Всероссийской молодежной научно-практической конференции (г. Юрга, 21-23 октября 2015 г. Томск, 2015). 2015. С. 223-224.

42. Константинов Д. В., Корчунов А.Г., Ширяев О.П. и др. Исследование макро-и микромеханики деформирования стали в ходе процесса волочения на основе мультимасштабного моделирования //Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Metallurgy. 2017. Т. 17. №. 4. С. 92-100.

43. Коррозионностойкие стали// Федеральное Государственное Унитарное Предприятие «Всероссийский научно-исследовательский Институт Авиационных Материалов» Государственный Научный Центр Российской Федерации: [сайт]. URL: https://viam.ru/steel_2 (дата обращения: 02.08.2022).

44. Елисеев Э. А., Терентьев В.Ф., Ерасов В.С. и др. Статическая и усталостная прочность проволоки из трип-сталей ВНС9-III //Деформация и разрушение материалов. 2016. №. 8. С. 29-35.

45. Терентьев В. Ф., Просвирнин Д.В., Бецофен С.Я. и др. Механическое поведение трип-сталей ВНС9-III после отпуска //Деформация и разрушение материалов. 2020. №. 11. С. 30-35.

46. Терентьев В. Ф., Просвирнин Д.В., Слизов А.К. и др. Особенности поведения тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-сталей ВНС9-III в

условиях статического и циклического деформирования //Деформация и разрушение материалов. 2017. №. 8. С. 39-47.

47. Елисеев Э. А., Терентьев В.Ф., Вознесенская Н.М. и др. Влияние скорости деформации на механические свойства тонколистовой трип-стали с высоким содержанием мартенсита //Деформация и разрушение материалов. 2016. №. 7. С. 31-33.

48. Терентьев В. Ф., Рощупкин В.В., Пенкин А.Г., Пенкин М.А. Влияние содержания мартенсита на механическое поведение и акустико-эмиссионные характеристики тонколистовой трип-стали при статическом растяжении //Деформация и разрушение материалов. 2019. №. 2. С. 36-41.

49. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. и др. Изменение фазового состава высоколегированной трип-стали в процессе статического и циклического деформирования //Авиационные материалы и технологии. 2014. №S4. С. 45-49

50. Роней М. Усталость высокопрочных материалов (глава 7) // Разрушение. Том 3. Инженерные основы и воздействие внешней среды. Под ред. Г. Либовица. Пер. с англ. М: Изд – во МИР. 1976. с. 471 527

51. Севальнев Г.С., Севальнева Т.Г., Колмаков А.Г. и др. Влияние фазового состава аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш на характеристики сухого трения скольжения в трибоконтакте со сталью ШХ15 //Деформация и разрушение материалов. 2021. № 10. С. 20-27. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-10-20-27.

52. Hsu K. L., Ahn T. M., Rigney D. A. Friction, wear and microstructure of unlubricated austenitic stainless steels //Wear. 1980. V. 60. №. 1. P. 13-37.

53. Hua M., Xicheng W., Jian L. Friction and wear behavior of SUS 304 austenitic stainless steel against Al_2O_3 ceramic ball under relative high load //Wear. 2008. V. 265. №. 5-6. P. 799-810.

54. Mao B., Chu S., Wang S. Effect of Grain Size on the Friction-Induced Martensitic Transformation and Tribological Properties of 304 Austenite Stainless Steel // Metals, 2020. Vol. 10. Is.9. № 1246.

55. Sevalnev G. S., Tsukanov D. V., Zubkov N. N. et al. Improvement of Austenitic Steel Tribological Properties by Deformational Cutting //Metallurgist. 2021. V. 65. №. 1-2. P. 169-176.

56. Вдовин К. Н., Феоктистов Н. А., Хабибуллин Ш. М. Исследование процесса эксплуатации литых броней из стали марки 110Г13Л в мельнице МПСИ-70х23 //Литейные процессы. 2013. №. 12. С. 8-11.

57. Вдовин К. Н., Хабибуллин Ш. М. Совершенствование технологии производства литых броней из стали марки 110Г13Л для мельницы МПСИ-70Х23 //Литейщик России. 2014. №. 1. С. 13-15.

58. Казанцева В. В. Структурные и фазовые превращения, протекающие в областях локализации деформации стали 110Г13Л при динамических нагрузках Диссертация... канд. техн. наук. Барнаул: 2010. 140 с.

59. Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Кукушкин С. С., Кожанова Н. В. Влияние статического и циклического нагружений на мартенситные превращения в аустенитной стали 110Г13Л // Фундаментальные исследования. 2004. №. 5. С. 96-96.

60. Квеглис Л. И., Темных В. И., Казанцева В. В. и др. Структурные и магнитные превращения в аустенитной стали 110Г13Л при динамическом нагружении // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2010. №. 7. С. 85-90.

61. О целесообразности изготовления зубьев ковшей экскаваторов из стали 110Г13Л / В.И. Болобов, А.П. Баталов, Ю.В. Лыков, В.С. Бочков. Освоение минеральных ресурсов Севера: проблемы и решения: Труды 10-й Международной научно-практической конференции. Воркута, 2012. С.319-322.

62. Болобов В.И., Бочков В.С., Сюй Цинянь Износостойкость стали Гадфильда при больших удельных нагрузках // Горное оборудование и электромеханика. 2012. № 1. С.38-42.

63. Вдовин К. Н., Феоктистов Н. А., Хабибуллин Ш. М. Технологический процесс производства броней из стали марки 110Г13Л в условиях

ООО «Ремонтно-механический завод» //Теория и технология металлургического производства. 2014. №. 1 (14). С. 51-52.

64. Тененбаум М.М. Износостойкость деталей и долговечность горных машин. М., 1960. 247 с.

65. Бочков В. С., Болобов В.И., Баталов А.П., Бойцов Ю.П. О возможности эффективного наклепа стали гадфильда в условиях работы брони шаровых мельниц //Записки Горного института. 2012. Т. 196. С. 226-230.

66. Болобов В. И., Баталов А. П., Бочков В. С., Чупин С. А. Износостойкость стали 110Г13Л в различных абразивных средах //Записки горного института. 2014. Т. 209. С. 17-22.

67. Harzallah R., Mouftiez A., Felder E. et al. Rolling contact fatigue of Hadfield steel X120Mn12 //Wear. 2010. V. 269. №. 9-10. P. 647-654.

68. Паршуков Л. И., Ковальчук В. Г., Ходакова Е. А., Попов К. Н. Сварка высокопрочной коррозионностойкой стали ВНС-72 //Высокопрочные стали для аэрокосмической техники и технологии их производства. 2019. С. 127-133.

69. Высокопрочная коррозионно-стойкая сталь: пат. 2575513. Рос. Федерация. № 2575513/С1; заявл. 14.08.2014; опубл. 20.02.2016. Бюл. № 5, 7с.

70. Высокопрочная коррозионно-стойкая сталь и изделие, выполненное из нее: пат. 2214474. Рос. Федерация. № 2214474/С2; заявл. 27.11.2001; опубл. 20.10.2003. Бюл. № 29, 8с.

71. Третьякова Т. В. Особенности использования программного обеспечения Vis-3D, реализующего метод корреляции цифровых изображений, в приложении к исследованию полей неупругих деформаций //Вычислительная механика сплошных сред. 2014. Т. 7. №. 2. С. 162-171.

72. Любутин П. С., Панин, С. В., Титков, В. В. и др. Развитие метода корреляции цифровых изображений для изучения процессов деформации и разрушения конструкционных материалов //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2019. №. 1. С. 87-107.

73. Третьякова Т. В., Вильдеман В. Э. Исследование развития трещин при сложных режимах нагружения методом корреляции цифровых изображений //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. №. 6. С. 54-58.
74. Третьякова Т. В., Спаскова Е. М. Экспериментальное исследование предельных напряженно-деформированных состояний квазихрупкого материала с использованием метода корреляции цифровых изображений //Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика, 2013. №. 2. С. 186-198.
75. Хотинков В. А., Полухина О.Н., Вичужанин Д.И. и др. Изучение деформации Людерса в ультрадисперсной низкоуглеродистой стали методом корреляции цифровых изображений //Письма о материалах. 2019. Т. 9. №. 3. С. 328-333.
76. Плешанов В. С., Кибиткин В. В., Напряшкин А. А., Солодушкин А. И. Измерение деформации материалов методом корреляции цифровых изображений //Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. 2008. Т. 312. №. 2S. С. 343-349.
77. Смирнов С. В., Хотинков В. А., Вичужанин Д. И. и др. Исследование методом корреляции цифровых изображений пластического течения стали 08Г2БМ при растяжении //Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2018. №. 3. С. 6-13.
78. Башков О. В., Панин С. В., Бяков А. В. Исследование влияния толщины азотированного поверхностного слоя на стадийность деформации и разрушения стали 12Х18Н10Т методом акустической эмиссии, корреляции цифровых изображений и анализа диаграмм нагружения //Физическая мезомеханика. 2010. Т. 13. №. 6. С. 53-72.
79. LVDT-датчики перемещения// Время Электроники: [сайт]. URL: <https://russianelectronics.ru/> (дата обращения: 06.08.2020).
80. Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей: учебное пособие / Оспенникова О.Г. [и др.] под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2019. 600 с.

81. ASTM G99 – 17 Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019, www.astm.org
82. Севальнёв Г.С. Повышение контактной выносливости и износостойкости тонкостенных деталей подшипников качения из высокоуглеродистых сталей мартенситного класса путем комбинированной химико-термической обработки. Диссертация... канд. техн. наук. М.: 2021. 142 с.
83. Подшипники качения: Справочник-каталог / Под ред. В. Н. Нарышкина, Р. В. Коросташевского. М.: Машиностроение, 1984. 280 с.
84. Потак Я.М., Сагалевиц Е.А. Структурная диаграмма деформируемых нержавеющей сталей // МиТОМ, 1971. №9. С.12–16.
85. Севальнёва Т. Г., Терентьев В.Ф., Севальнёв Г.С., Власов И.И. Особенности формирования структуры проволоки из аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш при волочении //Деформация и разрушение материалов. 2021. №. 2. С. 26-31.
86. Машков Ю.К. Трибофизика металлов и полимеров: монография / Ю.К. Машков. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2013. 240 с.
87. Тюльпинова Н. В. Моделирование температурных полей деталей пар трения «Вал-втулка» //Вестник Белорусско-Российского университета. 2011. №. 3. С. 131-137.
88. Верещагин М. Н., Бобаршин Ю. Л., Целуев М. Ю.и др. Численное моделирование и исследование влияния контактного трения на распределение температурных полей и напряженно-деформированное состояние в стальной проволоке при высокоскоростном волочении //Литьё и металлургия. 2009. №. 4 (53). С. 126-129.
89. Вдовин К. Н., Нефедьев А. А., Ахметова А. А. Фазовые превращения при нагреве легированной высокомарганцевой стали //Литейные процессы. 2016. №. 15. С. 94-98.
90. Спивак Л. В., Симонов Ю. Н., Дышлюк М. А. Дифференциальная сканирующая калориметрия: новые экспериментальные возможности //Вестник Пермского университета. Серия: Физика. 2019. №. 3. С. 52-57.

91. Спивак Л. В. Фазовые превращения при нагреве сталей мартенситного класса // Вестник Пермского университета. Серия: Физика. 2013. №. 1 (23). С. 62-64.
92. Трушников Е. О., Спивак Л. В. Некоторые особенности фазовых превращений в углеродистой стали У8 // Физика для пермского края. 2018. С. 30-34.
93. Клейнер Л. М. Спивак Л. В., Шацов А. А., Закирова М. Г. Мультиплетный характер процессов аустенизации и распада аустенита низкоуглеродистых мартенситных сталей // Вестник Пермского университета. Серия: Физика. 2010. №. 1. С. 111-114.
94. Арзамасов Б.Н. Материаловедение: учебник для вузов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. 648 с.
95. Korecki M., Kula P., Wołowiec E., Bazel M., Sut M. «Low Pressure Carburizing (LPC) and Low Pressure Nitriding (LPN) of Fuel Injection Nozzles made of Tool Steel» // IFHTSE 2013 (Croatia Jun. 11–14, 2013 y.). Dubrovnik Cavtat, Croatia, P. 69–76.
96. CVD и PVD износостойкие покрытия. Область применения // Продукция компании et-rus: [сайт]. URL: <https://www.et-rus.ru/> (дата обращения: 11.09.2019).
97. Справочник инструментальщика / Г. В. Боровский, С. Н. Григорьев, А. Р. Маслов; под. общ. ред. А. Р. Маслова. М.: Машиностроение, 2005 (ППП Тип. Наука). 463 с.
98. Тополянский П. А., Тополянский А. П. Технологии и оборудование для нанесения тонкопленочных износостойких покрытий // Труды ГОСНИТИ. 2012. Т. 110, №. 2. С. 96-105.
99. Локтев Д., Ямашкин Е. Основные виды износостойких покрытий // Наноиндустрия. 2007. №. 5. С. 24-31.
100. Сафонов С. В., Смоленцев В. П., Грицюк В. Г. Электроискровое легирование и покрытие металлических изделий // Справочник. Инженерный журнал с приложением. 2014. №. 11(212). С. 13-19.

101. Иванов В. И. Электроискровое легирование в классификации методов упрочнения и восстановления деталей и инструментов // Технологии упрочнения, нанесения покрытий и ремонта: теория и практика (г. Санкт-Петербург, 14-15 апреля 2016 г.). СПб.: ФГАОУ ВО СПбПУ, 2016. С. 159-163.

102. Гадалов В. Н. и др. Электроискровое легирование поверхности сплавов на основе никеля и титана // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2016. №. 1. С. 9-20.

103. Электроискровое легирование металлических поверхностей / А. Е. Гитлевич [и др.]; Отв. ред. Ю. Н. Петров. Кишинев: Штиинца, 1985. 196 с.

104. Виноградов С. С. и др. Износостойкое, антифрикционное и фреттингостойкое покрытие на основе Ni-B // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №1. ст.02 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 15.08.2022 г.). DOI:10.18577/2307-6046-2015-0-1-2-2

105. Покрытие сплавом никель-бор // НПП Электрохимия Гальванические покрытия: [сайт]. URL: <https://zctc.ru/> (дата обращения: 06.08.2019).

106. Ryzhov N. M. et al. Special features of vacuum carburizing of heat-resistant steel in acetylene // Metal science and heat treatment. 2004. V. 46, №. 5-6. P. 230-235.

107. Арзамасов Б. Н., Братухин А. Г., Елисеев Ю. С., Панайоти Т. А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 1999. 400 с.

108. Хромонитридизация // Термохим: [сайт]. URL: <http://www.termohim.com> (дата обращения: 11.08.2022)

109. Григорьев С. Н., Табаков В. П., Волосова М. А. Технологические методы повышения износостойкости контактных площадок режущего инструмента // Старый Оскол: ТНТ, 2011. 268 с.

110. Батлер М. А. Упрочнение деталей машин: Повышение усталостной и контактной прочности. М.: Машиностроение. 1968. 196 с.

111. Кибирев Л. К. Использование водородно-кислородной смеси, выделяемой электролизером в газопламенной обработке металлов // Системная

интеграция научных знаний (г. Екатеринбург, 30 октября 2020 г.). Екатеринбург: Уральский ГАУ, 2020. С. 108-110.

112. Шевцов А. Ю. Поверхностная газопламенная закалка. Сущность процесса и способы закалки // Новые материалы и технологии их обработки: сборник научных работ XV Республиканской студенческой научно-технической конференции (г. Минск, 22–25 апреля 2014 г.). Минск: БНТУ. 2014. С. 65 - 66.

113. Moghaddam P. V., Hardell J., Vuorinen E., Prakash B. The role of retained austenite in dry rolling/sliding wear of nanostructured carbide-free bainitic steels //Wear. 2019. V. 428. P. 193-204.

114. Raadnui S., Mahathanabodee S., Tongsri R. Tribological behaviour of sintered 316L stainless steel impregnated with MoS₂ plain bearing //Wear. 2008. V. 265. №. 3-4. P. 546-553.

115. Цуканов Д. В., Севальнёв Г. С., Зубков Н. Н. Влияние деформирующего резания на свойства поверхности аустенитной стали //Сборник тезисов XI Конференции молодых специалистов. Перспективы развития металлургических технологий. 2020. С. 26-28.

116. Mahathanabodee S., Palathai T., Raadnui S. et al. Dry sliding wear behavior of SS316L composites containing h-BN and MoS₂ solid lubricants //Wear. 2014. V. 316. №. 1-2. P. 37-48.

117. Dong C. L., Yuan C. Q., Bai X. Q et al. Study on wear behaviours for NBR/stainless steel under sand water-lubricated conditions //Wear. 2015. V. 332. P. 1012-1020.

118. Аустенитная сталь: пат. 2336364. Рос. Федерация. № 2006145220/02; заявл. 19.12.2006; опубл. 20.10.2008. Бюл. № 29, 7 с.

119. Севальнёв Г. С., Цуканов Д.В., Зубков Н.Н. и др. Повышение триботехнических характеристик аустенитной стали методом деформирующего резания //Металлург, 2021. №. 2. С. 42-47.

120. Сталь: пат. 2061783. Рос. Федерация. № 9393015324/02; заявл. 23.03.1993; опубл. 10.06.1996. 5 с.

121. Бреки А.Д., Чулкин С.Г., Гвоздев А.Е., Колмаков А.Г., Кузьмин А.М. Особенности трения скольжения стали 3 по стали Р6АМ5 в среде смазочного масла М14Г2ТС с присадкой порошка гидросиликата магния // Деформация и разрушение материалов, 2021. №7. С. 30-36.

122. Колмаков А.Г., Калашников И.Е., Болотова Л.К., Подымова Н.Б., Быков П.А., Катин И.В., Кобелева Л.И. Исследование свойств композиционных материалов на основе антифрикционного сплава Б83. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Том 85. №5. С. 38-45.

123. Калашников И.Е., Колмаков А.Г., Болотова Л.К., Быков П.А., Кобелева Л.И., Михеев Р.С., Хейфец М.Л. Технологические режимы получения и свойства наплавочных прутков и антифрикционных покрытий из композиционного материала на основе сплава системы SnSbCu // Физика и химия обработки материалов, 2018. № 1. С.33-41.

124. Трение износ и смазка (трибология и триботехника) / А.В. Чичинадзе, [и др.]; под ред. А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 2003. 576 с.

125. Медеяев И.А., Албагачиев А.Ю. Трение и износ деталей машин. М.: Машиностроение, 2008. 462с.

126. Крагельский И.В. Трение и износ. М.: Машиностроение, 1968. 480 с.

127. Контактная прочность металлических сплавов / Под ред. засл. деят. науки и техники РСФСР проф. д-ра техн. наук И. Н. Богачева. Свердловск: [б. и.], 1972. 141 с.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЕ

Статьи в журналах из списка ВАК

1. Исследование механизма образования аустенита в поверхностном слое при холодном волочении проволоки из аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш / Севальнёва Т. Г. [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия, 2022. Т. 18. №. 7 (211). С. 306-310 (0,3125 п.л.).
2. Особенности формирования структуры проволоки из аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш при волочении / Севальнёва Т. Г. [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2021. №. 2. С. 26-31 (0,375 п.л.).
3. Повышение триботехнических характеристик аустенитной стали методом деформирующего резания / Севальнёва Т. Г. [и др.] // Металлург, 2021. №. 2. С. 42-47 (0,375 п.л.).
4. Исследование триботехнических характеристик коррозионностойких сталей с различным механизмом объемного упрочнения / Севальнёва Т. Г. [и др.] // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №10. Ст.1. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 16.10.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11 (0,5625 п.л.).
5. Влияние фазового состава аустенитно-мартенситной трип-стали ВНС9-Ш на характеристики сухого трения скольжения в трибоконтакте со сталью ШХ15 / Севальнёва Т. Г. [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 10. С. 20-27. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-10-20-27 (0,5 п.л.).
6. Особенности структурного состояния и механического поведения мартенситно-стареющих сталей системы Fe-Cr-Ni / Севальнёва Т.Г. [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2019. №. 8. С. 25-33 (0,5625 п.л.).
7. Влияние температуры отпуска на структуру и механическое поведение трип-стали ВНС9-Ш с высоким содержанием мартенсита / Севальнёва Т.Г. [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2019. №. 6. С. 31-38 (0,5 п.л.).

8. Исследование зависимости механических свойств и структуры трип-стали ВНС9-Ш от температуры отпуска / Севальнёва Т. Г. [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2018. №. 6. С. 20-25 (0,375 п.л.).

Публикации в материалах конференций

1. Sevalneva T.G. Kolmakov A.G. Mechanical behavior of austenite-martensitic steels under tribo loading // Modern approaches to the introduction of science into practice. Abstracts of XV International Scientific and Practical Conference. San Francisco, USA 2021. Pp. 253-254 (0,125 п.л.).

2. Формирование структуры и механических свойств проволоки из стали ВНС9-Ш в процессе холодного волочения / Севальнёва Т.Г. [и др.] // Матеріали Міжнародного науково-технічного семінару «Сучасні питання виробництва та ремонту в промисловості і на транспорті», 15–19 березня 2021 р., м. Львів. – Київ: АТМ України, 2021. 150 с. - С.103-104 (0,125 п.л.).

3. Дульнев К. В., Севальнев Г.С., Севальнева Т. Г. Влияние морфологии избыточной фазы на циклическую выносливость сталей с мартенситной матрицей // Будущее машиностроения России (г. Москва, 24–27 сентября 2019 года) М.: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана. 2019. С. 216-220 (0,3125 п.л.).

4. Особенности структурного состояния и механических свойств мартенситно-старееющих сталей / Севальнёва Т.Г. [и др.] // Научные чтения им. чл. корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва 6 – 7 сентября 2018 г. / Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2018. С. 133 (0,0625 п.л.).

5. Механическое поведение мартенситно – старееющих сталей / Севальнёва Т.Г. [и др.] // Научные чтения им. чл. корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва 6 – 7 сентября 2018 г. / Сборник материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2018. С. 152 – 153 (0,125 п.л.).

6. Трибонагружение стали аустенитно-мартенситного класса ВНС9-Ш / Севальнёва Т.Г. [и др.] // Матеріали 21-ї Міжнародної науково-технічної

конференції «Інженерія поверхні та реновація виробів», 07–11 червня 2021 р., м. Свалява, Україна. – Київ: АТМ України, 2021. 172 с. – С.111-113 (0,1875 п.л.).

Статті в перекладних журналах, індикуються в Web of Science и Scopus

1. Effect of the Phase Composition of Austenitic–Martensitic VNS9-Sh TRIP Steel on the Characteristics of Dry Sliding Friction in the Tribocontact with ShKh15 Steel / Seval'neva T.G. [et al.] // Russian Metallurgy (Metally). 2022. Vol. 2022, No. 4, pp. 404–410 (0,4375 п.л.).

2. Improvement of Austenitic Steel Tribological Properties by Deformational Cutting / Seval'neva T.G. [et al.] //Metallurgist. 2021. P. 1-8 (0,5 п.л.).

3. Structure Formation in a Wire Made of Austenitic–Martensitic VNS9-Sh TRIP Steel during Drawing / Seval'neva T.G. [et al.] //Russian Metallurgy (Metally), 2021. v. 10. P. 1270-1274. DOI: 10.1134/S0036029521100311 (0,3125 п.л.)

4. Effect of the Tempering Temperature on the Structure and the Mechanical Behavior of VNS9-Sh TRIP Steel with a High Martensite Content / Seval'neva T.G. [et al.] // Russian metallurgy (Metally). 2020. V. 2020. № 4. P. 408-415 (0,5 п.л.).

5. Structural state and mechanical behavior of Fe–Cr–Ni maraging steels / Seval'neva T.G. [et al.] // Russian metallurgy (Metally). 2020. Vol. 2020. Issue 4. P. 426-433 (0,5 п.л.).

6. Mechanical properties and structure of a VNS9-Sh steel as functions of the tempering temperature / Seval'neva T.G. [et al.] // Russian metallurgy (Metally). 2019. V. 2019. № 4. P. 403-408 (0,375 п.л.).

ПРИЛОЖЕНИЕ

Приложение 1. Акт о промышленном внедрении результатов диссертационной работы на предприятии ООО «НПК «Спецсталь»



АКТ

о промышленном внедрении результатов диссертационной работы

Предприятие ООО «НПК «Спецсталь» специализируется на изготовлении различных полуфабрикатов, в том числе листов, прутков и проволоки из высокопрочных комплексно-легированных сталей аустенитного и аустенитно-мартенситного класса, для нужд машиностроительной отрасли. Применение специализированного оборудования по горячей и холодной обработке давлением с целью изготовления листов, прутков и проволоки для получения заданного уровня свойств требует научно-технический задел в области формирования структуры материала на различных этапах передела. Коррозионностойкие комплексно-легированные стали являются одними из наиболее востребованных материалов для различных отраслей тяжелой промышленности.

Одной из распространенных проблем при получении прутков из комплексно-легированных сталей с метастабильным аустенитом является неравномерное получение твердости по сечению получаемого полуфабриката. Исследования кинетики формирования структуры у сталей с метастабильным и стабильным аустенитом совместном с аспирантом ИМЕТ РАН им. А.А Байкова Севальнёвой Татьяной Геннадьевной позволили разработать режимы горячей и холодной пластической деформации, а также термической обработки для получения качественных полуфабрикатов тонкого сечения со сниженным количеством брака.

Полученные результаты исследования микроструктуры и свойств, механического поведения аустенитно-мартенситных сталей при различных видах эксплуатации, а также компьютерное моделирование процессов холодной обработки давлением будут использованы в технологических процессах ООО «НПК «Спецсталь».

Генеральный директор

Е.А. Левин

107140, г. Москва, Красносельская Верхняя ул., д.34
Тел. (495) 306-14-92
Тел. моб. (963) 998-48-94
Email: npkspecialsteel@gmail.com
Сайт: <http://st-steel.ru/>